

Вестник НЯЦ РК

ПЕРИОДИЧЕСКИЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ
НАЦИОНАЛЬНОГО ЯДЕРНОГО ЦЕНТРА РЕСПУБЛИКИ КАЗАХСТАН

ВЫПУСК 4(36), ДЕКАБРЬ 2008

Издается с января 2000 г.

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР – д.ф.-м.н. КАДЫРЖАНОВ К.К.

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ: к.х.н. АРТЕМЬЕВ О.И., д.т.н. БАЙГУРИН Ж.Д.,
БЕЛЯШОВА Н.Н., к.ф.-м.н. ВОЛКОВА Т.В. к.т.н. ГИЛЬМАНОВ Д.Г.,
д.ф.-м.н. ЖОТАБАЕВ Ж.Р. – **заместитель главного редактора**, к.б.н. КАДЫРОВА Н.Ж.,
к.ф.-м.н. КЕНЖИН Е.А., д.ф.-м.н. МИХАЙЛОВА Н.Н., д.т.н. МУКУШЕВА М.К.,
д.б.н. ПАНИН М.С., к.г.-м.н. ПОДГОРНАЯ Л.Е., к.ф.-м.н. СОЛОДУХИН В.П. д.ф.-м.н. ТАКИБАЕВ Ж.С.

ҚР ҰЯО Жаршысы

ҚАЗАҚСТАН РЕСПУБЛИКАСЫ ҰЛТТЫҚ ЯДРОЛЫҚ ОРТАЛЫҒЫНЫҢ
МЕРЗІМДІК ҒЫЛЫМИ-ТЕХНИКАЛЫҚ ЖУРНАЛЫ

4(36) ШЫҒАРЫМ, ЖЕЛТОҚСАН, 2008 ЖЫЛ

NNC RK Bulletin

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

ISSUE 4(36), DECEMBER 2008

Сообщаем Вам, что периодический научно-технический журнал "Вестник НЯЦ РК", решением Комитета по надзору и аттестации в сфере науки и образования включен в перечень изданий, рекомендованных для публикации материалов кандидатских и докторских диссертаций по физико-математическим наукам. В настоящее время редакция располагает возможностью быстрой публикации статей.

СОДЕРЖАНИЕ

К ВОПРОСУ ТАКТИКИ И СТРАТЕГИИ РАЗВИТИЯ ЯДЕРНОГО ТОПЛИВНОГО ЦИКЛА В РЕСПУБЛИКЕ КАЗАХСТАН	4
Кадыржанов К.К., Батырбеков Г.А., Маханов У.М.	
СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СОВРЕМЕННЫХ ПРОЕКТОВ РЕАКТОРОВ МАЛОЙ МОЩНОСТИ [300 МВт(Э)] ВБЭР-300 И IRIS	12
Батырбеков Г.А., Кадыржанов К.К., Гучева О.А.	
ТЕПЛОМАССООБМЕН ПРИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ.....	21
Жотабаев Ж.Р., Васильев Ю.С., Зверев В.В.	
НОВОЕ ФИЗИЧЕСКОЕ ЯВЛЕНИЕ В ВЫСОКООБЛУЧЕННЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЯХ – «ВОЛНЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ» – И ЕГО ПРАКТИЧЕСКОЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ.....	27
Гусев М.Н., Максимкин О.П., Токтогулова Д.А.	
БАЗА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ ФИЗИЧЕСКИХ ДИАГНОСТИК ТОКАМАКА КТМ	34
Чудинова М.В.	
ЭМПИРИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ И ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИССИПАТИВНЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ОБЛУЧЕННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ	41
Максимкин О.П., Гусев М.Н., Токтогулова Д.А.	
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ПЕРВОЙ СТЕНКИ РЕАКТОРА ИТЭР В ШТАТНЫХ И АВАРИЙНЫХ РЕЖИМАХ ЕЕ НАГРЕВА	50
Ударцев С.В.	
РОЛЬ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В ФОРМИРОВАНИИ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ 110Г13Л	57
Жилкашинова А.М., Скаков М.К., Попова Н.А.	
ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ МИКРОДВОЙНИКОВ И ПЛАСТИН ε-МАРТЕНСИТА В СТАЛИ 110Г13Л	62
Скаков М.К., Жилкашинова А.М., Козлов Э.В.	
ФАЗОВО-СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ ОТПУЩЕННОЙ СТАЛИ 30ХГСА	66
Скаков М.К., Увалиев Б.К., Козлов Э.В.	
ЯДЕРНО-ВОЗБУЖДАЕМЫЕ ИСТОЧНИКИ СПОНТАННОГО ИЗЛУЧЕНИЯ	72
Батырбеков Э.Г.	
УСКОРИТЕЛЬНЫЙ КОМПЛЕКС НА БАЗЕ ЦИКЛОТРОНА ДЦ-60 В г. АСТАНЕ. ПОЛУЧЕНИЕ УСКОРЕННЫХ ПУЧКОВ ТЯЖЕЛЫХ ИОНОВ И ПЕРВЫЕ АНАЛИТИЧЕСКИЕ РЕЗУЛЬТАТЫ	81
Горлачев И.Д., Киреев А.В., Князев Б.Б., Лысухин С.Н., Платов А.В.	
МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТАЛИ 12Х18Н10Т, ОБЛУЧАВШЕЙСЯ НЕЙТРОНАМИ В ОБЛАСТИ РЕФЛЕКТОРА РЕАКТОРА БН-350.....	88
Цай К.В.	
ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ОБЛУЧЕННОЙ НЕЙТРОНАМИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т В РЕЗУЛЬТАТЕ ПОСТ-РАДИАЦИОННЫХ ОТЖИГОВ.....	99
Максимкин О.П., Цай К.В., Турубарова Л.Г., Сильнягина Н.С., Доронина Т.А.	
О ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ БЕРИЛЛИЕВОГО ОТРАЖАТЕЛЯ В СУЩЕСТВУЮЩЕЙ АКТИВНОЙ ЗОНЕ РЕАКТОРА ВВР-К.....	106
Аринкин Ф.М., Бейсебаев А.О., Гизатулин Ш.Х., Колточник С.Н., Чакров П.В., Чекушина Л.В.	

УДК 621.039.57

К ВОПРОСУ ТАКТИКИ И СТРАТЕГИИ РАЗВИТИЯ ЯДЕРНОГО ТОПЛИВНОГО ЦИКЛА В РЕСПУБЛИКЕ КАЗАХСТАН

¹⁾Кадыржанов К.К., ¹⁾Батырбеков Г.А., ²⁾Маханов У.М.

¹⁾Национальный ядерный центр Республики Казахстан, Курчатов

²⁾Институт ядерной физики НЯЦ РК, Алматы, Казахстан

Рассматриваются потенциальные возможности развития атомной энергетики в Казахстане исходя из разведанных запасов урана. Рассмотрены два этапа в развитии атомной энергетики Казахстана. Первый этап основан на анализе и выборе наилучших из числа существующих проектов реакторов на тепловых нейтронах. На втором этапе преимущественное развитие должны получить АЭС с реакторами на быстрых нейтронах IV Поколения. Предложены технологические и организационные меры по обеспечению режима нераспространения делящихся материалов при работе быстрых реакторов в Казахстане.

Президентом Республики Казахстан принято решение и дано соответствующее задание Правительству по обеспечению вхождения Казахстана в число 50 наиболее экономически развитых, конкурентоспособных стран мира.

Всё выше сказанное потребует ввода новых генерирующих мощностей по Республике суммарной мощностью около 2600 МВт (э) до 2015 года с дальнейшим увеличением мощностей на 6000 МВт (э). А в перспективе планируется увеличить мощности и создать экспортные запасы электрогенерирующих мощностей до 3500 МВт (э) [1].

Таким образом, открываются широкие возможности для строительства АЭС в Казахстане, разумеется, в конкурентной борьбе с ТЭС.

Мировое сообщество вступает в полосу жесточайшего дефицита энергии. По различным прогнозам мировых запасов нефти хватит в основном ещё на 30 -50 лет, а газа – примерно на 80 лет. Запасов угля немного больше, но он имеется далеко не везде, и он трудно транспортируем.

Казахстан хотя и богат запасами углеводородного сырья, но в условиях глобализации, когда имеет место международное совместное использование всех мировых запасов этого сырья (путём купли и продажи), *Казахстан возможно придёт к финишу истощения богатых запасов углеводородного сырья (нефть и газ) почти одновременно со многими странами.* К тому же запасы углеводородного сырья, включая уголь, очень необходимы для быстро развивающейся химической промышленности, для производства двигательного топлива.

Альтернативы атомной энергетике, не образующей «парниковых газов», для замещения энергетики на углеводородном топливе нет.

ПОТЕНЦИАЛЬНЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ АТОМНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ В КАЗАХСТАНЕ, ИСХОДЯ ИЗ РАЗВЕДАННЫХ ПРИРОДНЫХ ЗАПАСОВ УРАНА

Проведённые оценки показали, что:

- При запасах природного урана $\sim 1,69 \cdot 10^6$ т [2] можно обеспечить ураном 214 блоков АЭС с (ЛВ) реакторами на тепловых нейтронах мощностью 1 ГВт(э) со сроком службы 50 лет. При этом будет выработано 10 700 ГВт. лет электроэнергии.

- Нами был рассмотрен возможный с нашей точки зрения график умеренного роста энергопотребления в Казахстане (рисунок 1). Согласно графика планируется к середине столетия рост электрогенерирующих мощностей в два раза – 37000 МВт(э), к концу первого столетия - в четыре раза – 74000 МВт(э). При этом мощности АЭС к концу столетия - 22200 МВт(э) составят 30% от всех мощностей станций. А к концу второго столетия постепенно происходит полная замена всех работающих ТЭС на АЭС. Предполагается, что мощности всех станций возрастут в два раза по отношению к мощностям станций в конце первого столетия и составят - 148000 МВт(э). Проведённые оценки показывают, что *разведанные к настоящему времени урановые ресурсы будут исчерпаны в течение примерно двух столетий.* При требуемой более ускоренной замене ТЭС на АЭС, например, из-за угрозы глобального потепления, истощение урановых ресурсов наступит раньше. Кроме того, в оценках не учитывалась настоящая и будущая продажа урана на экспорт.

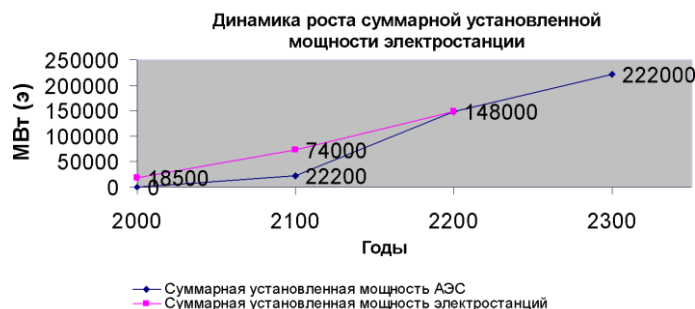


Рисунок 1. Предполагаемый график умеренного роста энергопотребления в Казахстане

ПРИМЕНЕНИЕ РЕАКТОРОВ НА БЫСТРЫХ НЕЙТРОНАХ

- Реакторы на быстрых нейтронах позволяют использовать полностью весь природный уран для выработки энергии, включая сырьевой изотоп ^{238}U , которого содержится 99,3% в природном уране, путём преобразования ^{238}U в ядерное горючее ^{239}Pu с коэффициентом воспроизводства ядерного горючего (^{239}Pu) больше единицы $K_B > 1$.

- Энергетический выход от сырьевых ресурсов урана при использовании реакторов на быстрых нейтронах (БР) с преобразованием всего сырьевого изотопа ^{238}U в ядерное горючее ^{239}Pu увеличится примерно в 150 раз (учитывается также разница в кинетической энергии осколков деления изотопов ^{239}Pu и ^{235}U), что составит 1 605 000 ГВт.лет. Это означает, что при суммарной мощности АЭС с быстрыми реакторами (БР) - 37 ГВт(э), что в два раза больше существующей в данное время мощности ТЭС в Казахстане, заложенной в разведанном запасе урана энергии хватит на ~ 43 тыс. лет. При большей суммарной мощности АЭС с БР 70 ГВт(э) – хватит на 23 тыс. лет.

- Будут также привлекаться к производству энергии природные ресурсы тория. Торий в ядерном реакторе при радиационном захвате нейтрона может преобразовываться в великолепное ядерное горючее - ^{233}U с коэффициентом воспроизводства ядерного горючего $K_B \geq 1$, даже в легководных реакторах на тепловых нейтронах.

Таким образом, Казахстан может развивать большую атомную энергетику с реакторами на быстрых нейтронах на многие тысячелетия с созданием любых экспортных запасов электрической энергии без ограничений по ядерным топливным ресурсам.

ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ УРАНА

- По данным АО НАК «Казатомпром» в настоящее время добывается более 5,3 тыс. тонн урана, к 2010 году планируется нарастить добычу до 18 тыс. тонн. Есть намерение довести добычу урана к 2018 году до 28 тыс. тонн. [3]

- Элементарные расчётные оценки с использованием опубликованных НАК Казатомпромом цифр (увеличить добычу урана к 2010 году до 18 тыс. тонн, а к 2018 году до 28 тыс. тонн) показывают, что

разведанные запасы урана 1,69 млн тонн могут быть проданы ещё до конца первого столетия (за 60 – 90 лет) без всякого участия атомной энергетики. А с участием атомной энергетики это произойдет раньше.

- Разведка и открытие новых месторождений будет продолжаться. Известно, что в советское время территория Казахстана была достаточно хорошо разведана на уран, поэтому при дальнейшей разведке можно столкнуться с ограниченностью ресурсов дешевого урана.

Если безудержно продавать безвозвратно природный уран, даже такую высокотехнологичную продукцию как урановые таблетки (с ^{235}U менее 5 %), это расточительно. Надо иметь в виду, что содержащийся в них сырьевой изотоп ^{238}U (99,3 % и > 95 %, соответственно.), можно в реакторах на быстрых нейтронах АЭС полностью преобразовать в ядерное горючее ^{239}Pu с коэффициентом воспроизводства $K_B > 1$ и одновременно выработать электрическую энергию, вместо того, чтобы отдавать основную изотоп ^{238}U безвозвратно, как неотъемлемое, практически бесплатное приложение к единственно используемому ядерному горючему ^{235}U .

Для примера, Россия не продаёт природный уран, урановые таблетки и ТВС. Россия строит АЭС в других странах с энергетическими реакторами российских разработок и снабжает эти реакторы тепловыделяющими сборками, которые после их отработки в реакторах АЭС возвращаются на переработку в Россию.

Кроме того, Госдумой РФ узаконен ввоз в страну радиоактивных отходов из-за рубежа, что включает ввоз отработанного топлива АЭС других стран вместе с невыгоревшим ^{235}U , наработанным ядерным горючим ^{239}Pu и с сырьевым изотопом ^{238}U . Также Россия совместно с Казахстаном участвует в добыче казахстанского природного урана и обогащении урана. То есть Россия делает всё для сохранения и расширения своих урановых ресурсов.

Настала пора задуматься, как разумно и правильно распорядиться имеющимися ресурсами различных энергоносителей и обеспечить ими себя и многие будущие поколения.

В связи со сказанным, необходимо в Казахстане разработать, принять и узаконить на государственном уровне обоснованную «Структуру перспективного использования стратегических природно-сырьевых ресурсов урана в стране в настоящем и будущем».

Это надо сделать, тем более, что термоядерная энергетика все еще находится на стадии исследований и испытаний экспериментальных установок и выйдет на широкий промышленный уровень в лучшем случае к концу века.

Со слов академика Е.П. Велихова: *«К числу недостатков можно отнести малую плотность выделения энергии и проблему стойкости первой стенки камеры реактора и дивертора. В результате термоядерный реактор должен иметь значительные размеры, а элементы первой стенки камеры и дивертора подлежат обновлению в процессе эксплуатации. ...Сегодня представляется, что мощность термоядерной электростанции должна быть не ниже 1-1,5 ГВт(э), а это означает, что она не эффективна для энергообеспечения малонаселённых пунктов. Так что, рассуждая о будущем, нельзя говорить, что вся энергетика сведётся к термоядерным источникам. Термояд займёт важное, но не исключительное место среди безопасных и экологически приемлемых энергосистем»* [4]. Кроме того, термоядерные станции должны будут доказать свою экономическую конкурентоспособность с АЭС с реакторами, использующими реакцию деления ядер.

ДВА ЭТАПА В РАЗВИТИИ ЯДЕРНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ

Если учесть современное состояние и тенденции развития энергетических реакторов в мире, то необходимо рассматривать два этапа в развитии ядерной энергетики в Казахстане.

Первый начальный этап основан на выборе и применении наиболее проработанных, распространённых, освоенных, безопасных и экономически конкурентоспособных проектов реакторов на тепловых нейтронах типа PWR, ВВЭР и BWR

Однако последующий второй этап будет основан на использовании одновременно с реакторами на тепловых нейтронах реакторов IV Поколения, преимущественно реакторов на быстрых нейтронах (после 2020 - 2030 года).

Для обеспечения объективного и правильного выбора наиболее безопасных, надёжных и экономически конкурентоспособных проектов АЭС с реакторами на тепловых нейтронах для первого этапа развития атомной энергетики нами был предложен в качестве методического подхода апробированный нами метод системного сравнительного анализа рассматриваемых проектов энергетических реакторов с применением системы 15 критериев.

КРИТЕРИИ ЯДЕРНОЙ, РАДИАЦИОННОЙ, ЭКОЛОГИЧЕСКОЙ БЕЗОПАСНОСТИ, НАДЁЖНОСТИ И ЭКОНОМИЧЕСКОЙ КОНКУРЕНТОСПОСОБНОСТИ ДЛЯ АНАЛИЗА И СРАВНЕНИЯ РЕАКТОРОВ НА ТЕПЛОВЫХ НЕЙТРОНАХ [5,6]

1. Общая характеристика энергоблока (тип реактора, электрическая мощность, топливо, другие технические характеристики, состояние проекта).

2. Особенности барьеров глубокоэшелонированной защиты в глубину.

3. Самозащищённость реактора при увеличении мощности и реактивности реактора, уменьшении расхода, изменении плотности и фазовых превращениях теплоносителя активной зоны (наличие отрицательных обратных связей).

4. Системы остановки реактора, отвечающие принципам разнообразия, независимости и резервирования. Наличие пассивных средств инициирования и срабатывания аварийной защиты.

5. Аварийное охлаждение активной зоны. Наличие пассивных средств охлаждения. Наличие резервирования водообеспечения разных систем безопасности.

6. Аварийное электроснабжение, его надёжность, наличие и степень резервирования.

7. Меры по предотвращению тяжёлой аварии с плавлением активной зоны. Снижение вероятности возникновения тяжёлой аварии.

8. Учёт тяжелой аварии, приводящей к плавлению активной зоны, при разработке 4-го уровня защиты.

9. Меры по уменьшению последствий тяжелой аварии; управление тяжёлой аварией.

10. Защищённость от внешних воздействий (землетрясений, падения самолёта, взрывов снарядов и террористических актов).

11. Результаты вероятностного анализа безопасности (ВАБ), их соответствие современным требованиям.

12. Предельные радиационные критерии для 4-го уровня защиты.

13. Апробированность средств безопасности (принципов, элементов, технических решений) в штатных условиях, прежним опытом или испытаниями.

14. Меры по уменьшению стоимости строительства, эксплуатации и снятия с эксплуатации станции. Экономические показатели.

15. Отличительные особенности реактора по сравнению с базовыми предшественниками, повышающие его безопасность.

Эти критерии достаточно полно отражают требования безопасности, надёжности и экономической конкурентоспособности. С помощью указанной системы по 15-ти критериям были проанализированы 28 наиболее совершенных проектов реакторов на тепловых нейтронах (Поколения III и III+). Из них 19 проектов реакторов с водой под давлением типа PWR (WWER) и 9 проектов реакторов с кипящей

водой типа BWR разного диапазона мощностей. В результате нами были выбраны и рекомендованы наилучшие проекты реакторов указанных типов разного диапазона мощностей разных стран для

дальнейшего конкурсного рассмотрения и окончательного выбора реакторов для строительства в Казахстане [5,6], которые показаны в таблицах 1,2.

Таблица 1. Рекомендуемые реакторы с водой под давлением типа PWR, ВВЭР для применения в Казахстане [5]

Реактор	Мощность	Разработчик
Реакторы большой мощности		
AP-1000 - пассивный реактор	1000 МВт(э)	Westinghouse США
CANDU-9 - тяжеловодный реактор	935 МВт(э)	Atomic Energy of Canada, Limited (AECL)
EPR - реактор с водой под давлением	1450 МВт(э)	«Сименс» и «Фраматом» с дочерним предприятием «Ньюклар пауер интер.»
Реакторы средней мощности		
AP-600 – пассивный реактор	600 МВт(э)	Вестингхаус (США) и Генеси (Италия)
CANDU-6– тяжеловодный реактор	665 МВт(э)	AECL, Канада
Реакторы малой мощности (интегрированные)		
IRIS – международный проект интегрированного реактора PWR	100-335 МВт(э)	Консорциум из 13 организаций из 7 стран
SMART – интегрированный реактор	~100 МВт(э)	KAERI, Корея
IMR - интегрированный, модульный PWR	1000/350 МВт(т/э)	Mitsubishi Heavy Industries. Japan

Таблица 2. Рекомендуемые реакторы с кипящей водой типа BWR для применения в Казахстане [6]

Реактор	Мощность	Разработчик
Реакторы большой мощности		
ABWR - Продвинутый кипящий реактор	1356 МВт(э)	Hitachi, Ltd; Toshiba Corp., Япония; G.E. USA
SWR-1000 - Продвинутый кипящий реактор	1013 МВт(э)	Siemens Германия
ESBWR - Европейский упрощенный кипящий реактор	1190 МВт(эл.)	General Electric, США
Реакторы средней мощности		
HSBWR – Хитачи упрощенный кипящий реактор	600 МВт(э)	Хитачи, Япония
SBWR – Упрощенный кипящий реактор	600 МВт(э)	Дженерал электрик, США
Реакторы малой мощности (интегрированные)		
SSBWR – Безопасный и упрощенный кипящий реактор	150 МВт(э)W(e)	Хитачи, Япония
BK-300 - упрощенный кипящий реактор	250 MW(e)	ФГУП НИКИЭТ, Россия

РЕАКТОРЫ IV ПОКОЛЕНИЯ

К разрабатываемым реакторам IV Поколения относятся: реакторы на быстрых нейтронах с различными жидкотеплоносителями (натрий, свинец), высоко- и сверхвысокотемпературные газоохлаждаемые реакторы, водоохлаждаемые реакторы со сверхкритическими параметрами теплоносителя, а также жидкосольевые реакторы.

А. Реакторы на быстрых нейтронах

- С целью эффективного и полного использования богатейших минерально-сырьевых ресурсов урана Казахстана (21% мировых запасов, занимает второе место в мире), необходимо будет в будущем строить преимущественно реакторы на быстрых нейтронах (быстрые реакторы - БР) после достижения ими высокого уровня безопасности и экономической конкурентоспособности. Только реакторы на быстрых нейтронах в будущем позволят Казахстану использовать эффек-

тивно и полностью весь природный уран, включая основной изотоп ^{238}U , для производства энергии путём преобразования ^{238}U в ядерное горючее ^{239}Pu с коэффициентом воспроизводства ядерного горючего (^{239}Pu) больше единицы $K_B > 1$.

- Соответственно сказанному, Казахстан должен в перспективе ориентироваться только на замкнутый ядерный топливный цикл.

- Вполне логично то, что Казахстан должен будет выполнять международные требования по обеспечению режима нераспространения делящихся материалов при строительстве в будущем на своей территории АЭС с реакторами на быстрых нейтронах.

Режим нераспространения делящихся материалов в Казахстане при работе реакторов на быстрых нейтронах, по нашему мнению, можно обеспечить применением следующих технологических и организационных мер (таблица 3).

Таблица 3. Меры по обеспечению режима нераспространения при работе в будущем в Казахстане реакторов на быстрых нейтронах

№№	Меры по обеспечению режима нераспространения
1	В конструкции будущих реакторов на быстрых нейтронах для АЭС в Казахстане не должен применяться урановый бланкет (специальная зона воспроизводства), окружающий активную зону, выполненный из обеднённого, то есть отавального урана (оставшегося после извлечения обогащённого урана). Это делается потому, что в бланкете будет наработано ядерное горючее ^{239}Pu, но практически не будет происходить деления ядер и не будут накапливаться высокоактивные продукты деления, которые могут препятствовать хищению материала бланкета. Воспроизводство плутония-239 будет происходить только в топливных сборках активной зоны, где происходит цепная реакция деления и образуются высокоактивные продукты деления, которые будут препятствовать хищению при дальнейшей транспортировке.
2	Радиохимическая переработка отработанных топливных сборок казахстанских реакторов на быстрых нейтронах будет производиться только в международном ядерном центре, созданном ведущими ядерными странами. В этом центре с участием Казахстана, как акционера, должно быть создано совместное предприятие по переработке отработанного топлива АЭС. При переработке будут выделяться «несгоревшее» и «наработанное» ядерное горючее - плутоний для дальнейшей рециркуляции По заказу Казахстана могут отдельно выделяться долгоживущие (актиниды) и короткоживущие радиоактивные отходы и возвращаться в Казахстан для захоронения.
3	Изготовление МОХ - смешанного (U,Pu) топлива из выделенного при переработке отработанного топлива плутония, а также производство топливных сборок для казахстанских АЭС с реакторами на быстрых нейтронах будет осуществляться также только в международном ядерном центре. В этом центре, предположительно, будет также создано акционерное предприятие по изготовлению МОХ топлива и топливных сборок, полноценным акционером которого будет Казахстан. Изготовленные МОХ топливо и топливные сборки для реакторов на быстрых нейтронах, должны содержать достаточную радиоактивность для предотвращения хищения при транспортировке их в Казахстан на АЭС с БР.

Полученные в международном ядерном центре при переработке отработанного ядерного топлива долгоживущие и короткоживущие радиоактивные отходы, по всей видимости, как практикуется в настоящее время, будут возвращаться прежним хозяевам топлива, то есть в Казахстан. В Казахстане:

- долгоживущие актиниды будут захораниваться в концентрированном и остеклованном виде под землёй в скальных породах. Не исключается уничтожение долгоживущих актинидов в реакторах на быстрых нейтронах путём «ядерной трансмутации» их в короткоживущие или стабильные изотопы.
- что касается оставшихся короткоживущих радиоактивных отходов, то они после отстоя должны будут захораниваться в выработанных урановых карьерах при соблюдении условия эквивалентности вновь внесённой радиоактивности отходов и радиоактивности ранее извлечённого урана.

РЕЗУЛЬТАТЫ АНАЛИЗА ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ РЕАКТОРОВ IV ПОКОЛЕНИЯ

Для рассмотрения реакторов IV Поколения с точки зрения их применения в будущем и определения их функциональной роли в будущей атомной энергетике Казахстана нами был проведён сравнительный анализ разрабатываемых проектов разных типов реакторов IV Поколения.

Б. Реакторы со сверхкритическими параметрами теплоносителя

Интерес к сверхкритическим параметрам теплоносителя в реакторах вызван необходимостью повышения энергетической эффективности (КПД) и конкурентоспособности ядерных реакторов. Эти реакторы работают выше термодинамической критической точки воды (22,1 МПа, 374°C) и позволяют увеличить термодинамический КПД станции. Были рассмотрены и подвергнуты сравнительному анализу 6 проектов водо-водяных реакторов прямоточного корпусного и канального типов с тепловым и быстрым спектром нейтронов со сверхкритическими параметрами теплоносителя разных компаний, разных стран, которые представлены в таблице 4.

Таблица 4. Проекты реакторов со сверхкритическими параметрами теплоносителя

№№	Тип реактора	Разработчик проекта
1	Концептуальный проект корпусного ядерного реактора с водой сверхкритического давления ВВЭР-СКД	ФНЦ Физико-энергетический институт. Россия
2	Концепция реактора с прямоточным циклом, охлаждаемого лёгкой водой сверхкритического давления	Nuclear Engineering Research Laboratory, The University of Tokyo
3	Ядерно-энергетический блок с уран-графитовым реактором канального типа и водой сверхкритических параметров (SCLWR)	ФГУП НИКИЭТ имени Н.А.Доллежалы, Россия
4	Уран-водяной быстрый реактор канального типа прямоточный со сверхкритическими параметрами воды (SCFR)	ФГУП НИКИЭТ имени Н.А.Доллежалы, Россия
5	Канальный прямоточный реактор со сверхкритическим давлением теплоносителя и тяжеловодным замедлителем	НИКИЭТ имени Н.А.Доллежалы и НПО «ЛУЧ»
6	Усовершенствованный канадский канальный ядерный реактор ACR-700 (Advanced Candu Reactor - 700) с водой сверхкритических параметров	Atomic Energy of Canada, Limited (AECL), Канада

Таблица 5. Наиболее важные достоинства реакторов со сверхкритическими параметрами

№№	Важнейшие отличительные достоинства реакторов
1	Реакторы сверхкритических параметров (СКП) дают увеличенный КПД для АЭС до 44% вместо 33-34% на существующих АЭС
2	Реакторы СКП имеют низкий удельный массовый расход теплоносителя на единицу мощности реактора, обусловленный более высокой энтальпией. Это снижает размеры насосов, трубопроводов и соответствующего оборудования циркуляционного контура и расход электроэнергии на прокачку, а также значительно уменьшает размеры защитной оболочки реактора.
3	Проведённые сравнительные оценки показали, что удельные затраты металла на 1 МВт электрической мощности на реакторной установке с СКП примерно в 2,3 раза ниже по сравнению с традиционными ВВЭР.
4	Реакторы прямоточные корпусные как с тепловым, так и с быстрым спектром нейтронов, а также реакторы канального типа как с тяжёловодным замедлителем, так и с быстрым спектром нейтронов, технически и технологически обоснованы и в принципе могут быть реализованы в перспективе в конкурентоспособном варианте после решения проблемы создания и выбора материалов.

Проведённый анализ и сравнение реакторов со сверхкритическими параметрами выявили важнейшие отличительные достоинства таких реакторов и позволили сделать следующие выводы (таблица 5).

В. Высокотемпературные газоохлаждаемые реакторы

Были рассмотрены и подвергнуты сравнительному анализу 8 проектов высокотемпературных газоохлаждаемых реакторов разных стран (таблица 6). Рассмотрены реакторы как с призматическими графитовыми твэлами, содержащими гомогенно сфе-

рические керны диаметром до 800 мкм, покрытые многократно слоями тугоплавких материалов, так и со сферическими твэлами, диаметром несколько сантиметров, покрытыми слоями пиролитического углерода и карбида кремния. Этими сферическими твэлами засыпается полость активной зоны, ограниченной графитовыми отражателями со всех сторон.

Проведённый анализ и сравнение реакторов позволили выявить важнейшие отличительные достоинства таких реакторов и сделать следующие выводы (таблица 4).

Таблица 6. Проекты высокотемпературных газоохлаждаемых ядерных реакторов

№№	Тип реактора	Разработчик проекта
1	ЯЭУ GT-MHR на основе модульного реактора с гелиевым теплоносителем и газовой турбиной	Electric Power Research Institute (EPRI), США
2	Прототипный модульный гелиевый реактор с газовой турбиной ГТ-МГР АЭС	ОКБМ, Курчатовский институт, Россия
3	Быстрый реактор прямого цикла, охлаждаемый двуокисью углерода	Tokyo Institute of Technology, Япония.
4	Высокотемпературный охлаждаемый гелием реактор с графитовым замедлителем HTGR	Japan Atomic Energy Research Institute, Япония
5	Высокотемпературный ядерный реактор с гелиевым охлаждением и сферическими твэлами HTR-500	Объединение ABB, ФРГ
6	Высокотемпературный гелиевый модульный ядерный реактор с шаровыми твэлами ВТГР для производства электроэнергии и водорода	ВНИИНМ и Курчатовский институт, Российская Федерация
7	Модульная реакторная установка с засыпкой шаровых топлив PBMR	Компания ESKOM, Южная Африка.
8	HTR-10 - высокотемпературный газоохлаждаемый модульный реактор	Institute of Nuclear Energy Technology, Tsinghua University, Beijing, China

Таблица 7. Важнейшие отличительные особенности и достоинства высокотемпературных газоохлаждаемых реакторов

№№	Важнейшие отличительные особенности и достоинства реакторов
1	ВТГР нагревает гелий до около 1000 °С. Это позволяет: • производить водород и применять его в технологических процессах промышленности; • производить электроэнергию с высоким КПД до 48% в прямом газотурбинном цикле.
2	GT- MHR, ГТ-МГР, ВТГР практически исключают тяжёлую аварию с плавлением активной зоны.
3	В ВТГР, достигаются ультравысокие выгорания ядерного топлива, превышающие общепринятые выгорания примерно в десять раз.
4	Открываются уникальные возможности для расширенного воспроизводства ядерного горючего.
5	Риск распространения делящихся материалов из ОЯТ практически сводится к нулю.

ВОЗМОЖНЫЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ РОЛИ РЕАКТОРОВ IV ПОКОЛЕНИЯ ВО ВТОРОМ ЭТАПЕ РАЗВИТИЯ АТОМНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ КАЗАХСТАНА

На основании выше перечисленных выводов об особенностях и достоинствах разных типов реакторов IV Поколения можно предположить следующие функциональные роли и участие их во втором этапе развития атомной энергетики Казахстана.

1. Удовлетворять всевозрастающие потребности экономики страны в энергии. Создать энергети-

ческие запасы и перейти к экспорту электроэнергии в соседние и более отдалённые страны.

2. С целью эффективного и полного использования всех богатейших запасов природного урана в Казахстане для выработки энергии предусматривается в будущем преимущественное применение реакторов на быстрых нейтронах IV Поколения, после достижения ими высокой степени безопасности и эконо-

мической конкурентоспособности (примерно после 2030 года).

3. С целью увеличения эффективности (КПД) АЭС с легководными реакторами на тепловых нейтронах осуществлять постепенную замену существующих АЭС на АЭС с легководными реакторами со сверхвысокими параметрами теплоносителя, после завершения их разработки, доказательств ими требуемой безопасности и экономичности.
4. С истощением минеральных сырьевых запасов углеводородного топлива (нефти и газа) осуществляется переход на применение сверхвысокотемпературных реакторов ВТГР для производства энергии и универсального топлива – водорода. Водород с решением проблемы его безопасного аккумулирования в больших количествах заменит углеводородное топливо для применения в транспорте, металлургии и других отраслях промышленности.
5. Снизить выбросы «парниковых газов» путём постепенной замены ТЭС, ТЭЦ на АЭС. Использовать высвободившийся уголь для производства жидкого углеводородного топлива с применением ядерных реакторов. Такие разработки существуют.

ПЕРЕВОД РЕАКТОРОВ НА ТЕПЛОВЫХ НЕЙТРОНАХ НА ^{233}U - ^{232}Th - ^{233}U ЦИКЛ С РАСШИРЕННЫМ ВОСПРОИЗВОДСТВОМ ЯДЕРНОГО ГОРЮЧЕГО ^{233}U

На определённом этапе, после наработки плутония в требуемых количествах для развёртывания АЭС с реакторами на быстрых нейтронах, обеспечивается постепенный перевод реакторов на тепловых нейтронах на более выгодный для них ^{233}U - ^{232}Th - ^{233}U цикл с воспроизводством ядерного горючего ^{233}U .

Достоинствами этого цикла являются:

- Возможность реализовать воспроизводство ядерного горючего ^{233}U с $K_B \approx 1$, даже в реакторах на тепловых нейтронах, без применения реакторов на быстрых нейтронах.
- Гораздо меньшее содержание долгоживущих актинидов в продуктах деления ^{233}U по сравнению с ^{239}Pu .

ЛИТЕРАТУРА

1. АО Казахстанский холдинг по управлению государственными активами SAMRUK, группа по АО «KEGOK». Мастер – План развития электроэнергетической отрасли Республики Казахстан.
2. Флинт, О. Ваши желания и наши условия/ О Флинт// - www.expert.ru. 21.07.2007.
3. Джакишев, М.Е. АО НАК «КАЗАТОМПРОМ»/ М.Е. Джакишев.// Доклад на Международной конференции ЯЭ-2007 г. 3-5 сентября 2007 г., г. Курчатов Восточно-Казахстанской области.
4. Велихов, Е.П. Состояние исследований и перспективы термоядерной энергетики /Е.П.Велихов, В.П. Смирнов // Вестник РАН. – 2006. - Том 76. - №5.
5. Батырбеков, Г.А. Системный сопоставительный анализ проектов современных атомных электростанций с реакторами типа PWR и ВВЭР и ядерных топливных циклов разных стран. /Батырбеков Г.А., Маханов У.М.// ИЯФ НЯЦ РК. - Препринт-Книга №32. – 2006. - 469 с.
6. Батырбеков, Г.А. Системный сопоставительный анализ проектов современных энергетических реакторов с кипящей водой /Батырбеков, Г.А. [и др.]// ИЯФ НЯЦ РК. - Препринт-Книга №31. – 2006. - 228 с.

- Реакторы на тепловых нейтронах с циклом воспроизводства ^{233}U - ^{232}Th - ^{233}U при коэффициенте воспроизводства $K_B \approx 1$ исключают потребность в обогащении топлива и выделении ^{233}U из отработанного топлива.

Для накопления U - 233 для первоначальной загрузки активных зон можно применить два варианта топлива в активной зоне:

- в качестве топлива использовать оксид плутония (PuO_2), оксид тория (ThO_2) и (или) оксид урана (UO_2), из которых будут изготавливаться стержневые ТВС.
- Перейти на торий - плутониевое (Th,Pu) топливо вместо MOX - топлива (U,Pu)

В заключение хочется сказать, что уже сейчас является очевидным необходимость разработки и принятия на Государственном уровне:

- Обоснованной «Структуры перспективного использования стратегических природно-сырьевых ресурсов урана в стране в настоящем и будущем (добыча, продажа и применение для производства энергии)».
- Стратегии развития атомной энергетики в Казахстане на ближайшие 50 лет, где должен быть установлен приоритет в будущем развитии атомной энергетики за АЭС с реакторами на быстрых нейтронах с замкнутым ядерным топливным циклом.

Желательно, чтобы вопрос о строительстве реакторов на быстрых нейтронах в Казахстане был предварительно изучен на уровне межгосударственных переговоров и в МАГА ТЭ.

Аргументы в пользу строительства реакторов на быстрых нейтронах достаточно убедительные: более эффективное и полное использование богатейших запасов урана в интересах и для обеспечения энергией настоящее и будущие поколения народов Казахстана. При этом будет обеспечен режим нераспространения делящихся материалов. Поскольку Казахстан добровольно отказался от имевшегося ядерного оружия, он заслуживает большего доверия в строительстве реакторов на быстрых нейтронах.

**ҚАЗАҚСТАН РЕСПУБЛИКАСЫНДА ЯДРОЛЫҚ ОТЫНДЫҚ ЦИКЛДІ
ДАМУЫ ТАКТИКАСЫ МЕН СТРАТЕГИЯСЫНЫҢ МӘСЕЛЕЛЕРІ ТУРАЛЫ**

¹⁾Кәдіржанов Қ.Қ., ¹⁾Батырбеков Г.А., ²⁾Маханов У.М.

¹⁾*Қазақстан Республикасының Ұлттық Ядролық Орталығы, Курчатов*

²⁾*ҚР ҰЯО Ядролық физика институты, Алматы, Қазақстан*

Барланған уран қорларын ескере отырып Қазақстандағы атом энергетикасын дамытудың мүмкіндіктері қарастырылған. Қазақстандағы атом энергетикасын дамытудың екі мерзімі қарастырылған. Бірінші мерзімде қазіргі уақытта бар жылулық нейтронды реакторлар проекттерін талдап, ең жақсысын таңдау. Екінші мерзімде IV ұрпағына жататын шапшаң нейтронды реакторлары бар АЭС басым дамуы қажет. Қазақстандағы шапшаң реакторлар жұмысы кезіндегі бөлінетін материалдардың таратпау режимін қамтамасыз ету үшін технологиялық және ұйымдық шаралар ұсынылған.

**TO A QUESTION OF TACTICS AND POLICY OF PROGRESSING
NUCLEAR FUEL CYCLE IN REPUBLIC OF KAZAKHSTAN**

¹⁾K.K. Kadyrzhanov, ¹⁾G.A. Batyrbekov, ²⁾U.M. Makhanov

¹⁾*National nuclear center of Republic of Kazakhstan, Kurchatov*

²⁾*Institute of Nuclear Physics of NNC RK, Almaty, Kazakhstan*

The potential opportunities of progressing of atomic engineering in Kazakhstan proceeding from known reserves of uranium are esteemed. Two stages in progressing atomic engineering of Kazakhstan are reviewed. The first stage grounded on analysis and choice of best of the existing designs of reactors on calorific neutrons. At the second stage preferential progressing should receive NPP with reactors on quick (rapid) neutrons IV of Breed. The technological and organizational measures on supply of a condition of non-proliferation of divided materials are proposed by operation of quick (rapid) reactors in Kazakhstan.

УДК 621.039.57

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СОВРЕМЕННЫХ ПРОЕКТОВ РЕАКТОРОВ МАЛОЙ МОЩНОСТИ [300 МВт(э)] ВБЭР-300 И IRIS

¹⁾Батырбеков Г.А., ¹⁾Кадыржанов К.К., ²⁾Гучева О.А.

¹⁾Национальный ядерный центр Республики Казахстан, Алматы

²⁾Институт ядерной физики НЯЦ РК, Алматы, Казахстан

В связи с имеющими место различными мнениями о выборе проекта реактора для АЭС малой мощности ~300 МВт(э) в качестве базового проекта для строительства АЭС в районах децентрализованного энергоснабжения проведен сравнительный анализ проектов двух энергетических реакторов ВБЭР-300, разрабатываемого ОКБ Машиностроения России и IRIS, разрабатываемого международным консорциумом разных стран, возглавляемым компанией Westinghouse, США с точки зрения ядерной радиационной и экологической безопасности, надёжности и экономичности. Показано, что проект реактора IRIS имеет преимущества по многим основным показателям над проектом реактора ВБЭР-300.

Реакторы большой мощности [1000 МВт(э) и более], позволяющие получить меньшую стоимость 1 кВт(э) установленной мощности и, соответственно, 1 кВт.ч вырабатываемой энергии, требуют больших капитальных затрат и длительные сроки строительства 6-7 лет. Это сильно повышает риск возврата больших капитальных вложений. В связи с этим в последнее время в мире проявляется интерес к реакторам малой и средней мощности. Многие развивающиеся страны имеют ограниченные электрические сети, не позволяющие иметь электрические станции большой мощности. Как известно, станции малой и средней мощности имеют худшие экономические показатели. Поэтому, разрабатываемые в настоящее время проекты реакторов Поколения III+ направлены на повышение безопасности и удешевление стоимости энергии, вырабатываемой станциями малой и средней мощности. Это достигается путём максимального использования внутренних присущих свойств безопасности, основанных на физических принципах, применения интегральной компоновки оборудования первого контура в корпусе реактора, исключающей большие течи при аварии с потерей теплоносителя, применения пассивных защитных мер, повышающих безопасность, упрощающих и удешевляющих реактор, применения модульности в изготовлении и строительстве, серийного производства изделий.

В последнее время дискутируется вопрос о выборе проекта реактора для АЭС малой мощности ~300 МВт(э) в качестве базового проекта для строительства АЭС в районах децентрализованного энергоснабжения Казахстана. Следует отметить, что для децентрализованного электроснабжения нужны блоки АЭС не только мощностью 300 МВт(э), но и меньшей мощности (100-150) МВт(э) и менее. В любом случае проект реактора, принимаемый в качестве базового для строительства в Казахстане должен отвечать самым высоким международным требованиям 21 века в части ядерной, радиационной

и экологической безопасности, надёжности и экономической конкурентоспособности.

Выбор проекта реактора ВБЭР-300 для строительства в Мангистауской области Казахстана был предложен нам безальтернативно Российскими специалистами, основываясь на политических договорённостях. Пусть это будет исключением, а не правилом. Мы не хотим сказать, что ВБЭР-300 - плохой реактор. Просто этот эскизный проект основан на давней проектной разработке реактора, применявшегося в судовом транспорте России и проверенного в работе. Но он не является инновационным и не отражает достаточно современные достижения и тенденции в проектировании реакторов. По нашему мнению не достаточно только наличие проверенной на практической работе установки и отсутствие на таких реакторах тяжёлых аварии, чтобы принять проект реактора к реализации.

Весь мир очень серьёзно относится к вопросам безопасности и экономичности энергетических реакторов при их лицензировании в своих странах, особенно США, Европа и Япония. Есть повышенный спрос на более безопасные и экономичные реакторы. Благодаря этому, реакторы постоянно совершенствуются, сменяя одно поколение реакторов за другим с периодом 5-10 лет. В настоящее время завершается разработка энергетических реакторов Поколения III+, разрабатываются реакторы IV Поколения. Каждое поколение является очередной существенной ступенью в повышении безопасности реакторов и снижении себестоимости вырабатываемой энергии. Такая направленность в развитии вполне обоснована потребностями и большим спросом на более безопасные и экономичные станции. Этим надо проникнуться и учитывать при выборе проекта реактора для строительства в Казахстане.

Любые волевые, необоснованные решения, конъюнктурные или политические соображения, договорённости на высоком уровне, тем более коррупция, должны быть максимально исключены из процедуры выбора, поскольку велика цена ошибки в выборе

ядерного реактора для строительства АЭС. Поэтому необходимо исключить ведомственный подход к выбору проекта реактора. Необходимо разработать, узаконить и регламентировать процедуру тендерного выбора и лицензирования проектов реакторов для строительства в Казахстане, базирующихся на официально принятых требованиях к эволюционным и инновационным проектам реакторов для строительства в стране. Вся процедура выбора должна осуществляться официальной высококвалифицированной комиссией, состоящей в основном из собственных, а также приглашённых учёных и специалистов по ядерно-энергетическим установкам, а не только из руководящих людей. Решение должны принимать руководители, но готовить аргументированные предложения должны специалисты.

Для подтверждения выше сказанных сомнений относительно выбора проекта реактора ВБЭР-300 в качестве базового проекта для районов децентрализованного энергоснабжения в Казахстане проведём системный сравнительный анализ двух проектов энергетических реакторов: разрабатываемого проекта ВБЭР-300 в ОКБ Машиностроения, Нижний Новгород, Россия, и проекта IRIS, разработка которого завершается в 2010 году международным консорциумом из 20 организаций, представляющих 10 стран (США, Италия, Япония, Франция, Великобритания, Испания, Мексика, Бразилия, Хорватия, Литва), возглавляемым компанией Westinghouse - США.

Реактор ВБЭР является реактором с блочной компоновкой основного оборудования реактора, созданной на базе технологий судовых блочных реакторов. Реактор IRIS является международным инновационным модульным реактором с интегральной компоновкой оборудования первого контура с инновационной системой надёжного обеспечения содержания активной зоны под водой при аварии с потерей теплоносителя.

Следует добавить, что тепловые мощности обеих реакторов примерно одинаковые [900 МВт для ВБЭР-300 и 1000 МВт для IRIS], а АЭС с обоими реакторами будут иметь примерно одинаковые электрические мощности [300 МВт(э) с ВБЭР-300 и 335 МВт (эл) - IRIS].

Сравнительный анализ проектов реакторов основывался на применении предложенной нами системы из 15 критериев ядерной, радиационной, экологической безопасности, надёжности и экономичности [1-3].

Критерии ядерной, радиационной, экологической безопасности, надёжности и экономической конкурентоспособности для анализа и сравнения реакторов на тепловых нейтронах [1,2].

1. Общая характеристика энергоблока (тип реактора, электрическая мощность, топливо, другие технические характеристики, состояние проекта).

2. Особенности барьеров глубокоэшелонированной защиты в глубину.

3. Самозащищённость реактора при увеличении мощности и реактивности реактора, уменьшении расхода, изменении плотности и фазовых превращениях теплоносителя активной зоны (наличие отрицательных обратных связей).

4. Системы остановки реактора, отвечающие принципам разнообразия, независимости и резервирования. Наличие пассивных средств инициирования и срабатывания аварийной защиты.

5. Аварийное охлаждение активной зоны. Наличие пассивных средств охлаждения. Наличие резервирования водообеспечения разных систем безопасности.

6. Аварийное электроснабжение, его надёжность, наличие и степень резервирования.

7. Меры по предотвращению тяжёлой аварии с плавлением активной зоны. Снижение вероятности возникновения тяжёлой аварии.

8. Учёт тяжелой аварии, приводящей к плавлению активной зоны, при разработке 4-го уровня защиты.

9. Меры по уменьшению последствий тяжелой аварии; управление тяжёлой аварией.

10. Защищённость от внешних воздействий (землетрясений, падения самолёта, взрывов снарядов и террористических актов).

11. Результаты вероятностного анализа безопасности (ВАБ), их соответствие современным требованиям.

12. Предельные радиационные критерии для 4-го уровня защиты.

13. Апробированность средств безопасности (принципов, элементов, технических решений) в штатных условиях, прежним опытом или испытаниями.

14. Меры по уменьшению стоимости строительства, эксплуатации и снятия с эксплуатации станции. Экономические показатели.

15. Отличительные особенности реактора по сравнению с базовыми предшественниками, повышающие его безопасность.

Проектные данные реакторов раскладывались по рассматриваемым критериям, как по полочкам и сравнивались между собой.

Из-за ограниченности объёма статьи нет необходимости приводить сравнение по всем 15 критериям. Тем более, что по некоторым критериям различия не существенны. Мы приведём лишь те критерии, где имеются существенные отличительные особенности проектов реакторов. Нумерация критериев, имеющаяся в приведённой выше системе, сохранена в дальнейшем.

Особенности барьеров

глубокоэшелонированной защиты в глубину

а) Конструктивные особенности и характеристики активных зон и топлива:

- Основные конструктивные решения по активной зоне реактора ВБЭР-300 [3-5]:

- Используются кассетная активная зона на базе тепловыделяющей сборки типа ТВСА, разработанной в ОКБ Машиностроения для реакторной установки ВВЭР-1000 с диоксидным топливом.
- Использование только циркониевых конструкционных материалов по высоте активной зоны.
- Возможность применения топлива с максимальным лицензированным обогащением 5% по U-235.
- Применение уран-гадолиниевое топлива.
- Максимальная глубина выгорания топлива по ТВЭЛам 64 ГВт.сут./тU.
- Активная зона обеспечивает гибкость топливного цикла. Возможна реализация длительности работы между перегрузками от 12 до 24 месяцев. При этом обеспечивается кратность перегрузки 5,66; 3,86 и 2,83 с числом ТВС в комплекте подпитки, соответственно, 15, 22 и 30 штук. В этих случаях средняя глубина выгорания по выгружаемым ТВС - 57, 54 и 49 ГВт.сут./тU с максимальной по выгружаемым ТВС глубиной выгорания - 69, 58,5 и 57 ГВт.сут./тU

- Основные конструктивные решения по активной зоне реактора IRIS [6-9]:

- В реакторе IRIS используется активная зона с 4-х годичной кампанией с обогащением 4,95% по U-235, с конструкцией ТВС практически идентичной применяемой в PWR кампанией Westinghouse. При этом срок перегрузки совпадает с периодичностью проведения технического обслуживания и ремонта.

Активная зона с 48-месячной кампанией имеет относительно низкое выгорание в конце кампании 40 ГВт.сут./тU.

- Более глубокое выгорание обеспечивается большей кампанией. Поэтому были разработаны активные зоны с двумя и тремя загрузками. При этом для ТВС с обогащением 4,95 % по U-235 могут реализовываться активные зоны: для обеспечения нераспространения делящихся материалов - с 1-ой загрузкой 69 ТВС (равномерное выгорание), для исходного варианта - с 2-мя загрузками по 40-44 ТВС (частичное выгорание) и для варианта глубокого выгорания - с 3-мя загрузками по 28-36 ТВС (частичное выгорание). На сегодняшний день принятой конструкцией является активная зона с двумя загрузками, с кампанией более 3-х лет, с глубиной выгорания 62 ГВт.сут./тU, что находится в разрешённых пределах.

Благодаря четырёхлетнему периоду технического обслуживания ожидается, что КИУМ реактора превысит 0,95, а потребности в персонале значительно сократятся.

Если предел по глубине выгорания будет повышен до 75 ГВт.сут./тU (что ожидается), то необходимо будет перейти к активной зоне с тремя загрузками. Реактор разработан с возможностью использовать взаимозаменяемые активные зоны: для исходной активной зоны с $UO_2 < 5\%$ делящегося топлива (то есть 4,95% с кампанией 4-5 лет), для модернизированного топлива $UO_2 > 5\%$ делящегося топлива (то есть 8% с кампанией 8 лет) и для модернизированного смешанного оксидного $> 5\%$ делящегося топлива (то есть 10% с кампанией 8 лет).

- Выбранная свободная решётка ТВЭЛов ($p/d > 1,3$) может обеспечить большой ресурс для топлива с большим обогащением 10% по U^{235} . В перспективе после обоснования и подтверждения возможности обеспечения для топлива с 10% обогащением по U^{235} глубины выгорания 80 МВт.сут./кгU возможен будет переход на 8-10 летний цикл работы реактора без перегрузки. Это мероприятие максимально усилит режим нераспространения делящихся материалов.

б) Конструктивные особенности компоновки оборудования первого контура:

- Реактор ВБЭР-300 [3-5] имеет петлевую блочную компоновку основного оборудования первого контура, состоящую из 4-х петель. Блочная компоновка реакторного блока характеризуется тем, что корпус реактора, парогенераторы и гидрокamеры главных циркуляционных насосов соединяются между собой через короткие патрубки с помощью сварки. Достоинства блочной компоновки:

- исключаются длинные трубопроводы первого контура, а вместе с тем существенно снижается вероятность разрыва трубопровода первого контура и, соответственно, снижается вероятность аварий с большими течами.
- блочное исполнение реакторной установки позволило получить удельные показатели размещения реакторной установки ВБЭР-300 на уровне удельных показателей размещения реакторной установки ВВЭР-1000.

- Реактор IRIS [6,7,8,9] имеет интегральную компоновку оборудования первого контура. Внутри корпуса реактора размещены активная зона, всё оборудование первого контура: восемь модульных прямоточных парогенераторов, восемь малогабаритных подкачивающих циркуляционных насосов теплоносителя первого контура без соединительных трубопроводов, компенсатор давления большого объёма в

верхней крышке корпуса, нагреватели, все внутренние устройства активной зоны, радиальный нейтронный отражатель, стержни управления, привода и трансмиссии, что позволяет иметь более компактную и экономичную компоновку. Достоинства интегральной компоновки по сравнению с петлевой:

- абсолютно исключаются большие проектные аварии с потерей теплоносителя с разрывами больших трубопроводов, поскольку полностью исключены петли с большими трубопроводами первого контура, а также отсутствуют большие проходки в корпусе реактора.
- применяются циркуляционные насосы без сальниковых уплотнений. Это также исключает вероятность малых аварий с потерей теплоносителя из-за течи сальников циркуляционных насосов;
- кроме того, интегральный проект корпуса реактора дает возможность уменьшить размер контайнмента до приблизительно половины диаметра, необходимого в сопоставимом LWR, и, соответственно, удешевить стоимость строительства.

в) Особенности конструкции контайнмента (защитной оболочки реактора):

- В реакторе ВБЭР-300 [3-5] применяется двойная цилиндрическая защитная оболочка (контанмент) с полусферической купольной частью, которая включает:

- герметичную внутреннюю стальную оболочку, рассчитанную на избыточное давление 0,4 МПа с утечкой не более 0,2% объема в сутки;
- внешнюю защитную оболочку из железобетона без преднапряжения, обеспечивающую защиту от внешних воздействий (падение самолета массой 20 т, ударная волна 50 кПа, герметичность 10% объема/сутки).

- В реакторе IRIS впервые применён подход к безопасности, который называется “*безопасность, обеспеченная проектированием*” [6-9]. Такой подход подразумевает не борьбу с последствиями аварии, а исключение случаев их возникновения или, если это не возможно, ограничение проектированием вероятности аварии или последствий аварии на минимальном уровне. Этот подход возможен благодаря интегральной конструкции реактора.

В плане реализации указанного подхода наиболее важной особенностью проекта реактора “IRIS” является применение оригинальной конструкции сферического контанмента, малого диаметра (25 м), наполненного азотом из ресивера давлением ~1 МПа. Давление азота позволяет уравновесить давление воды в корпусе реактора, запереть аварийную малую и среднюю течь (большая исключается вообще) и держать активную зону под уровнем воды

до 3-х метров *при худших условиях аварии LOCA*, сколь угодно долго.

Такой конструктивный подход позволяет отказаться от применения активных и пассивных систем инъекции (вспрыска) воды в корпус реактора, которые применяются для покрытия водой активной зоны в подавляющем большинстве существующих проектов легководных реакторов, включая ВБЭР-300. То есть в случае проекта реактора IRIS не применяется никакая инъекция воды системы безопасности. Таким образом, новая конструкция контанмента IRIS практически исключает возможности тяжёлой аварии даже при разрыве с малой и средней течью (большая течь вообще исключена).

В случае обеспечения адекватного отвода тепла от активной зоны пассивными методами надёжно сохраняется целостность активной зоны в течение практически бесконечно длительного времени протекания аварии.

Сферический контанмент реактора IRIS может держать давление, как минимум, в три раза выше, чем цилиндрический контанмент в петлевом реакторе при одинаковой толщине. Расчётное давление 1,3 МПа.

Рассматриваемый сферический контанмент относится к типу контанмента понижения давления. То есть имеется резервуар понижения давления в контанменте. При аварии с потерей теплоносителя, пар, выбрасываемый при аварии из разрыва в контанмент, а также при сбросе давления из корпуса реактора клапанами сброса давления, попадает в резервуар понижения давления, где он конденсируется. Неконденсируемые газы собираются в резервуаре газов. Это позволяет снизить давление в контанменте пассивным способом.

г) Особенности конструкции корпуса реактора

- В проекте реактора ВБЭР-300 при блочной компоновке оборудования первого контура можно иметь корпус реактора небольшого размера. Возможность размещения парогенераторов при блочной компоновке выше уровня активной зоны (насколько это допускает высота корпуса реактора при блочной компоновке) позволяет создать тяговую силу и устойчивую естественную циркуляцию теплоносителя первого контура, обеспечивающую длительный отвод тепла от остановленного реактора.

- В проекте IRIS при интегральной компоновке предусмотрен корпус реактора увеличенного размера и высоты. Увеличенный размер корпуса позволяет иметь больший запас воды в корпусе реактора. Это повышает сохранность активной зоны при любых переходных колебательных процессах в случаях аварий.

Далее, увеличенная высота корпуса реактора интегрального типа позволяет увеличить высоту размещения парогенераторов по отношению к активной зоне, что позволяет создать тягу и, соответственно, обеспечить естественную циркуляцию теплоносителя при наличии отвода тепла паром от парогенератора. При аварии с потерей теплоно-

сителя величина расхода воды за счёт естественной циркуляции достаточна для адекватного отвода остаточного тепла распада от активной зоны после остановки реактора. При этом предотвращается превышение проектных температурных пределов для ТВЭЛ при худшей постулированной аварии с потерей теплоносителя - LOCA.

д) Парогенераторы.

- В реакторной установке ВБЭР-300 применен прямоточный модульный змеевиковый парогенератор с движением среды второго контура внутри труб. Теплообменная поверхность трубной системы состоит из 37 унифицированных змеевиковых парогенерирующих модулей. Поверхность теплообмена модуля выполнена из труб 10×1,2 мм и состоит из семи рядов цилиндрических многозаходных змеевиков, навитых на центральную трубу модуля.

- В схеме реактора IRIS используются прямоточные парогенераторы со спиральными пучками труб. Среда первого контура обтекает трубы снаружи. Внешний диаметр труб составляет 1,64 м. Каждый парогенератор содержит 656 труб. Трубы и коллекторы рассчитаны на полное давление системы охлаждения реактора. Пучок труб парогенератора находится внутри оболочки, играющей роль кожуха, образующего проход для потока воды первого контура. Каждый из восьми ГЦН прикреплён к верхней части корпуса парогенератора.

Змеевиковая конструкция труб обладает способностью компенсировать тепловые расширения без особых механических напряжений, а также высокой устойчивостью к колебаниям, возбуждаемыми потоком. Прототип такого парогенератора прошёл испытания в компании Ansaldo на 20-мегаваттной модели натурного диаметра, хотя и неполной высоты. Были подробно изучены технико-экономические параметры (тепловые потери давления, вибрация) определены области устойчивой работы.

Отличительной особенностью конструкции парогенератора является то, что теплоноситель первого контура обтекает трубы снаружи. Следовательно трубы парогенератора работают на сжатие и автоматически исключают возможность растрескивания при коррозии под растягивающим напряжением, которое стало причиной более 70% всех случаев разрушения парогенераторных труб. Трубы рассчитаны на максимальное наружное давление при отсутствии давления внутри. Компания Ansaldo разработала методы очистки и контроля парогенераторных трубок. Университеты Айовы и Мичиганский провели разработки новых технологий контроля деградации материалов и потери целостности, а также методов прогнозирования повреждения для принятия мер во время планово-предупредительного ремонта. Первым перспектив-

ным средством является электромагнитный акустический преобразователь, способный обнаруживать изменения диаметра трубы (уменьшение при коррозии и увеличение при отложениях), предупреждая операторов о возможных разрушениях.

е) Главные циркуляционные насосы.

- Главный циркуляционный насос реактора ВБЭР-300 представляет собой агрегат, состоящий из диагонального насоса и герметичного асинхронного трехфазного электродвигателя с сухой обмоткой, отделенной от водяной полости тонкостенной перегородкой, выполненных в едином блоке.

- В проекте интегрального реактора IRIS применяются безсальниковые главные циркуляционные насосы, требующие высоких расходов и небольшого напора [6]. Двигатель и насос состоят из двух концентрических цилиндров, где внешняя обечайка представляет собой неподвижный статор, а внутренняя – ротор с лопастями высокой быстроходности. Эта конструкция является усовершенствованием обычных главных циркуляционных насосов (ГЦН) для реакторов PWR. Помимо перечисленных преимуществ за счёт интегрального размещения геометрия насоса обеспечивает высокий инерционный выбег, что смягчает последствия аварий при потере расхода. Из-за малого развиваемого напора эти насосы не использовались в ядерной энергетике. Принятая интегральная компоновка и низкий перепад давления в тракте теплоносителя первого контура идеально подходят для применения насосов этого типа.

Системы остановки реактора, отвечающие принципам разнообразия, независимости и резервирования. Наличие пассивных средств инициирования и срабатывания аварийной защиты

В обоих проектах реакторов и ВБЭР-300, и IRIS предусматриваются две независимые, разнообразные системы остановки реактора в виде твердотельных поглощающих стержней и раствора борной кислоты. Первая из них – твердотельные поглощающие стержни будут иницироваться пассивным способом и опускаться в активную зону под действием гравитации (также пассивным способом).

Отличительной особенностью обладает проект реактора IRIS. Интегральная компоновка является идеальной для размещения механизмов органов регулирования внутри корпуса над активной зоной. Такое размещение приводов исключает их верхнее проникновение через корпус и, соответственно, исключает возможность аварии вследствие неконтролируемого аварийного выброса регулирующего стержня из активной зоны (авария класса 4).

**Аварийное охлаждение активной зоны.
Наличие пассивных средств охлаждения.
Наличие резервирования водообеспечения
разных систем безопасности**

Главной задачей систем аварийного охлаждения при аварии с потерей теплоносителя является: 1) обеспечение покрытия водой активной зоны и 2) адекватный отвод тепла, первоначально накопленного в активной зоне в процессе работы реактора, а затем длительный отвод остаточного тепловыделения, обусловленного распадом долгоживущих радиоактивных продуктов деления.

- В проекте реактора ВБЭР покрытие активной зоны водой и отвод тепла от активной зоны обеспечивается пассивной инжекцией раствора бора из больших гидроаккумулирующих резервуаров, а также активными способами (электронасосами): рециркуляцией воды, вытекшей из I контура, и подпиткой корпуса реактора водой из системы подпитки.

Применение только пассивных систем аварийного охлаждения активной зоны в проекте реактора ВБЭР-300 обеспечивает *сохранение активной зоны под уровнем воды только в течение 24 часов*. Поэтому до истечения этого срока должны быть задействованы дополнительно активные системы: рециркуляции вытекшего теплоносителя и подпитка воды в корпус реактора.

Следует добавить, что в активных системах высокие степени надежности и безопасности должны быть достигнуты *за счёт увеличения системной избыточности оборудования (количества активных каналов)*, что двукратно увеличивает количество используемого оборудования и трубопроводов в системе рециркуляции вытекшей воды. Однако, как утверждают разработчики проекта ВБЭР-300, высокая степень самозащищенности (отсутствие больших течей, самоограничение и самоглушение за счет обратных связей в теплоотводных и реактивных «авариях») в целом в проекте ВБЭР-300 позволило упростить системы безопасности и сократить вдвое число каналов для активных систем безопасности. Такое решение является, по нашему мнению, недостаточно обоснованным, противоречащим принятым нормам и недопустимым в системе безопасности реактора АЭС, строящегося в Казахстане. Подтверждением сказанному являются примеры других реакторов, где в аналогичных условиях не допускается сокращение числа каналов активных систем охлаждения.

- В случае проекта реактора IRIS надежное нахождение активной зоны под водой при аварии LOCA, как уже говорилось, обеспечивается сферическим металлическим контайнментом, наполненным азотом из ресивера давлением ~1 МПа. *Давление азота в контайнменте при снижении отметки воды в корпусе до определённого уровня уравнивает столб воды в нём, запирает истечение воды из разрыва и обеспечивает стабильный уровень*

воды в корпусе на 3 метра выше уровня верха активной зоны сколь угодно долго.

В данном случае любая инжекция (вспрыскивание) воды в корпус реактора активным или пассивным способом исключается.

Система аварийного отвода тепла от активной зоны обеспечивается только пассивным способом с помощью аварийных парогенераторов, расположенных в корпусе реактора, которые сбрасывают тепло путём конденсации пара в специальном резервуаре с водой. Конденсированная вода под действием гравитации возвращается в корпус реактора.

Следует отметить одну особенность. Система аварийного отвода тепла сбрасывает давление в системе корпус реактора + контайнмент (защитная оболочка) (конденсация пара внутри корпуса превышает испарение за счёт остаточного тепловыделения). На этой стадии течь меняет направление движения, поскольку тепло отводится не от защитной оболочки, а непосредственно внутри корпуса, и теплоноситель фактически поступает обратно в корпус (что привело к шутке – временной трансформации названия LOCA в GOCA (gain-of-coolant accident – авария с приобретением теплоносителя). Давление в контайнменте снижается, по мере того как пар из контайнмента конденсируется внутри корпуса реактора и, следовательно, часть воды из барботажного бассейна сбрасывается через дренажные (вентиляционные) каналы, что способствует затоплению корпуса.

Аварийное электроснабжение, его надежность, наличие и степень резервирования

- В реакторе ВБЭР-300 аварийное электроснабжение обеспечивается двумя дизельными генераторами двух подсистем и тремя аккумуляторными батареями, которые имеют 100% резервирования. Каждый дизельный генератор с электрическим оборудованием каждой подсистемы расположен в отдельном здании. Каждая из двух аккумуляторных батарей обеспечивают электроснабжение приборов управления, автоматизации и релейной защиты элементов системы аварийного электропитания и нагрузки аварийного освещения одной подсистемы в течение 2-х часов. Третья аккумуляторная батарея обеспечивает электроэнергией средства управления и контроля в случае полной потери энергии в течение 24 часов.

- Необходимость в аварийных системах электроснабжения отсутствует*, так как в реакторе IRIS применяются только пассивные аварийные системы безопасности, не требующие электричества

Учёт тяжелой аварии, приводящей к плавлению активной зоны, при разработке 4-го уровня защиты, а также, меры по уменьшению последствий тяжелой аварии; управление тяжёлой аварией

- В проекте ВБЭР-300 при тяжёлой аварии с плавлением активной зоны, рассматриваются и применяются меры по локализации и охлаждению расплава активной зоны, а также уменьшению последствий и управлению тяжёлой аварией.

- В проекте IRIS тяжёлая авария не рассматривается, так как аварии с потерей теплоносителя, приводящие к плавлению активной зоны исключены. То есть аварии типа LOCA и LOFA больше не являются проблемой безопасности. Соответственно не предусматриваются меры по уменьшению последствий и управлению тяжёлой аварией.

Результаты вероятностного анализа безопасности (ВАБ), их соответствие современным требованиям

- К сожалению, данные вероятностного анализа безопасности (ВАБ) реакторной установки ВБЭР-300 в публикациях не приводятся. Однако, учитывая аналогичные данные для существующих проектов ВБЭР, вероятность плавления активной зоны реактора ВБЭР-300, на наш взгляд, должна быть в пределах $10^{-6} - 10^{-5}$ 1/год.

- По результатам Вероятностной Оценки Риска PRA (Probabilistic risk assessment) частота (вероятность) повреждения активной зоны CDF (Core Damage Frequency) в результате внутренних событий оказалась равной 1.2×10^{-8} 1/год. Эта частота примерно на три порядка ниже частоты, предъявляемой требованиями МАГАТЭ для существующих проектов энергетических реакторов и примерно на два порядка ниже, чем частоты, которые требуются для вновь разрабатываемых проектов энергетических реакторов. Поэтому в проекте тяжёлая авария исключается из рассмотрения при принятии мер по уменьшению её последствий и управлению тяжёлой аварией.

Апробированность средств безопасности (принципов, элементов, технических решений) в штатных условиях, прежним опытом или испытаниями

Для реактора ВБЭР-300 блочная компоновка основного оборудования первого контура реактора является основным концептуальным решением, взятым из технологий судовых блочных реакторов, имеющих очень большой опыт эксплуатации и показавших высокий уровень надежности и безопасности. Проект ВБЭР-300 является эволюционным по отношению к судовым блочным реакторным установкам, повышение тепловой мощности реакторной установки до 850 МВт достигается путем соответствующего увеличения габаритов оборудования при сохранении облика реакторной установки и основных конструктивных решений по реакторному бло-

ку. В проекте используются также опыт разработки ВБЭР и достижения в области обеспечения безопасности АЭС и судовых ЯЭУ.

В основу концепции активной зоны ВБЭР положено максимальное использование технических решений, отработанных и апробированных при проектировании и эксплуатации активной зоны ВБЭР с разработанной ОКБМ ТВС типа ТВСА. Эксплуатация таких ТВС в ВБЭР-1000 подтвердила их высокую надежность, безопасность и устойчивость к формоизменению.

В реакторе IRIS применяется большее количество, чем в ВБЭР-300, инновационных технических решений и оборудования, основными из которых являются интегральная компоновка оборудования в корпусе реактора, сферический контейнер малого диаметра, наполненный азотом до давления 1 МПа, уравнивающий давление воды в корпусе реактора выше верха активной зоны при малом и среднем разрыве трубопровода и др.

Однако, участие большого количества научных центров, промышленных предприятий и университетов разных стран (20 учреждений из 10 стран, включая США, Японию, Россию, Великобританию, Италию, Испанию и страны Латинской Америки), взявших на себя определённые обязательства, позволили выполнить все необходимые исследования, а также лабораторные стендовые испытания принятых в проекте технических решений, оборудования и систем безопасности.

Кроме того, много было использовано технических решений и оборудования, разработанных компанией Westinghouse и применявшихся в проектах других реакторов этой компании, также решения, широко применявшиеся в разработках реакторов других компаний.

Меры по уменьшению стоимости строительства, эксплуатации и снятия с эксплуатации станции. Экономические показатели

Некоторые экономические показатели как для ВБЭР, так и для IRIS приводятся в публикациях разработчиками рассматриваемых проектов реакторов. Можно предположить, что экономические показатели для ВБЭР составлены исходя из рыночных условий России, а для IRIS - из рыночных условий США. Поэтому их тяжело сравнивать.

Для АТЭЦ с РУ ВБЭР-300

Стоимость строительства, млн. \$ - 639,5
Удельные капитальные вложения, \$/кВт(э) - 1084
Себестоимость энергии в теплофикационном режиме:

– электроэнергии, цент/кВт·ч .. - 1,4
– тепла, \$/Гкал - 5,0

Для АЭС с РУ IRIS

Удельные капитальные затраты на один блок \$/кВт(э) - 1000 – 1200

Выводы

В результате сравнительного анализа, приведённого выше, можно сделать следующие основные выводы:

1. Проект реактора IRIS является более инновационным и привлекательным с точки зрения обеспечения наибольшей безопасности, чем проект реактора ВБЭР-300. Подход “безопасность, обеспеченная проектированием”, применённый в проекте реактора IRIS, дал наибольшую эффективность и был главным образом направлен на разработку интегральной компоновки оборудования первого контура и обеспечение надежного покрытия активной зоны водой при аварии с потерей теплоносителя путём применения сферического контайнмента малого диаметра 25 м, наполненного азотом при давлении 1 МПа из ресивера. Это давление способно уравновесить давление воды в корпусе реактора на уровне 3 м выше уровня верха активной зоны практически сколь угодно долго и сохранить целостность активной зоны при обеспечении надёжного адекватного отвода тепла из корпуса применением пассивных аварийных парогенераторов. Эти проектные меры в IRIS позволили практически исключить возможность тяжёлой проектной аварии.

Частота (вероятность) повреждения активной зоны CDF (Core Damage Frequency) оказалась равной 1.2×10^{-8} /год.

В то же время в проекте реактора ВБЭР-300 не исключаются аварии с потерей теплоносителя, рассматривается тяжёлая авария с плавлением активной зоны и применяются меры по локализации и охлаждению расплава активной зоны, а также уменьшению последствий и управлению тяжёлой аварией.

2. Что касается активных зон. В отличие от проекта реактора ВБЭР-300, где реализуется топливный цикл с продолжительностью работы между перегрузками от 1-го до 2-х лет, в проекте реактора IRIS может использоваться активная зона с обогащением 4,95% по U-235 с 4-х годичной кампанией. Это выгодно с точки зрения обеспечения режима нераспространения и повышения коэффициента использования установленной мощности (КИУМ). Однако, с точки зрения обеспечения большей глубины выгорания более выгодна активная зона с 2-мя загрузками с кампанией более 3-х лет, с глубиной выгорания 62 ГВт.сут./тU, которая принята для IRIS на сегодняшний день. В перспективе после обоснования и экспериментального подтверждения возможности обеспечения глубины выгорания 80 ГВт.сут./тU и получения лицензии планируется переход на 10% обогащение с продолжительностью топливного цикла 8-10 лет, что выгодно со всех сторон: обеспечения режима нераспространения, более эффективного использования ядерного топлива, достижения КИУМ больше 0,95 и высокой экономичности станции.

3. Что касается апробированности систем и средств безопасности (принципов, элементов, технических решений) в штатных условиях, прежним опытом или испытаниями, то на первый взгляд возможно проект реактора ВБЭР выглядит предпочти-

тельнее, чем проект реактора IRIS. В реакторе IRIS применяется большее количество, чем в ВБЭР-300, инновационных технических решений и нового оборудования, основными из которых являются интегральная компоновка оборудования в корпусе реактора, сферический контайнмент малого диаметра, наполненный азотом до давления 1 МПа и др. Следует отметить, во-первых, что реактор IRIS в основном базируется на проверенной технологии легководных реакторов. Кроме того, многочисленными организациями стран участниц проекта выполнен весь необходимый объём исследовательских, опытно-экспериментальных и испытательных работ, которые подтверждают правильность принятых технических решений, работоспособность созданных систем безопасности оборудования и установок.

4. Несмотря на приведённые авторами проектов примерно одинаковые экономические показатели, на наш взгляд, проект реактора IRIS, в отличие от проекта реактора ВБЭР-300, является более упрощённым, в нём применяются только пассивные аварийные системы. Кроме того, в IRIS исключены технические системы и оборудования, связанные с реализацией мер по локализации и охлаждению расплава активной зоны, по уменьшению последствий и управлению тяжёлой аварией. Всё это должно обеспечить существенный вклад в снижение стоимости строительства АЭС с реактором IRIS и себестоимости вырабатываемой ей энергии.

Можно добавить, что проект реактора ВБЭР по конструкции и применяемым системам безопасности можно отнести к реакторам III Поколения. В то же время международный коллектив разработчиков относит условно проект реактора IRIS, в котором реализуются все требования, предъявляемые к реакторам Поколения IV по уровню безопасности и экономичности, уменьшению радиоактивных отходов и обеспечению режима не распространения делящихся материалов, к инновационным проектам реакторов IV Поколения.

Действительно, IRIS включен в число трёх проектов реакторов, включающих проекты реактора AP-1000 и модульной реакторной установки PBMR с засыпкой шаровыми твэлами компании ESKOM, Южная Африка (Westinghouse является акционером компании), которые компания Westinghouse планирует предлагать своим клиентам. Кроме того, IRIS является проектом, для которого тремя энергокомпаниями США предлагаются площадки для строительства ещё до завершения проекта.

Аналогичными реактору IRIS достоинствами и преимуществами обладают другие реакторы III+ Поколения: SMART (Южная Корея), IMR (Япония). В них применяются интегральность в размещении первого контура, модульность, более современная система обеспечения более надёжного бесконечно продолжительного во времени покрытия активной зоны водой, пассивного охлаждения и длительного теплосъёма с активной зоны при аварии с потерей теплоносителя.

ЛИТЕРАТУРА

1. Батырбеков, Г.А. Системный сопоставительный анализ проектов современных атомных электростанций с реакторами типа PWR и ВБЭР и ядерных топливных циклов разных стран / Батырбеков Г.А., Маханов У.М. - ИЯФ НЯЦ РК. - Препринт-Книга №32. - 2006. - 469 с.
2. Системный сопоставительный анализ проектов современных энергетических реакторов с кипящей водой /Батырбеков, Г.А. [и др.]. - ИЯФ НЯЦ РК. - Препринт-Книга №31. - 2006. - 228 с.
3. Атомные станции с реакторами на основе судовых технологий / Л.В.Гуреева [и др.] // Развитие ядерной энергетики Республики Казахстан, ЯЭ-2005 : докл. на CD; тез. докл. Межд. конф., Курчатов, 3-5 сентября 2007. - Курчатов, ВКО, Казахстан, 2007.
4. Реакторная установка ВБЭР-300 для АТЭЦ на базе технологий судовых блочных реакторов / О.Б.Самойлов [и др.] // Атомная энергетика и топливные циклы : докл. на CD; тез. докл. Междунар. научно-технической конф., Москва-Дмитровград, 1-5 декабря 2003. - Москва : М, 2003.
5. Реакторная установка ВБЭР-300 на основе технологий судовых реакторов для атомных теплоэлектроцентралей / О.Б.Самойлов [и др.] // Развитие ядерной энергетики Республики Казахстан, ЯЭ-2005 : докл. на CD, тез. докл. Межд. конф., Курчатов, 30 мая - 3 июня 2005. - Курчатов, ВКО, Казахстан, 2005.
6. Карелли, М.Д. Усовершенствованный международный реактор повышенной надёжности – IRIS: Подход к возрождению ядерной энергетики. Часть 2 / М.Д.Карелли// Атомная техника за рубежом. - 2004. №2.
7. Карелли, М.Д. Усовершенствованный международный реактор повышенной надёжности – IRIS: Подход к возрождению ядерной энергетики. Часть 1. / М.Д.Карелли // Атомная техника за рубежом. - 2004. - №1.
8. Safety by design: a new approach to accident management in the IRIS reactor / M. D. Carelli [et al]. - IAEA SR-218/36.
9. Petrovig, B. Iris project update: status of the design and licensing activities /B.Petrovig, M. Carelli // Nuclear Option in Countries with Small and Medium Electricity Grids : тез. докл. 5 Межд. конф., Дубровник, Хорватия, 16-20 мая 2004.- Дубровник, 2004.

АЗ ҚҰАТТЫ [300 МВт(Э)] ВБЭР – 300 ЖӘНЕ IRIS РЕАКТОРЛАРЫНЫҢ ҚАЗІРГІ КЕЗДЕГІ ЖОБАЛАРЫНА САЛЫСТЫРМАЛЫ ТАЛДАУ

¹Батырбеков Г.А., ¹Кәдіржанов Қ.Қ., ²Гучева О.А.

¹Қазақстан Республикасының Ұлттық Ядролық Орталығы, Алматы

²ҚР ҰЯО Ядролық физика институты, Алматы, Қазақстан

Орталықталмаған энергиямен қамтамасыз ету аудандарында АЭС салу үшін негізгі жоба ретінде аз қуатты АЭС ~300 МВт(э) үшін реактор жобасын таңдау туралы бар әртүрлі көзқарастарға байланысты Ресейдің Машина жасау ОКБ әзірлейтін ВБЭР – 300 және АҚШ-тың Westinghouse компаниясының басшылығындағы әртүрлі елдердің халықаралық консорциумы әзірлейтін IRIS екі энергетикалық реакторлар жобаларына ядролық радиациялық және экологиялық қауіпсіздігі, сенімділігі және үнемділігі бойынша салыстырмалы талдау жүргізілді. Көптеген негізгі көрсеткіштері бойынша IRIS реакторының жобасы ВБЭР – 300 реакторының жобасына қарағанда ұтымды екені көрсетілген.

PEER ANALYSIS OF THE MODERN DESIGNS OF REACTORS OF LOW POWER [300 MWE] ВБЭР-300 AND IRIS

¹G.A. Batyrbekov, ¹K.K. Kadyrzhanov, ²U.M. Makhanov

¹National nuclear center of Republic of Kazakhstan, Almaty

²Institute of Nuclear Physics of NNC RK, Almaty, Kazakhstan

In connection with different opinions, having a place, on a choice of the project of a reactor for NPP of low power ~300 MWe as a baseline design for building NPP in areas decentralized of delivery of energy the peer analysis of the designs of two power reactors ВБЭР-300, developed ОКБМ of Russia and IRIS, developed by the international consortium of the different countries headed by the company Westinghouse, USA is held from the point of view of kernel radiative and ecological safety, reliability and profitability. Is retined, that the design of a reactor IRIS has advantages on many basic indexes above the design of a reactor ВБЭР-300.

УДК 53.072; 53:681.3

ТЕПЛОМАССООБМЕН ПРИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ

Жотабаев Ж.Р., Васильев Ю.С., Зверев В.В.

Национальный ядерный центр Республики Казахстан, Курчатова

В последнее время развитие методов вычислительной гидродинамики и конечных элементов, мощное развитие компьютерных технологий, позволили значительно улучшить математические модели для расчета гидравлических и тепловых параметров потоков жидкости, теплообмена жидкости со стенкой. Применение этих методов позволило получать детальное описание поля потока в трехмерной геометрии, определять локальные параметры потока в любой точке расчетной схемы, значительно повысить точность расчетных оценок исследуемых процессов.

В данной работе рассматриваются некоторые гидродинамические модели многофазных потоков и некоторые подходы, позволяющие описать процессы кипения и конденсации жидкостей. Рассмотрена применимость подходов для описания изменения фазового состояния вещества при их использовании с той или иной моделью многофазного потока, их достоинства и недостатки, достоверность результатов, полученных при использовании того или иного подхода.

ВВЕДЕНИЕ

Теплопередача при изменении фазового состояния - важная область, которая находит свое применение почти во всех технических дисциплинах. Основными процессами при изменении фазового состояния являются кипение и конденсация, поскольку эти процессы сопровождаются высокоэффективной теплопередачей. Кипение и конденсация - очень сложные процессы, они активно исследовались ранее, но и в настоящее время исследованиям в этой области уделяется большое внимание.

Интерес к теплопередаче при изменении фазового состояния в настоящее время, в первую очередь, связан с бурным развитием методов вычислительной гидродинамики и конечных элементов, которые позволяют получать детальное описание поля потока в трехмерной геометрии, определять локальные параметры потока в любой точке расчетной схемы, значительно повысить точность расчетных оценок исследуемых процессов.

В общем случае, в методах расчета теплопередачи, процессы теплообмена между жидкостью и твердой стенкой описываются с помощью коэффициентов теплоотдачи, характеризующих темп передачи тепла от стенки к невозмущенному потоку. Коэффициенты теплоотдачи, как правило, получены с использованием множества эмпирических соотношений, каждое из которых ориентировано на определенный режим течения жидкости, предназначено для текучей среды определенного вида и состава (жидкости, газы, металлы, и т.д.). Использование методов вычислительной гидродинамики, базирующихся на решении уравнений неразрывности, движения и энергии потока, позволяет значительно улучшить описание процессов тепло- и массообмена в жидкости, между жидкостью и твердой стенкой. Применение методов вычислительной гидродинамики, позволяет моделировать пограничные слои, динамику торможения жидкости вблизи стенки, пе-

редачу локальных возмущений от пристенных слоев жидкости к основному потоку, позволяет отказаться от использования коэффициентов гидравлического сопротивления и теплоотдачи, тем самым, избежать применения эмпирических методик и корреляций.

Однако, как и ранее, расчеты систем, в которых происходит изменение фазового состояния вещества, сопряжены с рядом проблем, самой важной из которых является описание тепло- и массообмена на границе раздела фаз. Отдельные моменты этих процессов изучены не до конца, в различных гидродинамических моделях многофазных потоков существуют свои ограничения, связанные с особенностями той или иной модели. В большинстве случаев тепло- и массообмен на границе раздела фаз все-таки приходится описывать с использованием эмпирических зависимостей. В данной работе рассматриваются некоторые гидродинамические модели многофазных потоков и некоторые подходы, позволяющие описать процессы кипения и конденсации жидкости.

ГИДРОДИНАМИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ МНОГОФАЗНЫХ ПОТОКОВ

Описание многофазных потоков в вычислительной гидродинамике, с применением неподвижных конечноэлементных сеток, производится путем использования подходов «Эйлер-Эйлер», когда все фракции многофазной жидкости моделируются с использованием уравнений переноса (набора уравнений неразрывности, движения и энергии, описывающих поток жидкости), и «Эйлер-Лагранж», когда некоторые из фракций заданы в виде частиц, взаимодействующих с потоком жидкости [1].

Подход «Эйлер-Лагранж» имеет ряд ограничений, основным из которых является предпосылка, что движение частиц оказывает незначительное влияние на движение потока жидкости; этот подход применим к системам, когда объемная доля частиц в потоке невелика. Подход «Эйлер-Эйлер» лишен этих ограничений: каждая из фаз потока непрерыв-

на, поведение любой из фаз описывается уравнениями переноса. Последний подход охватывает более широкий круг задач, поэтому модели и методики, описанные ниже, предназначены для использования в подходе «Эйлер-Эйлер».

Так как объем, занимаемый определенной фазой, не может быть занят другими фазами, в подходе «Эйлер-Эйлер» вводится понятие фазной объемной доли, которую для фазы i можно обозначить, как α_i . Эти объемные доли являются непрерывными функциями пространства и времени, их сумма в каждой из ячеек расчетной области равна единице.

Многофазный поток можно описать с использованием разных математических моделей, основным различием в которых является количество уравнений переноса, предназначенных для описания отдельной фазы потока. Математические модели для описания многофазного потока можно разделить на три группы [2]:

- модели «Mixture», где поток представлен в виде однородной смеси жидкостей, которая описывается одним уравнением неразрывности, одним уравнением количества движения и одним уравнением энергии. Распределение фракций жидкостей в потоке рассчитывается с использованием алгебраических соотношений;
- модели «Volume Of Fluid» (VOF), которые позволяют описывать поток несмешивающихся жидкостей, отслеживать границы разделения фракций. Все жидкости в этой модели описываются одним уравнением количества движения и одним уравнением энергии, однако каждая из фракций описывается своим уравнением неразрывности;
- модели Эйлера, описывающие поток несмешивающихся жидкостей, где каждой из фракций жидкости соответствуют свои уравнения неразрывности, количества движения и энергии.

Из представленных моделей наиболее полными и точными являются модели Эйлера, однако, ресурсоемкость этих моделей очень велика: в большинстве, расчеты с использованием таких моделей возможны на ЭВМ, обладающих значительным объемом оперативной памяти (суперкомпьютеры, большие кластеры). Ресурсоемкость моделей «Mixture» минимальна, но эти модели предназначены для расчета потоков однородных смесей, при их использовании границы разделения фракций размыты, что подразумевает низкую точность расчетов динамики взаимодействия конденсированной и испаренной жидкости на границе раздела фаз. Наиболее предпочтительными моделями являются модели VOF, которые при невысокой ресурсоемкости позволяют обеспечить приемлемую точность расчетов динамики многокомпонентного потока, фракции которого значительно различаются по своим теплофизическим свойствам.

Уравнения неразрывности и энергии для фракции i многофазного потока в общем виде можно представить как:

$$\frac{\partial}{\partial \tau}(\alpha_i \rho_i) + \nabla \cdot (\alpha_i \rho_i \vec{w}_i) = S_i, \text{ и}$$

$$\frac{\partial}{\partial \tau}(\alpha_i \rho_i E_i) + \nabla \cdot (\alpha_i \vec{w}_i (\rho_i E_i + p)) = \nabla \cdot (k_i \nabla T_i) + q_i,$$

где $\vec{w}_i$ – скорость движения фракции i ; ρ_i – плотность фракции; E_i – энергия фракции; p – давление в потоке; k_i – коэффициент теплопроводности фракции; T_i – температура фракции; S_i – источник массы; q_i – источник энергии.

Одним из подходов при описании процессов кипения и конденсации в многофазном потоке является подход, в котором изменение фазового состояния представлено как обмен массой и энергией между фракциями потока. Так, если фракция l является жидкостью, а фракция v – паром, то процесс кипения можно определить, как уменьшение массы фракции l и прирост массы фракции v путем введения ненулевых значений источника массы в уравнение неразрывности фракций:

$$S_v = -S_l.$$

При изменении фазового состояния происходит выделение или поглощение энергии. Поэтому, вместе с введением значений источника массы в уравнение неразрывности, необходимо ввести ненулевые значения внутреннего энерговыделения в уравнение энергии. Так, при кипении уравнение энергии для фракции l необходимо дополнить ненулевым значением источника энергии:

$$q_l = -S_l \cdot L,$$

где L – теплота парообразования вещества.

ЗАВИСИМОСТИ И СООТНОШЕНИЯ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ИСТОЧНИКОВ МАССЫ И ЭНЕРГИИ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ПРОЦЕССОВ КИПЕНИЯ И КОНДЕНСАЦИИ ЖИДКОСТИ

Величину массовой добавки в уравнениях неразрывности фракций для описания процессов кипения и конденсации можно вычислить из условий массопереноса, определяемых корреляцией Вен Хо Ли (Wen Ho Lee) [3], которая записывается в следующем виде:

$$S_l = \begin{cases} r_l \alpha_l \rho_l \cdot (T_l - T_{sat}); & T_l \geq T_{куп} \\ 0 & ; T_l < T_{куп} \end{cases}, \quad (1)$$

$$S_v = \begin{cases} -r_l \alpha_v \rho_v \cdot (T_{sat} - T_v); & T_v \leq T_{куп} \\ 0 & ; T_v > T_{куп} \end{cases}$$

где $T_{куп}$ – температура кипения жидкости.

Эмпирические величины r_l и r_v в соотношении являются постоянными времени релаксации процессов кипения и конденсации жидкости.

Значения источников массы в процессах кипения и конденсации можно определить путем вычисления удельного массового потока жидкости через границу раздела фракций [4]:

$$S_l = A \cdot \vec{n} \cdot \frac{\dot{m}}{V}, \quad (2)$$

где $\vec{n}$ - вектор нормали к поверхности раздела двух фракций; A - площадь поверхности раздела; $\dot{m}$ - массовый поток через поверхность раздела; V - объем, занимаемый этими фракциями в расчетной области.

Массовый поток через поверхность раздела в данном случае равен тепловому потоку через эту поверхность, деленному на теплоту парообразования вещества:

$$\dot{m} = q / L. \quad (3)$$

С использованием закона Фурье тепловой поток через поверхность раздела фаз можно записать, как:

$$q = k_{эфф} \nabla T, \quad (4)$$

или, с использованием закона Ньютона-Рихмана:

$$q = h \cdot (T_v - T_l) = \frac{k_{эфф} \cdot Nu}{\lambda} \cdot (T_v - T_l), \quad (5)$$

где $k_{эфф}$ - эффективный коэффициент теплопроводности; ∇T - градиент температуры на границе раздела фаз; h - коэффициент теплоотдачи; Nu - число Нуссельта; λ - характерный размер.

Отношение площади поверхности раздела фракций к объему, занимаемому этими фракциями в расчетной области, можно определить через модуль градиента объемной доли фракций жидкости. В общем случае, когда в потоке присутствуют дополнительные фракции, не участвующие в процессах кипения и конденсации, это отношение имеет вид [5]:

$$\frac{A \cdot \vec{n}}{V} = \frac{2|\nabla \alpha_l| \cdot |\nabla \alpha_v|}{|\nabla \alpha_l| + |\nabla \alpha_v|}. \quad (6)$$

Объединение выражений (6) и (4) или (5) позволяет получить окончательную формулу для определения значений источников массы в процессах кипения и конденсации:

$$S_l = -S_v = \frac{2|\nabla \alpha_l| \cdot |\nabla \alpha_v|}{|\nabla \alpha_l| + |\nabla \alpha_v|} \cdot \frac{k_{эфф} \cdot \nabla T}{L} \quad \text{или} \quad (7)$$

$$S_l = \frac{2|\nabla \alpha_l| \cdot |\nabla \alpha_v|}{|\nabla \alpha_l| + |\nabla \alpha_v|} \cdot \frac{k_{эфф} \cdot Nu}{\lambda \cdot L} (T_l - T_{кип});$$

$$S_v = -\frac{2|\nabla \alpha_l| \cdot |\nabla \alpha_v|}{|\nabla \alpha_l| + |\nabla \alpha_v|} \cdot \frac{k_{эфф} \cdot Nu}{\lambda \cdot L} (T_{кип} - T_v) \quad (8)$$

Наиболее точным выражением, позволяющим определять значения массовых добавок в уравнениях неразрывности и, тем самым, энерговыделения в уравнении энергии для отдельных фракций жидкости, является выражение (7). Однако, вычисление градиента температуры на границе раздела фаз, который присутствует в данном соотношении, возможно лишь в моделях Эйлера, где для каждой фракции решается свое уравнение энергии.

Выражение (1) универсально: его можно использовать во всех перечисленных математических моделях, но для его применения необходимо задание постоянных времени релаксации процесса, которые являются эмпирическими величинами. Соотношения (8) можно использовать в моделях Эйлера и VOF, но в нем так же, как и в соотношении (1), надо вводить эмпирические значения числа Нуссельта.

ВЕРИФИКАЦИЯ МОДЕЛЕЙ, ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДИАПАЗОНОВ ДЛЯ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ЭМПИРИЧЕСКИХ КОНСТАНТ

Верификация математических моделей, процессы кипения в которых описывались с использованием соотношений (1) и (8), проводилась путем расчетов режимов экспериментов по исследованию взаимодействия расплава материалов активной зоны энергетического реактора типа PWR с теплоносителем [6]. Регистрация изменения давления в ходе взаимодействия расплава с водой на этих экспериментах велась с использованием высокочувствительных быстродействующих датчиков давления. Интервал опроса датчиков составлял доли миллисекунды, что позволило получить точную и подробную картину изменения давления в ходе экспериментов.

Расчеты режимов экспериментов проводились с применением модели VOF, вычисления границ разделения фракций осуществлялись с использованием неявной схемы, тигель установки и экспериментальное устройство были описаны с использованием двухмерной осесимметричной геометрии. На рисунке 1 показан фрагмент расчета: распределение поля плотностей в системе при сливе расплава из тигля и вход струи расплава в водный бассейн в экспериментальном устройстве.

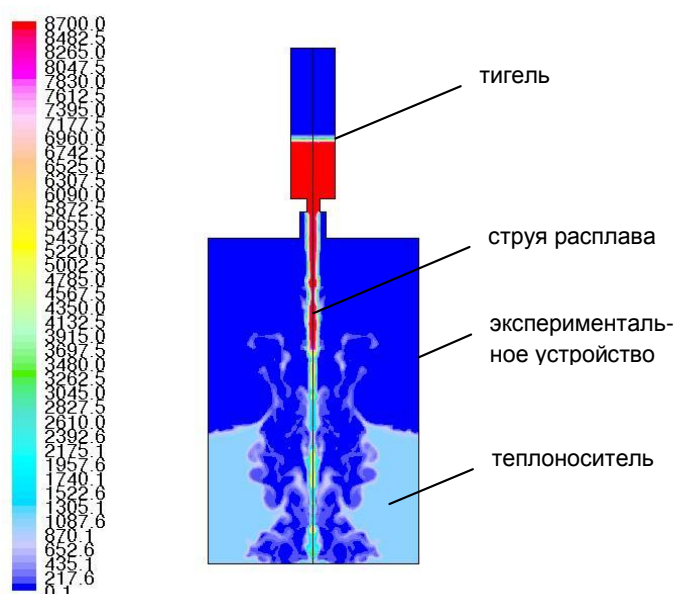


Рисунок 1. Распределение поля плотностей $[кг/м^3]$ в системе при входе струи расплава в водный бассейн

Проведено две серии расчетов. В первой серии в модели были использованы зависимости (1); постоянная времени релаксации при проведении расчетов режимов экспериментов изменялась в диапазоне $0.0001...0.1$ К/с. На рисунке (рисунок 2) показаны кривые изменения давления, рассчитанные с использованием разных значений постоянной времени релаксации, и диаграммы изменения давления в экспериментальном устройстве, зарегистрированные при проведении экспериментов А4 и А9, целью которых было исследование взаимодействия рас-

плава материалов активной зоны водо-водяного энергетического реактора с теплоносителем.

Получено, что приемлемые результаты с использованием такой модели возможны при задании постоянной времени релаксации процесса в диапазоне $0.01...0.1$ К/с.

В ходе проведения второй серии расчетов в математической модели была использована зависимость (8). Расчеты проводились при различных значениях отношения Nu/λ (рисунок 3).

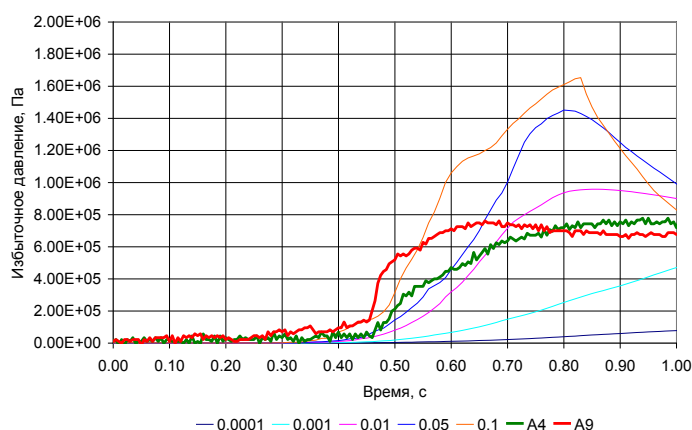


Рисунок 2. Расчетное изменение давления в системе при использовании зависимости (1) с варьированием постоянной времени релаксации в диапазоне $0.0001...0.1$ К/с и изменение давления в экспериментальном устройстве, зарегистрированное при проведении экспериментов А4 и А9

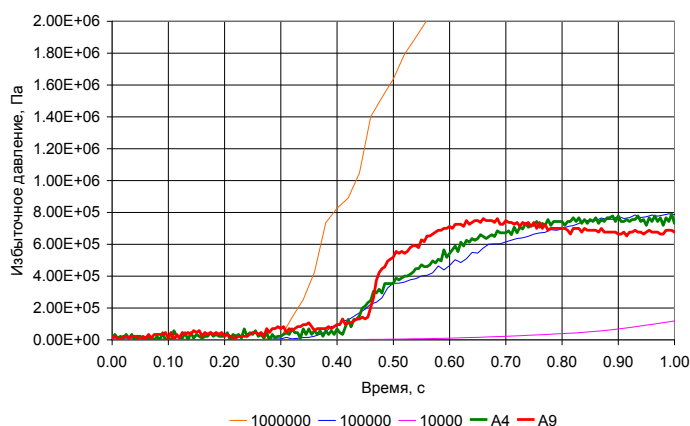


Рисунок 3. Расчетное изменение давления в системе при использовании зависимости (8) с варьированием отношения числа Нуссельта к значению характерного размера взаимодействия в диапазоне $10^4 \dots 10^6$ 1/м и изменение давления в экспериментальном устройстве, зарегистрированное при проведении экспериментов A4 и A9

В результате проведения этой серии расчетов получено, что при отношении числа Нуссельта к величине характерного размера взаимодействия, равному $\sim 1 \cdot 10^5$ 1/м, рассчитанная кривая изменения давления в системе хорошо согласуется с измеренными значениями.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Применение методов вычислительной гидродинамики, позволяет моделировать динамику движения жидкости, обмен импульсом и энергией между компонентами многофазной жидкости, передачу локальных возмущений от пристенных слоев жидкости к основному потоку, позволяет отказаться от применения эмпирических методик и корреляций, описывающих потери давления и передачу тепла от стенки к невозмущенному потоку. Однако, для описания тепло- и массообмена на границе раздела фаз при моделировании процессов кипения и конденсации приходится вводить эмпирические зависимости.

В ходе исследований математических моделей для расчета потоков многофазных жидкостей получено, что процессы кипения и конденсации можно описать путем введения свободных членов в уравнения неразрывности и энергии фракций жидкости, которые позволяют учитывать обмен массой и энергией между фракциями потока.

Верификация математических моделей, при расчете режимов экспериментов по взаимодействию расплава материалов активной зоны энергетического реактора с теплоносителем, показала, что для грубых оценок процессов можно использовать несложную и устойчивую корреляцию Wen Ho Lee; значения постоянной времени релаксации в этих соотношениях, должны лежать в диапазоне 0.01...0.1 К/с.

Усложнение модели, применение зависимостей, в которых используются методики, отслеживающие изменения градиента объемной доли фракций многофазного потока на границе раздела фаз, повышает точность расчетов: при отношении числа Нуссельта к величине характерного размера взаимодействия, равному ~ 100000 1/м, расчетная кривая изменения давления в системе хорошо согласуется с экспериментально измеренной.

Исследования показали, что применение методов вычислительной гидродинамики позволяет проводить пространственное моделирование высокоинтенсивных процессов тепло- и массообмена, сопровождающихся кипением и конденсацией жидкости, прогнозировать сценарии развития этих процессов, определять изменение параметров этих процессов в любой точке расчетной области.

ЛИТЕРАТУРА

1. Роуч, П. Вычислительная гидродинамика / П. Роуч. – М. : «Мир», 2003.
2. FLUENT 6.2. User Reference. Fluent.Inc./ - Lebanon, New Hampshire, USA, 2004.
3. Lee Wen Ho. A Pressure Iteration Scheme for Two-Phase Modeling / W. H. Lee - LA-UR-79-975, Los Alamos Scientific Laboratory, Dept. of Energy, Contract W-7405-ENG-36, 1979.
4. Troshko, A. Multiphase with Heat and Mass Transfer and Phase Change. / A. Troshko - US Fluent Users' Group Meeting, Evanston, 2002.
5. ANSYS CFX-Solver, Release 10.0: Theory / - Waterloo, Ontario, Canada. 2005.
6. Contract on the Coolability Test with LAVA/SLAVA. Annual Report 1997 Fiscal Year: Отчет о НИР / РГП «НЯЦ РК» - Инв № 51 от 22.11.2005г.

ФАЗАЛЫҚ ТҮРЛЕНУЛЕР КЕЗІНДЕГІ ЖЫЛУ МАССА АЛМАСУ

Жотабаев Ж.Р., Васильев Ю.С., Зверев В.В.

Қазақстан Республикасының Ұлттық Ядролық Орталығы, Курчатов

Соңғы кезде есептеуіш гидродинамика мен ақырғы элементтер әдістерінің дамуы, компьютерлік технологиялардың қуатты дамуы сұйықтың қабырғамен жылуалмасуының, сұйық ағындарының гидравликалық және жылу параметрлерін есептеуге арналған математикалық модельдерді айтарлықтай жақсартуға мүмкіндік берді. Бұл әдістерді қолдану үшөлшемді геометриядағы ағын өрісін егжей-тегжейлі сипаттамасын алуға, есептік сұлбаның кез-келген нүктесіндегі ағынның оқшауланған параметрлерін анықтауға, зеттеліп жатқан процестердің есептік бағаларының нақтылығын айтарлықтай арттыруға мүмкіндік берді.

Бұл жұмыста көпфазалы ағындардың кейбір гидродинамикалық модельдері мен сұйықтардың қайнауы мен конденсациясы процестерін сипаттауға мүмкіндік беретін кейбір көзқарастар берілген. Заттың әр түрлі көпфазалы ағын үлгісімен пайдалану кезіндегі фазалық жай-күйінің өзгеруін сипаттауға арналған көзқарастардың қолданылуға жарамдылығы, олардың артықшылықтары мен кемшіліктері, көзқарастарды әр түрін пайдалану кезінде алынған нәтижелердің шүбәсіздігі қарастырылған.

HEAT-MASS-EXCHANGE AT PHASE CHANGE

Zh.R. Zhotabaev, Yu.S. Vassiliev, V.V. Zverev

National nuclear center of Republic of Kazakhstan, Kurchatov

Recent development of computational fluid dynamics techniques and last elements, intensive development of computer technologies permitted to considerably improve mathematical models for calculation of hydraulic and thermal parameters for fluid flow, heat exchange between fluid and wall. Application of the methods made it possible to get a detailed description of flow field in three-dimensional geometry, determine local parameters of flow in any point of the calculation model, significantly increase accuracy of calculations.

The report addresses some hydrodynamic models of multiphase flows and some approaches enabling to describe processes of fluid boiling and condensation. We consider applicability of the approaches in description of phase change in their use with various models of multiphase flow, their advantages and disadvantages, reliability of results obtained using various approaches.

УДК 539.21:539.12.04:669.3

НОВОЕ ФИЗИЧЕСКОЕ ЯВЛЕНИЕ В ВЫСОКООБЛУЧЕННЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЯХ – «ВОЛНЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ» – И ЕГО ПРАКТИЧЕСКОЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ

Гусев М.Н., Максимкин О.П., Токтогулова Д.А.

Институт ядерной физики НЯЦ РК, Алматы, Казахстан

Выполнены механические испытания образцов хромоникелевых сталей – материалов чехлов отработанных тепловыделяющих сборок реактора БН-350, облученных до повреждающих доз 11-55 сна.

Впервые обнаружено новое явление – «волна пластической деформации», которое заключается в зарождении и перемещении по рабочей длине образца деформационной полосы, что приводит к достижению «аномально» высоких значений пластичности (до 20% и более), вместо обычно наблюдаемых при данных повреждающих дозах 3-5%.

В результате проведенных низкотемпературных экспериментов с образцами, облученными до 17–55сна, обнаружено, что пластичность стали, хрупкой при комнатной температуре, может быть значительно повышена за счет снижения температуры деформации и стимулирования «волны». Этот результат является новым и ранее не описан в открытой научной литературе.

ВВЕДЕНИЕ

Аустенитные хромоникелевые стали (12X18H10T, 08X16H11M3), а также их многочисленные модификации широко применяются в ядерной энергетике в качестве конструкционных материалов топливных сборок и внутрикорпусных устройств. Данный класс материалов успешно используется в промышленности, где конкурирует с ферритными и ферритомартенситными сталями, сплавами цветных металлов, и имеет большой потенциал развития.

К настоящему времени сложилось общепринятое представление о том, что облучение металлов и сплавов нейтронами в условиях ядерного реактора практически неизбежно приводит к их радиационному охрупчиванию – снижению пластичности. Действительно, практика механических испытаний различных облученных материалов подтверждает это представление на большом количестве экспериментальных данных (например, [1,2]).

Борьбу с охрупчиванием ведут, как правило, модифицируя состав стали, вводя добавки (например, редкоземельные элементы), тщательно удаляя вредные примеси, или конструируя зерно оптимальных размеров и формы. В то же время пока наиболее действенной мерой защиты остается ограничение на продолжительность службы – материал просто не доводят до опасных параметров, то есть, заведомо уменьшают ресурс работоспособности материала.

Отметим, что пластическое поведение и деформационное упрочнение металлического материала, содержащего дефекты радиационного происхождения, существенно отличается от необлученного. В частности, отмечены эффекты формирования «бездефектных каналов» [3], в которых радиационные дефекты исчезают вследствие взаимодействия с дислокациями. В [4] показано, что пластическое течение и деформационное упрочнение в облученном материале может сопровождаться избыточным

тепловыделением, когда величина тепла превышает механическую работу деформации.

Однако, несмотря на значительное число работ и большое количество активно работающих исследователей, многие вопросы радиационного изменения механических свойств изучены пока недостаточно полно. Это позволяет в случае комплексных и систематических материаловедческих изысканий рассчитывать на обнаружение новых, потенциально полезных явлений и эффектов, способных принести ощутимую практическую выгоду.

Хронологический анализ развития ядерной энергетике показывает, что как только достигались принципиально новые параметры ядерных установок (рабочая температура, тип теплоносителя, величина выгорания, характеристики ядерно-нейтронных полей, длительность эксплуатации), радиационное материаловедение обогащалось новыми феноменами и явлениями. Например, радиационный рост урана – 1950-е, охрупчивание и упрочнение – 1960-е, радиационное распухание – 1970-е.

Мы полагаем, что новое и потенциально полезное явление было обнаружено нами [5,6] в ходе постэксплуатационных исследований материалов казахстанского ядерного реактора на быстрых нейтронах БН-350, проработавшего 25 лет в относительно малоизученном диапазоне температуры теплоносителя, спектра нейтронного потока и скорости набора повреждающей дозы.

Это явление представляет собой новый, неопианный ранее, вид деформационного поведения высокооблученных сталей – зарождение и эволюцию «волны пластической деформации». Данное новое явление, используемое в конкретных условиях, может активно противостоять радиационному охрупчиванию.

В первой части данной работы изучен характер проявления данного явления, проанализированы его причины. Во второй части работы описан подход к

управлению «волной деформации» с целью получения высоких значений пластичности для материалов, подвергнутых радиационному охрупчиванию. Приведены результаты экспериментов, сформулированы материаловедческие рекомендации по практическому применению обнаруженного эффекта.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследовали стали 12X18H10T и 08X16H11M3T – материалы шестигранных чехлов отработанных тепловыделяющих сборок реактора БН-350. Стальные плоские образцы для механических испытаний

размерами 20×2×0,3 мм (длина рабочей части 10 мм) получали, вырезая фрагменты шестигранного чехла с различных отметок от центра активной зоны. В ряде случаев использовали пробы с длиной рабочей части 6-7 мм.

Параметры облучения исследованных образцов приведены в таблице 1. До облучения стали подвергали термомеханической обработке, заключавшейся в холодной деформации на 15-20% с последующим отжигом при 800°C в течение 1 часа.

Таблица 1. Параметры облучения исследованных образцов сталей 12X18H10T и 08X16H11M3T

Сборка	Отметка (от центра активной зоны, мм).	Температура облучения, °C	Повреждающая доза, дра.
H-42	-300	290	13
ЦЦ-19	+500	423	26
ЦЦ-19	-160	310	55
H-214-1	0	337	17
B-300 (сталь 08X16H11M3)	-500	302	11

Испытания облученных и необлученных образцов на одноосное растяжение проводили на установке «Инстрон-1195», дополнительно оснащенной температурной камерой, позволяющей работать в интервале температур –100..+300°C. Для закрепления образцов использовались пневматические захваты. Скорость деформирования варьировали от $8.3 \times 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ до $8.3 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

С целью изучения особенностей деформационно-пластического поведения и локализованной деформации высокооблученной стали был применен метод «цифровой маркерной экстензометрии», подробно описанный в [7]. Использование данного метода, включающего в себя цифровую фотосъемку и/или видеосъемку образца в ходе эксперимента, позволяет отслеживать особенности протекания пластической деформации и рассчитывать зависимости «истинные напряжения – истинные деформации» для миниатюрного непрерывно деформируемого облученного образца.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

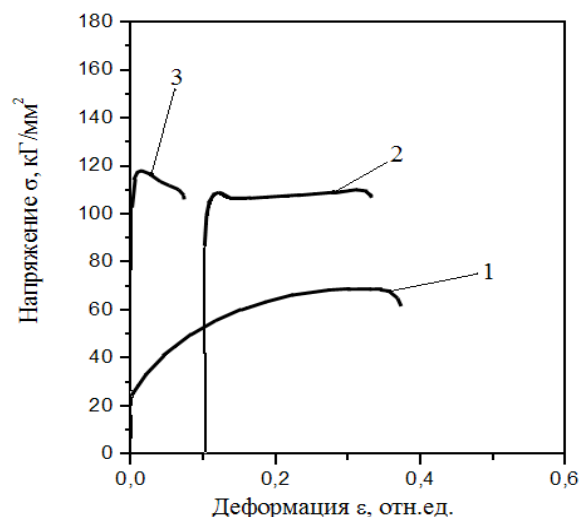
Явление «волны деформации»

в высокооблученной стали 12X18H10T

На рисунке 1 приведены инженерные диаграммы, полученные при одноосном растяжении необлученных и облученных образцов. Как следует из рисунка, необлученная сталь характеризуется высокой пластичностью и значительной способностью к деформационному упрочнению – предел прочности в 2.5-3 раза превышает предел текучести.

В результате облучения с ростом повреждающей дозы величина предела текучести возрастает, пластичность снижается, составляя при 5-15 сна величину около 3..7% [8]. Данный факт иллюстрируется кривой 3 на рисунке 1. Видно, что высокооблученный материал (близкая по составу сталь –

X16H11M3) имеет малую пластичность, ее равномерная деформация очень низка, протекает локализовано, а согласно данным видеосъемки практически сразу за пределом текучести [6] развивается шейка.



1 – необлученная сталь после аустенизации [8]; 2 – образец стали 12X18H10T, облученный до 55 сна [5,6]; 3 – сталь 08X16H11M3, 15,6 сна [8]. Кривая 2 для наглядности смещена вправо

Рисунок 1. Инженерные диаграммы для необлученных и облученных образцов сталей 12X18H10T (1,2) и 08X16H11M3 (3)

Данный результат согласуется с работами других авторов [9]. С учетом этих данных для стали, облученной до 55 сна ожидали значение пластичности не более нескольких процентов.

Однако – эксперимент показал значение пластичности до 20 и более %, а инженерная диаграмма (рисунок 1, кривая 2) имела достаточно необычный вид: падение нагрузки вскоре после предела текучести и длинный пологий участок с некоторым ростом нагрузки.

Для уточнения причин данного явления был проведен анализ последовательности фотоснимков, сделанных в ходе эксперимента. Он показал (рисунок 2), что вблизи одного из захватов формируется область локализованной деформации, однако – в отличие от материала, облученного до меньших доз, область локализованной деформации (или по иной терминологии – «волна деформации») перемещается по образцу, проходя чуть более половины (в среднем 2/3) его рабочей части. При прохождении «волны» локальная деформация практически скачкообразно увеличивается и после этого – вне «волны» (полосы) – материал деформируется достаточно слабо.

Условием возникновения и развития локализованной деформации шейки является соотношение [10,11]:

$$d\sigma/d\varepsilon \leq \sigma, \quad (1)$$

которое ряд авторов использует в виде:

$$d\sigma/d\varepsilon - \sigma \leq 0 \quad (2)$$

Можно показать, что локализация деформации, в соответствии с данным условием, начинается тогда, когда локальное деформационное упрочнение не компенсирует «геометрическое разупрочнение», имеющее место вследствие уменьшения сечения образца.

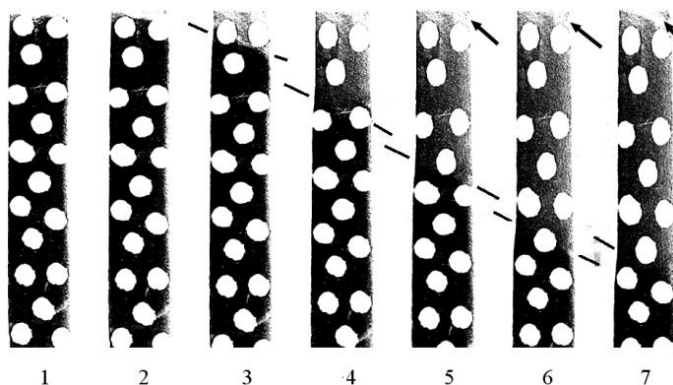
Отметим, однако, что предел прочности на инженерной диаграмме растяжения формируется несколько позднее, чем выполняется условие (1).

Очевидно, что для «торможения» локальной шейки, предотвращения разрушения, и трансляции деформации в соседний, менее деформированный объем, необходимо изменение закона упрочнения, т.е. чтобы после некоторой степени деформации соотношение (1) перестало соблюдаться. Для необлученных и облученных нейтронами чистых металлов этого, как правило, не происходит – величина $d\sigma/d\varepsilon$ убывает с ростом ε .

На рисунке 3 приведены кривые «напряжение – деформация», полученные с использованием метода маркерной экстензометрии и подхода, изложенных в [7]. Показаны также производные этих кривых, характеризующие интенсивность деформационного упрочнения $d\sigma/d\varepsilon$.

Видно, что для стали 12X18H10T, облученной до 26-55 сна, величина $d\sigma/d\varepsilon$ практически сразу за пределом текучести снижается до значений, меньших чем действующие напряжения σ , что ведет к развитию локальной шейки. Однако в отличие от других исследованных нами материалов (например [6,8]), для высокооблученной стали 12X18H10T при степени локальной деформации $\sim 25 \div 30$ % на кривой « σ – ε » наблюдается перелом. Величина $d\sigma/d\varepsilon$ возрастает и ее значение становится больше, чем действующие напряжения σ . По нашему мнению, именно увеличение значения $d\sigma/d\varepsilon$ приводит к «трансляции» (перемещению) деформационного очага в соседний недеформированный объем. Отметим, что увеличение интенсивности деформационного упрочнения наблюдали в необлученных сталях данного класса в ходе деформации при криогенных температурах [10,13].

Подчеркнем качественное отличие «волны деформации», рассматриваемой в данной работе, от описанных ранее в открытой литературе похожих явлений. Это отличие заключается в амплитуде деформации в «волне» – в нашем случае локальная деформация составляет от 30-35%. Для сравнения укажем, что полоса (волна) Чернова-Людерса на площадке текучести при деформации армко-железа имеет амплитуду в среднем не более 4-6%, а волны деформации в необлученных поликристаллах (например [12]) имеют амплитуду деформации порядка долей процента и менее. То есть, рассматриваемое нами явление можно назвать «макроволной» в стали, облученной до высокой повреждающей дозы.



Округлые элементы – цветные маркеры, облегчающие анализ изображений и проведение расчетов [7].

Стрелками на фото 4-7 отмечена вторая (неподвижная) шейка вблизи одного из захватов

Рисунок 2. Фильмограмма, снятая при деформации образца стали 12X18H10T, облученного до 55 сна. Снимки подвергнуты цифровой обработке для увеличения контрастности

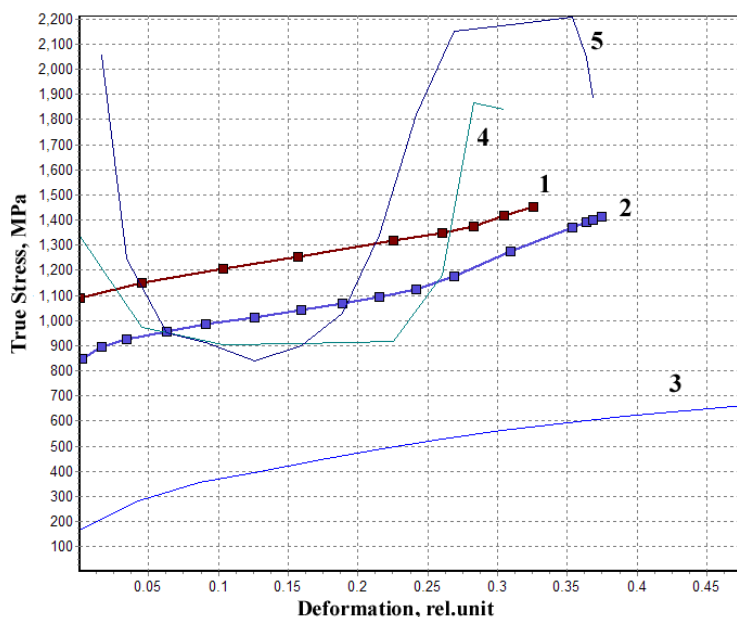


Рисунок 3. Кривые «истинные напряжения – истинные деформации» для стали 12X18H10T, облученной до 55 сна (1), 26 сна (2) и необлученной (3). Показаны кривые « $d\sigma/d\varepsilon$ [МПа]- ε [отн.ед.]» для образцов, облученных до 55 сна (4) и 26 сна (5)

Причиной отмеченного явления является, на наш взгляд, протекание в деформируемой метастабильной стали фазового мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Для высокооблученного материала его кинетика и степень влияния на деформационное упрочнение могут существенно отличаться от необлученной или слабо облученной стали. Для хромоникелевых сталей с другим содержанием хрома и никеля (сталей X18H8, X16H8) в необлученном состоянии также неоднократно наблюдали увеличение интенсивности деформационного упрочнения, что авторы связывали с интенсивным протеканием мартенситного превращения.

На данном классе материалов – высокооблученных аустенитных сталях – эффект высокоамплитудной «деформационной волны» обнаружен нами впервые и опубликован в работах [5,6].

Влияние скорости и температуры испытания на «волны пластической деформации».

Безусловно, данное явление – новый механизм пластической деформации в высокооблученной метастабильной аустенитной стали – может представлять значительный научный и практический интерес. Соответственно, актуальна задача управления им.

Как известно [13], на характер протекания $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения значительное влияние оказывает, во-первых температура деформации, во-вторых – скорость растяжения. Чем ниже температура, тем больше α -мартенсита образуется при деформации в метастабильных хромоникелевых сталях. Установлено, что температура 100°C является предельной (т.н. температурой M_d) для стали 12X18H10T, выше которой мартенситное превращение при деформации не происходит. Влияние скорости деформации не столь однозначно и зависит от размера зерна, геометрии образца, состава стали и т.п.

С учетом указанных фактов был выполнен цикл экспериментов с облученными стальными образцами в диапазоне температур от +200 до -100°C и скоростей от $8.3 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ до $8.3 \times 10^{-5} \text{ с}^{-1}$. Полученные данные приведены в таблицах 2 и 3.

Как видно из таблицы 2, влияние скорости деформации проявляется достаточно слабо: при ее уменьшении (либо увеличении) на порядок по отношению к типичному для статических испытаний значению $8.3 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ эффект «волны деформации» сохраняется, прочность материала изменяется незначительно.

Таблица 2. Влияние скорости деформации на механические свойства стали 12X18H10T (сборка ЦЦ-19, отметка +500, 26 дра), деформируемой при 20 °C

Скорость деформации, с^{-1}	σ_{02} , МПа	σ_B , МПа	$\varepsilon_{0.2}$, %	ε , %	Присутствие волны деформации
8.3×10^{-3}	800	1030	48	48	Да*
8.3×10^{-4}	780	930	18	18,5	Да
8.3×10^{-5}	790	950	21	21,5	Да

* – Отмечен образец с двумя «волнами деформации» (рисунок 4)

В отличие от экспериментов с изменением скорости деформации, варьирование температуры испытания привело к качественному изменению характера пластической деформации и прежде всего – величины пластичности (таблица 3).

Как видно из данных для сборок Н-42 и Н-214-1, переход от комнатной температуры к $-40...-50^{\circ}\text{C}$ привел к резкому увеличению пластичности материала от единиц процентов до 20...50. Данные видеозаписи показывают, что при этом возникает и перемещается по образцу «волна деформации»,

отсутствующая при 20°C . Одиночная волна возникает у захвата и проходит примерно 2/3 длины образца. Иногда после первой волны возникает вторая, стартующая от второго захвата. В этом случае на образце не остается недеформированного пространства (рисунок 4). Таким образом, полученные результаты однозначно свидетельствуют, что стимулирование «волны деформации» позволяет устранить, либо значительно снизить негативные последствия радиационного охрупчивания.

Таблица 3. Механические свойства исследованных образцов стали 12X18H10T

Сборка, отметка	Доза, сна	Температура испытания, $^{\circ}\text{C}$	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	$\varepsilon_{0,2}$, %	ε , %	Присутствие волны деформации
Н-42, -300	13	20	830	1020	<2	5	Нет
		-40	1030	1110	~1	53	Да*
Н-214-1, 0мм	17	20	980	1120	<2	5	Нет
		-50	980	1120	2.1	23	Да
ЦЦ-19, + 500	26	60	740	850	40	43	Да*
		20	780	930	18	18,5	Да
ЦЦ-19, -160	55	120	940	980	~1	<4	Нет
		20	960	1070	20	22	Да

* – Отмечены образцы с двумя «волнами деформации» (рисунок 4)

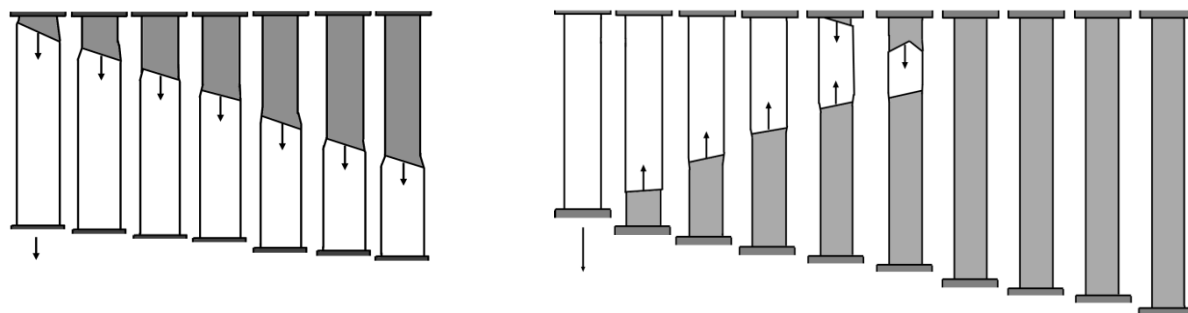


Рисунок 4. Схемы перемещения «волны деформации» в случае одиночной волны (слева) и двойной волны (справа). (Деформированная часть отмечена темно-серым, недеформированная – белым цветом. Направление перемещения волн указаны стрелками)

При увеличении температуры испытания выше 20°C «волна» (и обусловленная ею высокая пластичность) сохраняется при 60°C , но исчезает при 120°C . Полная пластичность при 120°C составляет не более 4-6%. Факт подавления «волны деформации» при превышении температуры 100°C , которая является температурой M_d для сталей 12X18H10T и X16H11M3, свидетельствует о ключевой роли мартенситного превращения в формировании данного явления.

Как следует из представленных данных, «волна деформации» может быть целенаправленно как стимулирована (снижением температуры ниже 20°C), так и подавлена (увеличением температуры выше 100°C).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

С применением разработанного метода оптической бесконтактной экстензометрии выполнены механические испытания образцов хромоникелевых сталей – материалов чехлов отработанных тепловыделяющих сборок реактора БН-350, облученных до повреждающих доз 11-55 сна.

Впервые обнаружено новое явление – «волна пластической деформации», которое заключается в зарождении и перемещении по рабочей длине образца деформационной полосы, что приводит к достижению «аномально» высоких значений пластичности (до 20% и более), вместо обычно наблюдаемых при данных повреждающих дозах 3-5%.

Показано, что «волна пластической деформации» может рассматриваться как новый механизм пластического формоизменения для высокооблученных сталей. Высказана гипотеза, что в основе данного явления лежит протекание мартенситного превращения, интенсивность которого существенно выше, чем в аналогичном необлученном материале. Для проверки данной гипотезы выполнен специальный цикл экспериментов по статическому растяжению высокооблученных образцов в диапазоне температур $-100...+200^{\circ}\text{C}$ и скоростей деформации от 8.3×10^{-3} до $8.3 \times 10^{-5} \text{ c}^{-1}$.

В результате впервые проведенных низкотемпературных экспериментов с образцами, облученными

до 17–55сна, обнаружено, что пластичность стали, хрупкой при комнатной температуре, может быть значительно повышена за счет снижения температуры деформации и стимулирования «волны». Этот результат является новым и ранее не описан в открытой научной литературе.

Полученные данные позволяют вести речь о практическом использовании нового явления как при обращении с облученными реакторными материалами, так и при разработке новых сталей для ядерной энергетики.

ЛИТЕРАТУРА

1. Паршин, А.М. Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионно-стойких сталей и сплавов / Паршин А.М. – Челябинск, «Металлургия», 1988, 656с.
2. Barabash, V. Materials Challenges for ITER – current status and future activities / Barabash V., Kalinin G. and other // 12th International Conference of Fusion Reactor Materials, Santa-Barbara, December 4-9, 2005, book of abstract, p.92.
3. Edwards D.J. Evolution of Cleared Channels in Neutron-Irradiated Pure Copper at a Fuction of Tensile Strain / Edwards D.J., Singh B.N. // JNM, 2004, 329-333, p.1072-1077.
4. Максимкин, О.П. Особенности пластической деформации армо-железа, облученного нейтронами / Максимкин О.П., Гусев М.Н., Цай К.В., Токтогулова Д.А., Осипов И.С. // Вестник Национального Ядерного Центра Республики Казахстан, 2006, Вып. 1., с.39-46.
5. Максимкин, О.П. Аномальное» деформационно-пластическое поведение аустенитной стали 12X18H10T, облученной до 55 сна в реакторе БН-350 / Гусев М.Н., Осипов И.С., Гарнер Ф.А. // Сборник докладов 8-й Международной Научной Конференции по реакторному материаловедению (Дмитровград, Россия, 2007, 20-25 мая).
6. Gusev, M.N. A new and unusual deformation behavior observed in 12Cr18Ni10Ti stainless steel irradiated at 307°C to 55 dpa in BN-350 / Gusev M.N., Maksimkin O.P., Osipov I.S. and Garner F.A. // Proceedings of 13th International Conference on Fusion Reactor Materials, 10-14 December 2007 - Nice, France, pp.362-368.
7. Максимкин, О.П. Метод изучения локализации деформации в металлических материалах, облученных до высоких повреждающих доз / Максимкин О.П., Гусев М.Н., Осипов И.С. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов, №11, 2006, т.72, с.52-55.
8. Гусев, М.Н. Новые результаты материаловедческих исследований с использованием миниатюрных образцов железа, молибдена и нержавеющей сталей, облученных высокоэнергетическими частицами / Гусев М.Н., Максимкин О.П., Осипов И.С. // 5-я международная конференция «Ядерная и радиационная физика», ICNRP-05, 26-29 сентября 2005, Алматы, Сборник докладов, т.2, с.359-367.
9. Неустроев, В.С. Низкотемпературная радиационная повреждаемость аустенитных сталей, облученных в исследовательских и энергетических реакторах: дисс.докт.техн.наук: 01.04.07 защищена 10.2006, утверждена 01.2007 / Неустроев Виктор Степанович – М., Москва, 2006г. 231с.
10. Byun, T.S. Plastic Instability Behavior of BCC and HCP Metals After Low Temperature Neutron Irradiation / T.S.Byun and other // JNM, 2004, 329-333, p.998-1002.
11. Малыгин, Г.А. Анализ факторов, вызывающих нестабильность деформации и потерю пластичности облученной нейтронами меди / Малыгин Г.А. // Физика Твердого Тела, 2005, т.47, вып.4, с.632-638.
12. Полетика, Т.М. Локализация деформации в сплавах на основе циркония / Полетика Т.М. и др. // Материаловедение, №10, 1999, с.32-36.
13. Сагарадзе, В.В. Упрочнение аустенитных сталей / Сагарадзе В.В., Уваров А.И. – М., Наука, 1989, 270с.
14. Максимкин, О.П. Параметры образования мартенситной α -фазы при деформации нержавеющей сталей, облученных в реакторах ВВР-К и БН-350 / Максимкин О.П., Гусев М.Н., Осипов И.С. // Вестник НЯЦ, вып.3., 2007, с.12-17.

ПЛАСТИКАЛЫҚ ДЕФОРМАЦИЯ ТОЛҚЫНДАРЫ» — ЖОҒАРЫ СӘУЛЕЛЕНДІРІЛГЕН ТОТТАНБАЙТЫН БОЛАТТАҒЫ ЖАҢА ФИЗИКАЛЫҚ ҚҰБЫЛЫС ЖӘНЕ ОНЫ ПРАКТИКАДА ПАЙДАЛАНУ

Гусев М.Н., Токтогулова Д.А., Максимкин О.П.

ҚР ҰЯО Ядролық физика институты, Алматы, Қазақстан

Зақым келтіруші 11-55 аж дозаларға дейін сәулелендірілген, БН-350 реакторының пайдаланып қойылған жолышығарушы жинамалары қабының материалдарының — хромникельді болаттың үлгілеріне механикалық сынақтар жүргізілген.

Алғашқы рет жаңа құбылыс – «пластикалық деформация толқыны» табылған, бұл үлгінің жұмыстық ұзындығы бойына деформациялық жолақтың пайда болуы және орын ауыстыруы болып табылады, ол зақым келтіруші 3-5% дозаларда берілген қалапты байқалатын пластикалықтың мәндерінің орнына, «аномаль» жоғары мәндерге (20% дейін және одан артық) жетуге әкеледі.

17-55 аж-ға дейін сәулелендірілген, үлгілерге жүргізілген төментемпературалық эксперименттер нәтижесінде, бөлме температурасындағы морт болаттың пластикалық деформация температурасын төмендету және «толқынды» ынталандыру есебінен елеулі айтарлықтай ұлғаятыны табылған. Бұл жаңа нәтиже болып табылады және ашық ғылыми әдебиет бетінде бұдан бұрын баяндалмаған.

**NEW PHENOMENON IN HIGH IRRADIATED METASTABLE STEELS
– WAVES OF PLASTIC DEFORMATION AND ITS PRACTICAL USE**

M.N. Gusev, D.A. Toktogulova, O.P. Maksimkin

Institute of Nuclear Physics of NNC RK, Almaty, Kazakhstan

Mechanical tests of austenitic steels samples irradiated up to 11-55dpa were conducted. High-irradiated samples were produced from shrouds of spent fuel assemblies of BN-350 fast reactor.

The new phenomenon was found – «a wave of plastic deformation» which consists in origin and moving on working length of the sample of a deformation strip. This “wave” leads to achievement of "abnormal" high values of plasticity (up to 20 % and more), instead of 3-5 % usually observed at given damaging doses.

As a result of low-temperature experiments with the samples irradiated to 17–55снa, it is found that plasticity of a steel, brittle at a room temperature, can be considerably raised at the expense of decrease in temperature of deformation and "deformation wave" stimulation. This result is new and earlier is not described in the open scientific literature.

УДК 533.9.08;621.039.66

БАЗА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ ФИЗИЧЕСКИХ ДИАГНОСТИК ТОКАМАКА КТМ**Чудинова М.В.***Институт атомной энергии НЯЦ РК, Курчатов, Казахстан*

Рассматривается процесс создания программного обеспечения хранения экспериментальных данных физических диагностик токамака КТМ на основе анализа методов хранения информации действующих токамаков. Решена задача хранения специфических видов информации, разработана база экспериментальных данных, являющаяся частью системы, обеспечивающей проведение анализа информации в послепусковой период.

ВВЕДЕНИЕ

Качество и эффективность проводимых на установке КТМ исследований будет складываться из многих слагаемых, одним из которых является эффективность программного обеспечения (ПО) хранения и визуализации данных. В особенности это касается экспериментальных данных диагностик как одного из наиболее востребованных и специфических видов информации.

Экспериментальная информация систем диагностик будет регистрироваться с помощью информационно-измерительной системы (ИИС) токамака КТМ и сохраняться на серверах данных.

Инструменты хранения и визуализации данных создаваемой ИИС ориентированы в первую очередь на обеспечение надежного функционирования установки и проведение экспресс-анализа полученных экспериментальных данных в межразрядовых паузах. Углубленный анализ данных потребует наличия более сложных инструментов хранения и визуализации данных, ориентированных на работу в период между кампаниями. Такая система ПО дополнит ИИС КТМ и существенно повысит эффективность работы с экспериментальными данными. Для ее создания необходимо разработать информационную модель, определить структуру и методы хранения информации серверной базы данных, разработать макет для проверки основных решений и используемых технологий, по результатам макетирования разработать систему.

Целью представляемой работы являлся поиск наиболее эффективных методов хранения экспериментальных данных физических диагностик токамака КТМ на основе анализа серверной части систем ПО токамаков T10 (ИЯС РНЦ «Курчатовский институт», РФ) и ISTTOK (Centro de Fusão Nuclear, Португалия), а также разработка макета серверной базы экспериментальных данных физических диагностик.

ПРОГРАММНОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ СИСТЕМ ДИАГНОСТИК ТОКАМАКА КТМ

После каждого разряда токамака КТМ информация, собранная системами диагностик, сохраняется в базе данных результатов измерений (БДРИ) в составе ИИС. В БДРИ должны сохраняться параметры настройки всех подсистем ИИС и полученные в ходе разряда экспериментальные данные.

В дополнение к этому важно сохранять результаты обработки экспериментальных данных для установки КТМ, так как процедуры восстановления пространственно-временных распределений очень ресурсоемки и достаточно продолжительны по времени. Также требуется сохранять многочисленные комментарии, дополнительную описательную информацию о подсистемах, отчеты о результатах проведения предыдущих разрядов и полученных в них значениях плазмозфизических параметров. Помимо этого важно осуществлять сравнение результатов экспериментальных исследований, проводимых на токамаке КТМ с результатами аналогичных исследований на других установках типа токамак. Дополнительно существует проблема документирования информации, представляющего собой длительную и механическую работу, выполняемую большим количеством специалистов, которая также может быть автоматизирована в целях оптимизации использования времени исследователей.

Для решения вышеописанных проблем, а также с целью распределения работ с экспериментальными данными диагностик возникает необходимость создания системы отдельного ПО в дополнение к проекту ИИС, в том числе и дополнительной БД, обеспечивающей хранение обработанных экспериментальных данных. Это позволит распределить нагрузку на систему при работе с данными.

Для реализации вышеперечисленных задач была разработана модель системы, позволяющая осуществлять хранение, поиск, обработку, визуализацию и анализ экспериментальных данных физических диагностик токамака КТМ. Система состоит из серверной и клиентской части (рисунок 1). Серверная часть, отвечающая за хранение информации и доступ к ней, представляет собой базу данных и сервер приложений. Сервер приложений предусмотрен для управления соединениями, централизации и оптимизации взаимодействия с данными, интеграции с существующими информационными системами токамаков в составе системы. Функции обеспечения доступа к данным для конечного пользователя передаются клиентскому приложению. С его помощью пользователь может (при наличии прав) работать со всеми имеющимися данными, как в общей базе данных, так и в подключенных к серверу приложений системах.

Важной составляющей системы преобразования и представления экспериментальных данных диагностик в материаловедческих исследованиях на токамаке КТМ является серверная база данных. При ее разработке необходимо учитывать ряд моментов, главным из которых является то, что сигналы физи-

ческих диагностик носят специфические особенности. Это создает определенные сложности в структурировании информации и расширяет круг задач, направленных на поиск более эффективных способов хранения информации.

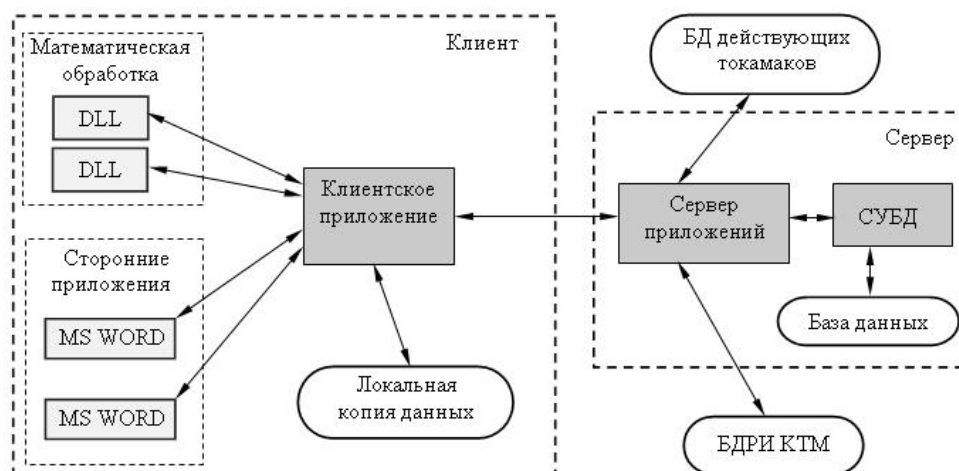


Рисунок 1. Структура системы

ПРОГРАММНОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ХРАНЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ НЕКОТОРЫХ ДЕЙСТВУЮЩИХ ТОКАМАКОВ

В данной работе рассмотрены информационные системы токамаков, содержащие БД, материалы по которым опубликованы в открытых источниках.

Методы хранения экспериментальных данных токамака T10

Система функционирует на платформе MS Windows и включает в себя серверную базу данных, клиентские графические приложения, компоненты доступа к данным из Web и интеграцию с пакетами математической обработки.

Входящая в состав системы серверная база данных, функционирующая под СУБД MS SQLServer, позволяет хранить разнообразную диагностическую информацию (временные ряды, таблицы, медиаданные, описательные параметры). Предусматривается хранение информации по функциональным признакам – описание установок, каналов, параметров, специалистов, отвечающих за определенные диагностики.

Для каждой экспериментальной установки каждый измеряемый канал сохраняется как отдельный элемент данных, содержащий паспорт с дополнительными описателями и поле данных. Группы каналов, соответствующих одному разряду, логически объединяются порядковым номером разряда. Кроме собранной аналоговой информации в БД для каждого канала может создаваться паспорт с произвольным числом дополнительных описывающих параметров. Такой же паспорт с дополнительной информацией может создаваться для каждого импульса в целом. Сохраненные в паспорте параметры в дальнейшем могут использоваться для поиска в

БД по различным критериям и для дополнительных вычислений [4].

При работе с данными паспорт разворачивается в структуру типа двоичного дерева, обеспечивающую доступ к параметрам по имени. Такой подход в реализации паспорта имеет положительный момент – возможность сочетать такие свойства как: отсутствие избыточности и компактность при хранении в БД, унифицированный подход к типу параметра с точки зрения исполняемого кода и интерфейса пользователя, быстрый доступ к данным. Однако, использование паспорта данных, а также хранение параметров и сигнала в одном бинарном файле значительно усложняет механизм поиска экспериментальных данных.

Зарегистрированные сигналы диагностик сохраняются во внутреннем формате системы. Для хранения описания данных также используется внутренний формат. Подобный подход также содержит в себе как плюсы, так и минусы. С одной стороны, происходит оптимизация работы с данными внутри системы, однако с другой, усложняется ее интеграция с внешними приложениями и системами.

Структура БД предусматривает расширение и гибкость, а также отвечает условиям нормализации и положительно сказывается на экономии ресурсов.

Методы хранения экспериментальных данных токамака ISTTOK

Система Fire Signal токамака ISTTOK построена на технологии Java и функционирует как под ОС Windows, так и под ОС Linux. Серверная часть представляет собой базу данных, выполняемую под распространяемой бесплатно СУБД PostgreSQL, и сервер. Сервер управляет как сбором данных, так и

их хранением. Клиентская часть выполнена в виде графического приложения, позволяющего осуществлять визуализацию хранящейся в базе данных информации и управлять сбором данных.

База данных системы Fire Signal содержит всю собранную в ходе экспериментов информацию, включая описание измерительной аппаратуры, диагностик, зарегистрированных в системе пользователей.

Зарегистрированные сигналы диагностических систем хранятся в БД в виде так называемых больших двоичных объектов. Для этого предусмотрена таблица, в которой также указаны начальное и конечное время регистрации, конфигурация измерительной аппаратуры. Характеристики аппаратуры, так же как и ее конфигурация описаны средствами XML. XML (Extensible Markup Language) - это язык разметки, описывающий целый класс объектов данных, называемых XML- документами. Такие XML-документы могут выступать в качестве уникального способа хранения данных, который включает в себя одновременно средства для разбора информации и представления ее на стороне клиента.

Достоинством XML является также то, что он позволяет осуществлять контроль за корректностью данных, хранящихся в документах, производить проверки иерархических соотношений внутри документа и устанавливать единый стандарт на структуру документов, содержанием которых могут быть самые различные данные. Это означает, что его можно использовать при построении сложных информационных систем, в которых очень важным является вопрос обмена информацией между различными приложениями, работающими в одной системе [5].

Однако для работы с XML-документами необходимо разрабатывать специальные программы-обработчики. Существенным недостатком XML является также то, что он увеличивает сетевой трафик, и не оптимизирован для работы с бинарной информацией, так как любой вид данных представляется в виде текста.

Отдельно следует отметить поддерживаемую как базой данных, так и системой в целом, концепцию событий, произошедших во время разряда (отсутствующую в ПО, рассмотренном выше). Таким образом, каждый сигнал характеризуется не только временем его регистрации, способом конфигурации измерительной аппаратуры, а также тем или иным событием. Это позволяет значительно повысить эффективность анализа данных [3].

Таким образом, анализ ПО хранения экспериментальных данных токамаков показал, что на текущий момент в мире не существует единого сложившегося подхода к хранению экспериментальных данных токамаков. Удалось выделить общие моменты в рассмотренных информационных системах:

- небольшое количество таблиц в базах данных;

- описательная информация группируется в файлы, будь то внутренний формат, или XML и помещается в поля таблиц в виде так называемых «больших двоичных объектов».

Подобный подход позволяет снизить сложность структуры базы данных и повысить гибкость системы.

3 СТРУКТУРА КЛИЕНТ-СЕРВЕРНОЙ БАЗЫ ДАННЫХ СИСТЕМЫ ФИЗИЧЕСКИХ ДИАГНОСТИК КТМ

На основании анализа способов хранения экспериментальных данных токамаков сформулированы основные функциональные и архитектурные требования к базе экспериментальных данных диагностик в материаловедческих исследованиях на токамаке КТМ:

- БД должна предоставлять возможности хранения экспериментальных данных, зарегистрированных сигналов, результатов обработки, а также фото и видео, приблизительный объем данных, собираемых за разряд – 8 Гб;
- БД должна содержать информацию о зарегистрированных сигналах физических диагностик, информацию о настройках измерительной аппаратуры и сценарии эксперимента, материаловедческие данные;
- БД должна содержать сформированные пользователями на основе экспериментальных данных документы, комментарии исследователей;
- БД должна поддерживать концепцию событий, произошедших во время разрядов;
- архитектура БД должна быть гибкой и расширяемой, так как количество диагностических систем и способы обработки данных могут быть расширены;
- в серверной БД должны сохраняться ссылочная целостность, отсутствие избыточности;
- структура БД и форматы хранения данных должны обеспечивать быстрый доступ к данным, а также механизм быстрого поиска экспериментальных данных.

На основании представленных выше требований, а также анализа того, какого рода информация должна быть представлена в базе данных и каковы взаимосвязи между элементами этой информации была составлена структура базы данных на основе ER-модели, или модели «сущность-связь». Это наиболее распространенное средство абстрактного представления структур баз данных [1].

Всю информацию можно разделить на два типа: та, которая меняется от эксперимента к эксперименту (сигналы, настройки аппаратных средств и т.д.) и общая информация, которая описывает параметры оборудования (диагностики, каналы). В свою очередь возможно разделение по функциональным признакам, что позволяет определить сущности для разрабатываемой модели. Основные сущности модели представлены на рисунке 2.

Каждый эксперимент токамака КТМ предполагает проведение разрядов на установке. Разряд характеризуется временем его проведения и описанием. Этими же атрибутами описываются события, произошедшие во время разряда. Информация о разрядах и событиях на представленной ER-модели отображена в виде сущности «События».

Эксперименты проводятся в целях какого-либо материаловедческого исследования. Данный вид информации представлен в виде отдельной сущности (сущность «Исследования»). Для описания настроек аппаратных средств, которые могут меняться в разных разрядах, определена сущность «Настройки аппаратных средств». Зарегистрированные сигналы представлены отдельной сущностью - «Сигналы». Здесь содержится вся информация, характеризующая сигнал. Это атрибуты: измеряемый параметр с еди-

ницей измерения, частота дискретизации, количество точек отсчета, время задержки сигнала, вид сигнала – обработанный или необработанный, сам сигнал, комментарии к нему и др.

Сущность «Диагностики» содержит в себе описание аппаратных средств - различных диагностик, используемых на установке в экспериментах.

Модель предусматривает также хранение различной обработанной информации. Это различная документация, отчеты, которые вынесены в отдельную сущность (сущность «Документы»). Сущности, связанные с другими, соединены линиями связи.

Подобное разделение позволит вносить дополнения и изменения в БД без изменения общей структуры, к тому же обеспечивается экономия памяти, что очень важно.

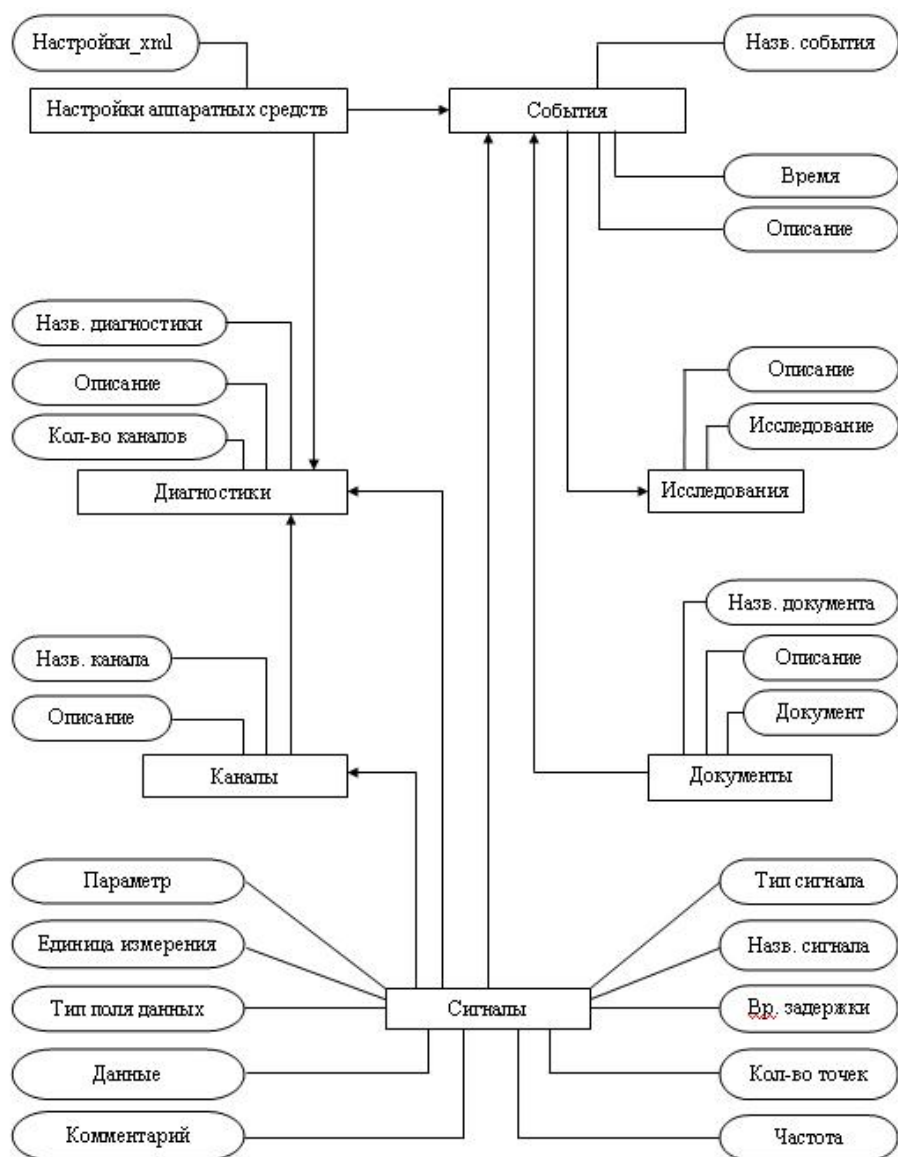


Рисунок 2. ER-диаграмма для базы данных физических диагностик токамака КТМ

На следующем этапе работы на основе ER-модели (рисунок 3) была разработана структура базы данных, которая позволяет хранить как зарегистрированные, так и обработанные сигналы, события, произошедшие за время разряда, описание аппаратных средств и свойств сигнала. Сигналы хранятся в виде бинарной строки, с указанием настроек параметров системы сбора данных (частота дискретизации, количество отсчетов и др.).

Для хранения сложных типов данных (изображения, видео) предусмотрена специализированная таблица. С целью оптимизации работы с данными и

обмена информацией со сторонними системами для описания аппаратных средств используется формат XML. Сформированные исследователями диаграммы, материаловедческая информация, комментарии, различного рода документация также помещаются в базу данных. Структура базы данных приведена к третьей нормальной форме, которая позволяет устранить избыточность данных, сохраняет ссылочную целостность в базе данных, а также делает модель более простой для понимания. Выполнение нормализации обеспечивает гибкость и эффективность при хранении данных.

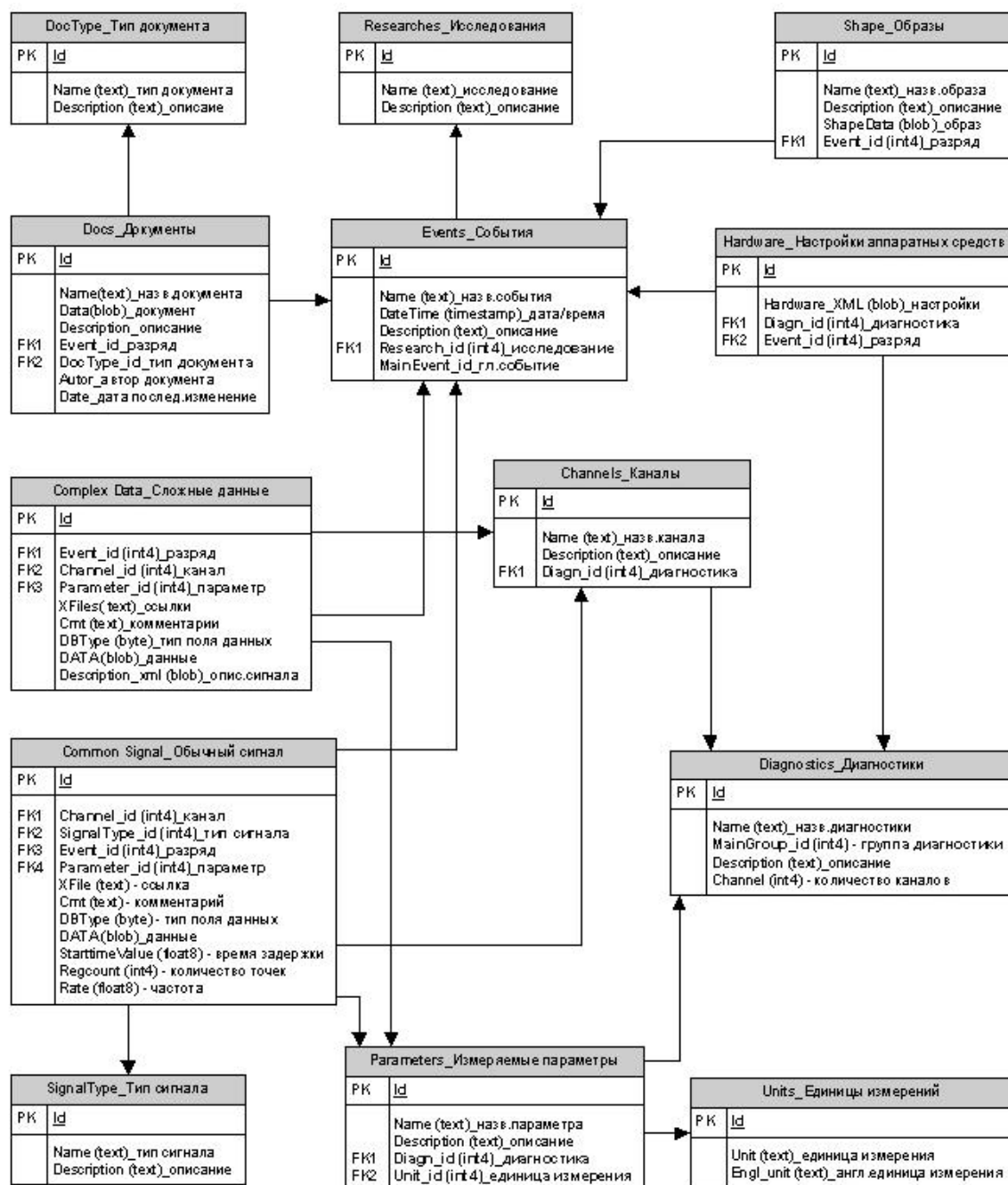


Рисунок 3. Структура базы данных

Представленная структура базы данных позволяет пользователям проводить следующие виды работ: проведение анализа, обработки и визуализации экспериментальных данных; осуществление обмена информацией; документирование данных.

Первым этапом создания системы является проверка основных проектных решений на макете системы. Макет представляет собой систему, построенную на тех же принципах и состоящую из тех же структурных элементов, однако с меньшими функциональными возможностями.

Для реализации макета базы данных в качестве СУБД было решено использовать PostgreSQL. Среди существующих систем подобного уровня PostgreSQL отличается надежностью и может быть использована под операционными системами как Windows, так и Linux. Кроме того, предполагается ее использование в составе ИИС КТМ.

В ходе выполнения работ на рабочей станции, имитирующей сервер системы, был установлен и настроен сервер баз данных. База данных была заполнена экспериментальными данными, полученными при тестировании диагностик КТМ на токамаке T11M. В качестве сервера приложений был выбран Apache Tomcat. Группой разработчиков в сервере приложений были созданы контейнеры web-сервисов для доступа к информации базы данных.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате выполнения работ получены следующие результаты:

1. Определены оптимальные с точки зрения функциональности способы хранения на ос-

нове анализа методов хранения экспериментальных данных действующих токамаков.

2. Сформулированы основные функциональные и архитектурные требования к базе экспериментальных данных диагностик токамака КТМ.
3. Разработана ER-модель для базы данных физических диагностик.
4. Разработан макет серверной базы данных, отвечающий поставленным требованиям.
5. Проведено первичное тестирование макета серверной базы данных.

Следующим этапом данной работы должно стать проведение комплексного тестирования макета системы ПО (в состав которой входит разработанная серверная база данных), методов хранения и передачи данных, производительности системы, которая также зависит и от свойств, включенной в нее БД. После чего методы хранения и передачи данных будут оптимизированы. Разработанный макет серверной БД будет использоваться в работах, связанных с проверкой и калибровкой физических диагностик. В результате выполнения работ при необходимости макет будет доработан. Итогом макетирования системы, неотъемлемой частью которой является разработанная БД, будет окончательный выбор технологий и методов хранения и визуализации информации, что позволит разработать высокоэффективную и проблемно-ориентированную систему для обработки и визуализации экспериментальной информации диагностик токамака КТМ.

ЛИТЕРАТУРА

1. Разработка Web-приложений на PHP и PostgreSQL. Руководство разработчика и администратора: Пер. с англ./Эвальд Гешвинде, Ганс-Юрген Шениг. – СПб: ООО «ДиаСофтЮП», 2003 г.
2. Система автоматизации экспериментов Казахского материаловедческого токамака КТМ. Рабочая документация на информационное и алгоритмическое обеспечение. Том 5, информационно-измерительная система, Томский политехнический университет, ТОО «Промэнергопроект» 2005 г.
3. FireSignal – Data Acquisition and Control System Software. A. Neto, H. Fernandes, A. Duarte, B.B. Carvalho, J. Sousa, D.F. Valcarcel, C.A.F. Varandas - Associacao Euratom/IST, Centro de Fusao Nuclear, Av. Rovisco Pais P-1049-001 Lisboa, Portugal, M.Hron - Asociace EURATOM IPP.CR Prague, Czech Republic.
4. Масштабируемый измерительно-вычислительный комплекс [Электронный ресурс] – Режим доступа: www.fusion.ru - Загл. с экрана.
5. Русский Учебник по XML [Электронный ресурс] – Режим доступа: <http://alice.pnzgu.ru>, свободный. – Загл. с экрана.

КТМ ТОКАМАГІНІҢ ФИЗИКАЛЫҚ ДИАГНОСТИКА ТӘЖІРИБЕЛІК ДЕРЕКТЕР НЕГІЗІ

Чудинова М.В.

КР ҰЯО Атом энергиясы институты, Курчатов, Қазақстан

Өрекеттелген токамактардың ақпаратын сақтау әдістемелерін талдау негізінде КТМ токамагінің физикалық диагностикасының тәжірибелік деректерін сақтау бағдарламалық қамсыздандыру процесін құру қарастырылады. Ақпараттардың ерекше түрлерін сақтау міндеті шешілді, тәжірибелік деректер базасы әзірленді, жүйенің бөлігі болып табылатын, іске қосқаннан кейінгі кезеңде ақпаратты талдау жүргізуін қамсыздандыратын.

EXPERIMENTAL DATA BASE OF TOKAMAK KTM PHYSICAL DIAGNOSTICS

M.V. Chudinova

Institute of Atomic Energy of NNC RK, Kurchatov, Kazakhstan

The process of software creation of experimental data storage of Tokamak KTM physical diagnostics based on analysis of storage methods of operating tokamaks data is considered. Task of specific kinds of information storage is solved; experimental data base that is the part of system providing information analysis performance in the post-start period is developed.

УДК 539.21:539.12.04:669.3

ЭМПИРИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ И ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИССИПАТИВНЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ОБЛУЧЕННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ**Максимкин О.П., Гусев М.Н., Токтогулова Д.А.***Институт ядерной физики НЯЦ РК, Алматы, Казахстан*

В работе проведено обобщение и анализ экспериментальных и литературных данных с целью выявления основных закономерностей тепловых процессов при пластической деформации необлученных и облученных нейтронами металлов и сплавов. Построена и апробирована численная модель, позволяющая оценивать характер и интенсивность тепловых процессов в произвольном металлическом материале на основании диаграммы растяжения. Полученная модель применима в практике механических испытаний при отсутствии тепловизионной или калориметрической техники.

ВВЕДЕНИЕ

Известно, что при пластическом течении металлов и сплавов часть механической работы переходит в тепло, а часть накапливается в материале в виде дефектов кристаллического строения (как латентная энергия). Тепло, в основном, рассеивается в окружающую среду, но если скорость деформации велика, может вызвать значительный нагрев материала. Достаточно долго основное внимание исследователей было сосредоточено на дефектах кристаллической решетки — их морфологии, плотности и т.п. Тепловые эффекты, за исключением частных случаев, например, высокоскоростной прокатки, не вызвали особого интереса.

Однако в последнее время анализ тематики публикаций, посвященных пластической деформации, позволяет констатировать, что интерес к исследованию тепловых эффектов, сопровождающих пластическое течение и упрочнение металлических поликристаллов, стремительно нарастает. С одной стороны это вызвано тем, что экспериментальные исследования тепловых процессов необходимы при моделировании пластической деформации с применением вычислительной техники, с тем, чтобы корректно рассчитывать не только силовые, деформационные, но и температурные поля. С другой стороны имеет место значительный прогресс в развитии соответствующих экспериментальных методик. Так, современные тепловизоры способны обнаружить разницу температур в 0,001 К, что позволяет широко применять их в деформационных экспериментах вместо более дорогих калориметрических систем [1].

Одновременно отметим, что работы отдельных групп в данном направлении носят пока частный характер, разрозненны и не обобщены, а для облученных материалов публикации вообще единичны. В Институте Ядерной Физики НЯЦ РК в лаборатории радиационного материаловедения (1995–2008 гг.) получен и опубликован большой объем экспериментальных данных по накоплению и рассеянию энергии в облученных и необлученных металлических поликристаллах. Представляет определенный интерес провести обобщение массива

данных с целью выявления основных закономерностей и изучения влияния облучения на эти закономерности. Это было первой задачей настоящей работы.

Современные средства компьютерного моделирования (пакеты ANSYS, FEMLAB, использующие метод конечных элементов) позволяют рассчитывать поля напряжений и деформаций для произвольного тела. Для этого надо знать кривую «истинные напряжения, σ — истинные деформации, ε ». Эти кривые для ряда облученных материалов опубликованы нами ранее [2], однако зависимость « σ — ε » позволяет решить только «механическую задачу». В случаях, когда свойства и поведение материала существенно зависят от температуры, требуется одновременное (сопряженное) решение механической и тепловой задач, т.е. учет самонагрева материала. Это требует знания зависимости «тепла Q — ε », описывающей выделение тепла как функцию степени деформации. Второй задачей данной работы была попытка построения численной модели, позволяющей оценивать характер и интенсивность тепловых процессов в произвольном металлическом материале без дорогостоящих калориметрических экспериментов.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Настоящее исследование включало в себя обработку и анализ многочисленных данных (более 400) калориметрических экспериментов, выполненных авторами работы на чистых металлах (армко-железо, никель, медь, ванадий) [3, 4] и промышленных сплавах (12X18H10T и 03X20H45M4B2) [4, 5], термообработанных необлученных и облученных в реакторе ВВР-К до флюенсов $2 \cdot 10^{20}$ н/см² ($E > 0,1$ МэВ).

Механические испытания на одноосное растяжение проводили на установке, позволяющей деформировать миниатюрные образцы внутри дифференциального микрокалориметра «Calvet» и предназначенной для исследования закономерностей рассеяния и накопления энергии в процессе деформации металлических материалов [6]. Максимальная чувствительность калориметра не хуже

10^{-7} Вт, в то время как типичные значения тепловой мощности рассеиваемой деформируемым образцом в нашем случае находятся в диапазоне от $\sim 10^{-4}$ до $\sim 10^{-2}$ Вт.

Необлученные и облученные нейтронами образцы деформировали при комнатной температуре, в результате каждого эксперимента получали диаграмму растяжения в координатах «нагрузка F — удлинение Δl » и термограмму «интенсивность тепловыделения dQ/dt — время t ». Кроме стандартных механических характеристик (пределы текучести $\sigma_{0.2}$ и прочности σ_b , равномерное ϵ_p и полное $\epsilon_{полн}$ удлинение) определяли интегральные энергетические параметры — удельную работу A , затраченную на деформирование образца (в МДж/м³), тепло Q , выделившееся при растяжении, и величины полной $E_s = A + Q$ и относительной латентной энергии $P = E_s/A$, накопленную в материале. Используя методику, подробно описанную в [6] и включающую в себя процедуру «восстановления термограммы» [7], рассчитывали зависимости A , Q , E_s от степени деформации, а также строили кривые $E_s(\sigma)$, где σ — «истинное» напряжение течения. Погрешность определения величины A составляла не более 3%, Q — 5%, E_s — 20–30%. Особо подчеркнем, что в работе механические свойства, а также величины A , Q , E_s , исследованных нами материалов, изложены в работах [3–5] и ряде других, и не будут рассматриваться нами в данном исследовании.

Анализ данных выполняли с использованием программных пакетов Origin, QwickWork, а численное моделирование проводили с помощью вычислительной среды Vensim PLE, (среда Ventana Simulation <http://www.vensim.com>). Vensim PLE является интегрированной вычислительной системой для анализа, моделирования и оптимизации динамических систем.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Расширенная схема энергетического баланса пластической деформации

Согласно существующим представлениям [8–10] модели накопления и рассеяния энергии при пластической деформации базируются в рамках первого закона термодинамики: $A = Q_{def} + E_{sdef}$ — подводимая извне механическая энергия (A) частично переходит в тепло (Q_{def}) или рассеивается, а частично накапливается в материале за счет образования дефектов, искажающих кристаллическую решетку (E_{sdef}). Данная схема приемлема для необлученных и малооблученных чистых металлов и большинства сплавов.

Однако накопленный к настоящему времени набор фактов показал недостаточность данного подхода. Так, было обнаружено, что в некоторых случаях величина выделяемого тепла превышает работу деформации для ряда облученных нейтронами, как чистых металлов, так и сплавов [4,5,11]. Это застав-

ляет ввести дополнительную статью энергетического баланса при деформации: тепло, связанное с взаимодействием движущихся дислокаций с радиационными дефектами Q_{sweep} [9].

Наряду с тем, проведенные исследования метастабильных сталей типа X18H10 показали [12], что тепловыделение может превысить величину A также за счет мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha'$ перехода. Это требует введения в энергетический баланс еще одной компоненты: Q_{ga} — тепла, связанного с мартенситным $\gamma \rightarrow \alpha'$ переходом.

Таким образом, регистрируемый в эксперименте суммарный тепловой эффект пластической деформации Q_{Σ} будет складываться из тепла собственно деформации Q_{def} , тепла от взаимодействия с дефектами Q_{sweep} и тепла $\gamma \rightarrow \alpha'$ перехода Q_{ga} .

Модель диссипативных процессов – область применения и требуемые параметры

При наличии у экспериментатора калориметрической или тепловизионной техники [1,13], либо специализированных измерительных систем (например, на основе термопар [12, 14]), задача моделирования перед ним не стоит — характеристики диссипативных процессов могут быть измерены непосредственно в прямом эксперименте. Однако подавляющая доля экспериментов проводится на установках, позволяющих получить только диаграмму деформации. Если задача требует учета термических эффектов, то нередко тепло Q_{Σ} приравнивается к работе A , что является достаточно грубым приближением.

Мы полагаем, что это положение можно изменить, если предоставить исследователю возможность оценить тепло Q только на основании диаграммы растяжения (работы A), информации об условиях облучения, и данных о протекании в образце фазово-структурных превращений (в частности — $\gamma \rightarrow \alpha'$ перехода). Иными словами, требуется уметь вычислять функцию $Q_{\Sigma}(\epsilon)$ на основании данных $A(\epsilon)$, $Q_{ga}(\epsilon)$ и $Q_{sweep}(\epsilon)$: $Q_{\Sigma}(\epsilon) = f(A(\epsilon), Q_{ga}(\epsilon), Q_{sweep}(\epsilon))$. При этом на данном этапе мы игнорируем энергию, связанную с акустической эмиссией, двойникованием, трещинообразованием и т.п. Согласно [9,15,16] эти величины можно считать достаточно малыми по сравнению с тем, что рассмотрены выше.

Обобщенные кривые $dP(\epsilon)$

При расчете величины тепла Q на основе данных по работе деформации A необходимо знать, какая доля работы переходит в тепло в зависимости от материала, его термообработки, облучения и то, как эта доля зависит от степени деформации.

Был проведен анализ большого количества экспериментальных данных, охвативший около 15 металлов и сплавов. Основное внимание уделяли кривым $dP(\epsilon)$ — эти кривые показывают, какая доля из «мгновенной» работы dA аккумулируется материалом dE_s при степени деформации ϵ : $dP = dE_s/dA$.

Методы расчета кривых $dP(\epsilon)$ и их физический смысл изложены нами в [10]. В результате анализа обнаружен ряд особенностей, общих для большинства экспериментов:

- в области малых ($\epsilon < 1..2\%$) деформаций $dP \sim 1$.
- в окрестности предела прочности $dP \sim 0$ (ряд образцов показывает даже $dP < 0$).

Эти особенности подтверждаются данными других авторов. Так в [17] показано, что $dP \sim 1$ для малых ϵ , а в [18] указывается, что величина dP становится отрицательной за пределом прочности. Это позволяет считать указанные точки ключевыми и опираться на них в дальнейших исследованиях.

С учетом этих обстоятельств кривые $dP(\epsilon)$ были перестроены в координатах « $dP - \epsilon_u$ », где ϵ_u – отношение текущей деформации ϵ к величине равномерной деформации ϵ_r этого же образца. Величина ϵ_u , таким образом, изменяется от 0 до 1, достигая максимального значения при достижении предела прочности.

Кривые « $dP - \epsilon_u$ » будем называть «обобщенными кривыми dPu » поскольку они позволяют сравнивать между собой металлы и сплавы, различающиеся по прочности и пластичности.

Отметим, что исследование охватывает материалы с размером зерна 10-100 мкм (то есть ультрамелкозернистые материалы не рассматривались), а об-

разцы были «массивными» – наименьшее сечение составляло не менее 3-х зерен.

На рисунке 1 приведены кривые dPu для железа, никеля и стали 12X18H10T. Железо характеризуется сравнительно большой вариацией кривых, для никеля кривые «лежат» более кучно. Для железа значительное влияние на кривые dPu может оказать содержание легких примесей (N, C), которое существенно варьируется от одной партии образцов к другой. Для некоторых образцов железа имеет место локальный минимум в области $\epsilon_u \sim 0,1..0,2$ – на площадке текучести.

На рисунке 2 показаны обобщенные деформационные зависимости dPu для ряда материалов. Как видно из рисунка, все исследуемые материалы (за исключением сложнолегированного сплава ЧС-42) имеют достаточно близкие между собой «обобщенные кривые» dPu . И только железо имеет особенность в области деформации Людерса (которую в первом приближении можно игнорировать). Это позволяет для необлученных отожженных материалов и сплавов использовать единую зависимость dPu (рисунок 3). Подчеркнем, что в настоящее время неясно, какой аналитической, физически обоснованной зависимостью может быть описана «обобщенная кривая dPu ».

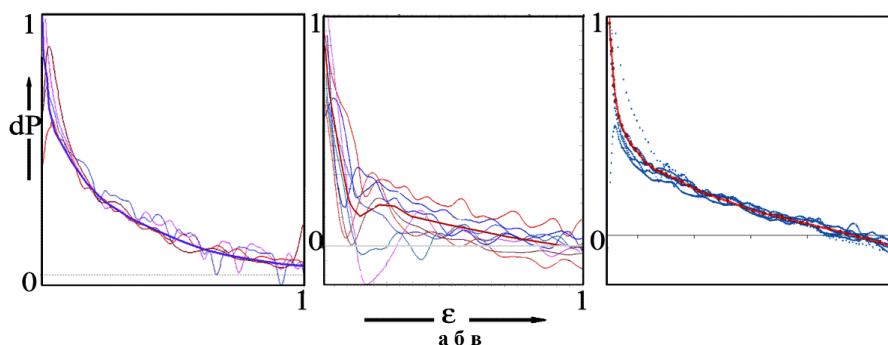


Рисунок 1. Деформационные зависимости относительной запасенной энергии для никеля (а), железа (б) и железо-никелевого сплава 12X18H10T (в). Для каждого материала показаны 3-10 типичных кривых (тонкие линии) и усредненная кривая (толстая линия)

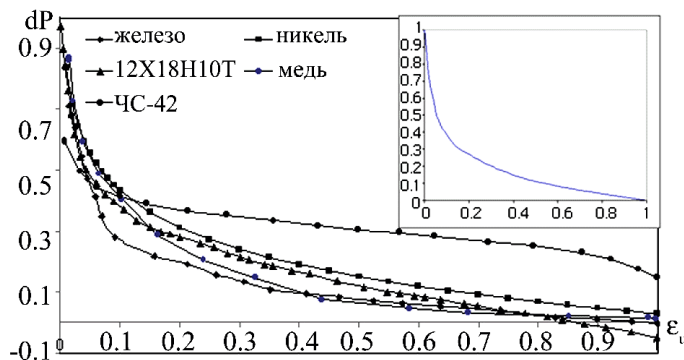


Рисунок 2. Кривые dPu для железа, никеля, стали 12X18H10T, меди, ЧС-42. Для каждого материала кривая получена усреднением от 3..5 до 40..50 отдельных экспериментов. На врезке показана кривая dPu , использованная в модели. Она удовлетворительна для всех материалов, исключая промышленный высоконикелевый сплав ЧС-42

В результате облучения кривые dP_i смещаются в область меньших значений dP . Как представляется, это обстоятельство можно учесть, если численно оценить дополнительные тепловые эффекты взаимодействия дислокаций со структурой радиационных дефектов.

Оценка теплового эффекта (Q_{ga}), сопровождающего мартенситный $\gamma \rightarrow \alpha'$ -переход для аустенитных сталей типа 18-10

Согласно [19,20], мартенситное превращение является сложным явлением, энергетический баланс которого включает в себя: ΔG — выделение Q за счет разницы свободных энергий фаз; E_{ϕ} — поглощение энергии за счет намагниченности новой фазы; поглощение энергии за счет генерации дефектов при фазовом переходе; дополнительные тепловые эффекты в объемах, прилегающих к мартенситной пластине.

Хотя ΔG и E_{ϕ} поддаются расчету (например [21]), однако остальные указанные выше величины вряд ли возможно определить с достаточной точностью. Соответственно, имеет смысл искать Q_{ga} как интегральную величину, численно равную тепловому эффекту $\gamma \rightarrow \alpha'$ перехода в некотором единичном объеме (требуемая размерность — МДж/м^3). В работе [20] для Fe-Ni сплавов даются значения 250...600 кал/моль, в [22] для сплава CuAlMn — 60 МДж/м^3 .

Определение величины Q_{gateor} для стали 12X18H10T было выполнено на основании данных работы [11] в которой измерено и рассчитано увели-

чение температуры при высокоскоростной деформации стали EN 1.4318 2B (0.019C, 0.48Si, 1.61Mn, 17.6Cr, 6.6Ni, 0.14Mo, 0.22Cu, 0.094N, Fe-основа) и EN 1.4301 2B (0.041C, 0.33Si, 1.71Mn, 18.2Cr, 8.1Ni, 0.32Mo, 0.37Cu, 0.054N, Fe-основа). На основании сравнения двух указанных материалов было получено оценочное значение $Q_{gateor} \sim 250 \text{ МДж/м}^3$.

Полученную величину можно использовать в расчетах для нахождения теплового эффекта мартенситного превращения для близкой по составу аустенитной стали 12X18H10T. Отметим, что в настоящее время неясно, как изменяется Q_{gateor} в зависимости от температуры деформации, флюенса и других факторов. Этот вопрос требует специальных исследований.

Тепловой эффект «выметания» радиационных дефектов Q_{sweep}

За основу взято теоретически и экспериментально обоснованное [23] положение о том, что при упрочнении материал поглощает энергию, т.е. величина накопленной в материале энергии возрастает, при этом $E_s \sim \sigma^2$ [24].

Ранее [5] нами было рассмотрено влияние флюенса нейтронов на кинетику накопления E_s в стали 12X18H10T (рисунок 3). Предполагалось, что изменение хода кривых $E_s(\sigma)$ и их вида (потеря параболической формы) происходит вследствие выделения дополнительного тепла, связанного с аннигиляцией части радиационных дефектов.

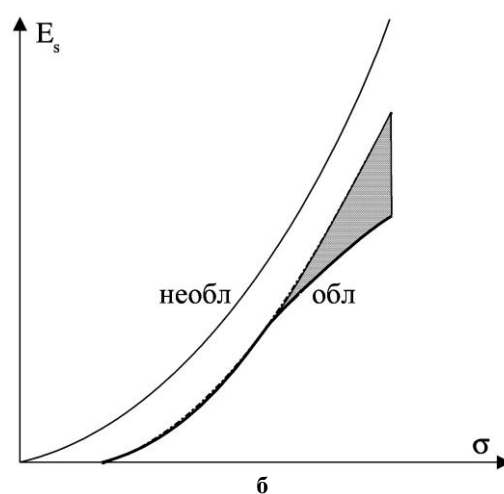
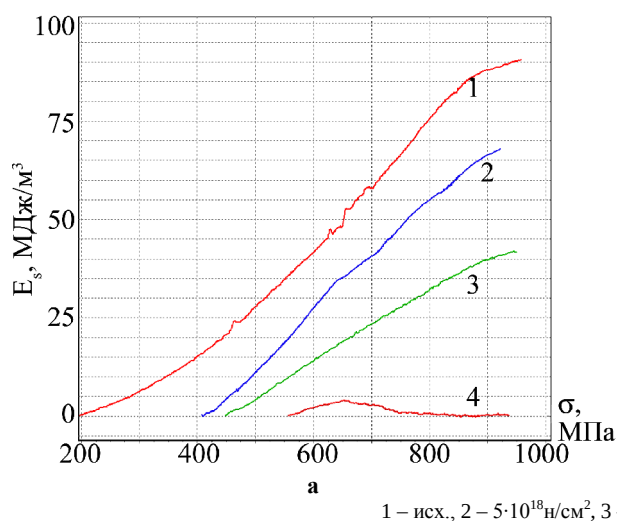


Рисунок 3. Экспериментальные зависимости латентной энергии от действующего напряжения для стали 12X18H10T (а) и схема их обработки для оценки энергии взаимодействия радиационных дефектов (б, заштрихованная область)

При этом считали, что в ходе деформации из плоскостей скольжения «выметались» в первую очередь дефекты, незначительно влияющие на упрочнение, но играющие существенную роль в тепловых процессах. Таковыми дефектами могут быть «black-dots» — точечные дефекты размером 0,3-2,5 нм, едва различимые даже в электронный микроскоп при увеличении 50000, которые по данным [25, 26] присутствуют в облученном материале при тем-

пературе облучения до $\sim 100-200^\circ\text{C}$ и при дозах менее $5 \div 10 \text{ сна}$.

В соответствии с исходным положением о накоплении энергии в материале будем считать, что кривая « $E_s - \sigma$ » для облученной стали на самом деле совпадает с ходом кривой для необлученного образца. Однако в результате неучитываемого тепловыделения, связанного с взаимодействием дислокаций с радиационными дефектами (заштрихованная об-

ласть на рисунке 3б) кинетика накопления несколько отличается.

Совместим кривые « $E_s - \sigma$ » необлученного и облученного образца. Разница между кривыми соответствует Q_{sweep} – теплоте «выметания» радиационных дефектов (рисунок 3). Если перестроить Q_{sweep} в зависимости от степени деформации, то окажется, что $Q_{\text{sweep}}(\epsilon)$ (рисунок 4) – линейная за исключением особого участка малых деформаций (0..0,1).

Аналогичный анализ железа, никеля позволяет предложить для описания Q_{sweep} функцию: $Q_{\text{sweep}} = K(\Phi) \cdot \epsilon$, где K – коэффициент, показывающий интенсивность тепловыделения за счет «выметания» дефектов. В таблице 2 указаны рассчитанные значения Q_{sweep} и K для армко-железа, никеля и аустенитной стали.

Таблица 2. Зависимость K от флюенса для различных материалов

материал	Флюенс, н/см ²	Q_{sweep} , МДж/м ³	K , МДж/м ³
железо	$2 \cdot 10^{18}$	4,7	28
	$5 \cdot 10^{18}$	3,11	27
	$1,4 \cdot 10^{19}$	4,1	100
никель	$1,4 \cdot 10^{19}$	34	110
сталь 12Х18Н10Т	$5 \cdot 10^{18}$	12	30
	$1,4 \cdot 10^{19}$	34	64
	$1,3 \cdot 10^{20}$	63	136

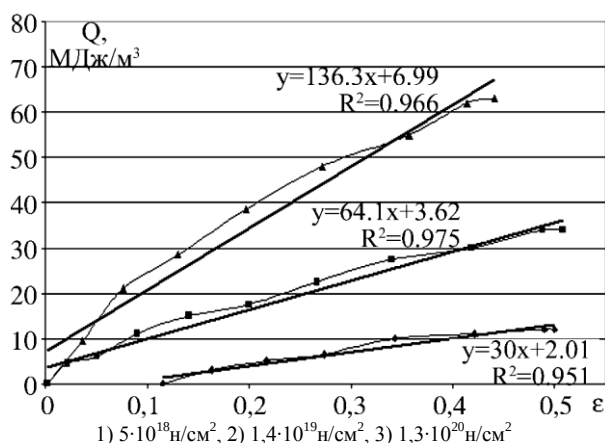


Рисунок 4. Зависимость Q_{sweep} от ϵ для стали 12Х18Н10Т

Оценим величину энергии, которая связана с искажениями решетки, содержащей радиационные дефекты. Может ли облученный материал содержать ≤ 10 МДж/м³ и выделять их при деформации? В работе [27] даны распределения концентраций дефектов в чистом железе (99,99%) облученном нейтронами при 473К до $2,5 \cdot 10^{19}$ н/см². Оценка энергии, запасенной в радиационных дефектах, дает 1,92 МДж/м³. Несколько большую величину запасенной энергии в нашем случае (~ 5 МДж/м³) можно объяснить: условиями облучения (при меньшей температуре облучения в материале накапливается больше точечных дефектов, соответственно, Q_{sweep} ожидается больше); более эффективным аккумулярованием энергии дефектов в металле, имеющем

примесные атомы; значительной погрешностью определения концентрации дефектов [27]. В работе [28] запасенная энергия в облученных молибдене ($2 \cdot 10^{18}$ н/см², $T_{\text{обл}} > 100^\circ\text{C}$) и меди ($2 \cdot 10^{20}$ н/см², $T_{\text{обл}} = 60-70^\circ\text{C}$), определенная с помощью дифференциально-сканирующего калориметра, составляет 3,5 и 7,06 МДж/м³ соответственно. Порядок величин достаточно хорошо согласуется с нашими данными.

Обобщив результаты для армко-железа, никеля и стали 12Х18Н10Т зависимость K от флюенса можно описать следующим выражением: $K = 1,38 \cdot [1 - \exp(-0,07 \cdot 10^{-18} \cdot \Phi)]$.

При достижении $\Phi \sim 10^{20}$ н/см² и более величина K практически не изменяется, возможно это связано с тем, что с увеличением флюенса растут размеры кластеров дефектов и, начиная с определенного размера, вероятность их выметания становится мала.

Численная модель диссипативных процессов при деформации

Как указывалось ранее, в настоящей работе предлагается расширенная схема энергетического баланса, где суммарное тепло, выделяющееся в процессе ПД, содержит три составляющих: $Q_{\text{def}} + Q_{\text{sweep}} + Q_{\text{ga}}$. Соответственно, для описания энергетического баланса пластической деформации облученных материалов требуется построить численную модель, позволяющую определить статьи указанного баланса и рассчитать зависимость « $Q - \epsilon$ ».

Данная задача была выполнена с помощью программы Vensim. Входными данными для модели являются зависимости:

- « $F - \epsilon$ », позволяющая рассчитать работу деформации $A = \int F d\epsilon$;
- $\epsilon_{\text{ps max}}$ — деформация, соответствующая пределу прочности;
- Кривая V_a , описывающая кинетику выпадения мартенситной фазы и позволяющая оценить тепло мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -перехода $Q_{\text{ga}} = Q_{\text{gateor}} \cdot V_a$.

Модель содержит в себе обобщенную кривую $dPu(\epsilon)$, подробно описанную ранее, и следующие константы: теплоту мартенситного превращения ($Q_{\text{gateor}} = 250$ МДж/м³), флюенс – Fluence (от 10^{18} до $2 \cdot 10^{20}$ н/см²).

Аналитическое описание предложенной физической модели сводится к нескольким уравнениям:

$$\begin{cases} A(\epsilon) = \int_0^\epsilon F(\epsilon) d\epsilon \\ Q_{\text{sum}}(\epsilon) = \int_0^\epsilon F(\epsilon) \cdot [1 - dPu(\epsilon)] d\epsilon + Q_{\text{gateor}} \cdot V_a(\epsilon) + K(\Phi) \cdot \epsilon \\ E_s(\epsilon) = A(\epsilon) - Q_{\text{sum}}(\epsilon) \end{cases}$$

Величина деформации ϵ изменяется от нуля до $\epsilon_{\max}(\epsilon_{ps \max})$ – значения равномерного удлинения образца.

Поверка модели

На рисунке 5 представлены экспериментальные (отмечены как 1) и расчетные (2), полученные с помощью модели, кривые тепла $Q(\epsilon)$. Для ряда образцов показано разбиение $Q(\epsilon)$ на компоненты: тепло деформации (3), тепло мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha'$ перехода (4), тепло «выметания» дефектов (5).

Можно видеть, что используемая модель позволяет с достаточной точностью (до 10%) рассчитать выделяемое тепло. Необходимо отметить, что тепло, связанное с «выметанием» дефектов составляет от 10 до 25% от суммарного и его неучет приведет к некорректным результатам для облученных образцов.

Применение модели к высокооблученной стали 12X18H10T

Ранее нами был обнаружен эффект аномально высокой пластичности стали 12X18H10T [29]. Установлено, что это явление связано с $\gamma \rightarrow \alpha'$ -перехо-

дом [30], а количество α' -фазы в деформированной стали составляет до ~35% (0,35 объема).

Для этого материала определена зависимость $\sigma(\epsilon)$ [30], что позволяет легко рассчитать кривую $F(\epsilon)$, необходимую для модели. Задача заключалась в определении повышения температуры в ходе деформации миниатюрного образца – если температура превысит 100°C, то $\gamma \rightarrow \alpha'$ -переход будет подавлен и эффект высокой пластичности исчезнет. Это может произойти при высоких скоростях деформации либо при использовании крупных образцов.

То есть в условиях адиабатической деформации саморазогрев ΔT составляет ~110K, причем на долю собственно деформации приходится 74K, с учетом протекающего мартенситного превращения 96K, выметание дефектов приводит к подъему температуры на 14K. Т.о. можно заключить, что если бы не происходило рассеивание тепла в соседние объемы материала и окружающую среду, то нагрев материала подавит $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращение и эффект «волны деформации» исчезнет.

Полученный расчет, с учетом данных [29,30], представлен на рисунке 6.

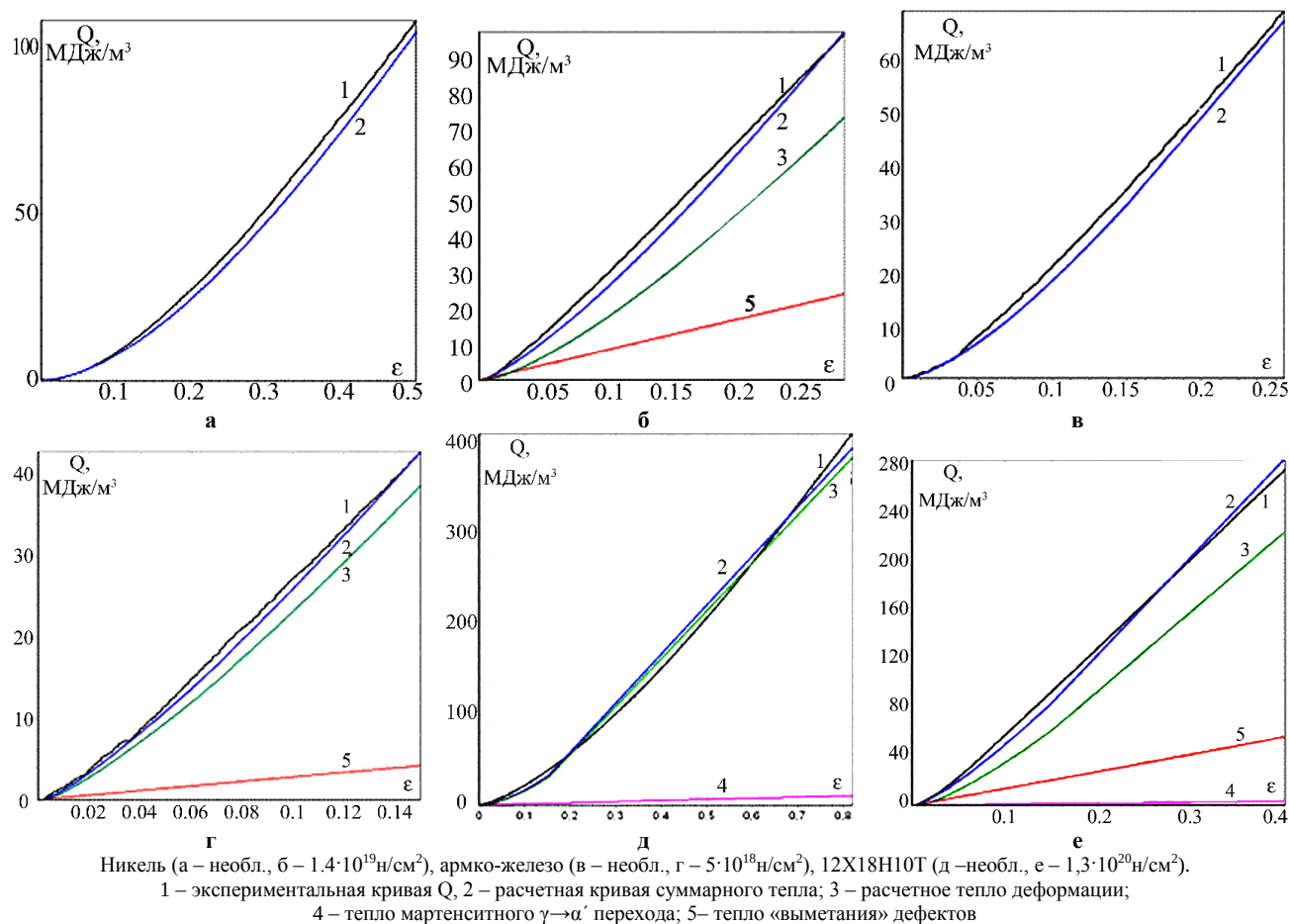


Рисунок 5. Сравнение экспериментальных и расчетных кривых тепловыделения

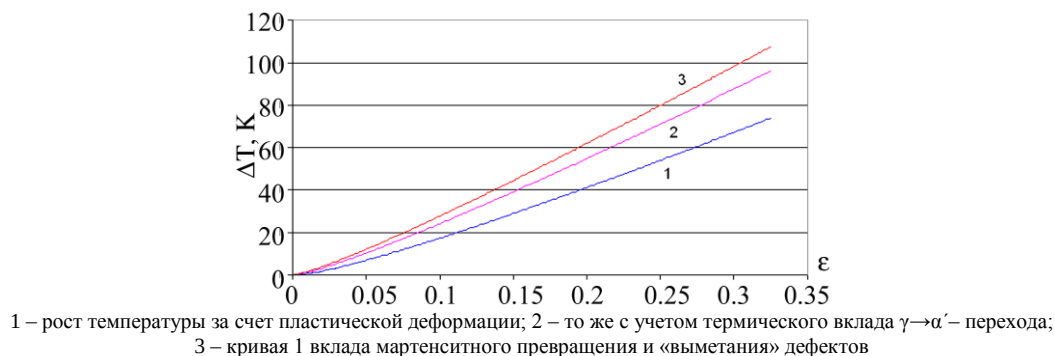


Рисунок 6. Расчет повышения температуры при деформации образца стали 12X18H10T, облученного до 55сна

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Для целого ряда металлов и сплавов, необлученных и облученных нейтронами, проведены калориметрические эксперименты по определению энергетических и механических характеристик в процессе деформирования.

Показано, что в ряде случаев пластическое течение облученных материалов сопровождается превышением величины рассеянного тепла над работой деформации. Данный факт рассмотрен с позиций взаимодействия движущихся дислокаций с радиационными дефектами.

Для метастабильных облученных нержавеющей сталей обнаружен эффект дополнительного тепловыделения, связанного с протеканием процесса фазового $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения, индуцированного деформацией.

Выполнен анализ и проведено обобщение полученных экспериментальных результатов, на основании которых предложена физическая модель тепловыделения при растяжении необлученных и облученных материалов, предполагающая учет ве-

личин теплового эффекта аннигиляции и «выметания» радиационных дефектов, а также $\gamma \rightarrow \alpha'$ -перехода. Предложена форма аналитического описания кривой тепловыделения при деформации с помощью интегрального уравнения.

На основе предложенных физических представлений впервые разработана численная модель расчета деформационной зависимости тепловыделения для высокооблученных материалов. Апробация модели показала, что расхождение между экспериментом и расчетами составляет не более 10-12%. Разработанная модель была применена для расчета эффекта саморазогрева образца высокооблученной (55сна) стали 12X18H10T при растяжении. Показано, что прирост температуры превышает 100K, что может сказаться на структуре и свойствах деформируемого материала (например, привести к подавлению мартенситного превращения). Полученная модель применима также в практике механических испытаний при отсутствии тепловизионной или калориметрической техники.

ЛИТЕРАТУРА

1. Лукин, Е.С. Тепловизионные исследования в экспериментальной механике / Е.С. Лукин // Дефектоскопия. – 2003. – №6. – С.70-77.
2. Максимкин, О.П., «Взаимосвязь истинных напряжений и деформаций при пластическом течении облученных металлических поликристаллов» / М.Н. Гусев, И.С. Осипов // ВОПРОСЫ АТОМНОЙ НАУКИ И ТЕХНИКИ. – 2007. – №2. – Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение (90). – С. 33-38.
3. Особенности диссипативных процессов при статическом деформировании железа, облученного нейтронами / О.П.Максимкин [и др.] // Радиационная физика металлов и сплавов. 7-й Международный Уральский Семинар: сборник тезисов докладов. Снежинск, Россия, 25 февраля – 3 марта 2007. – С.22-23.
4. Диссипативные процессы при пластической деформации промышленных сплавов (12X18H10T и 03X20H45M4B2) и модельных металлов (меди, армо-железа и никеля), облученных нейтронами / О.П. Максимкин [и др.] // Сборник тезисов докладов 8-й Российской конференции по реакторному материаловедению, Димитровград, 21-25 мая 2007г. – С.137-138.
5. Максимкин, О.П. Диссипативные процессы на различных стадиях пластического течения армо-железа и нержавеющей стали 12X18H10T, облученных нейтронами / О.П. Максимкин., М.Н. Гусев, Д.А. Токтогулова // Вестник НЯЦ. – вып.3. – 2007. – С.12-17.
6. Максимкин, О.П. / Методика и установка для изучения тепловыделения и накопления энергии в процессе деформации облученных металлических материалов. // О.П. Максимкин, М.Н. Гусев // Вестник НЯЦ. 2000. – вып.4. – С.69–75.
7. Астафьев И.В., Максимкин О.П. // Заводская лаборатория. — 1994. — №1. — С.44–46;
8. Zehnder, A. Model For the Heating Due to Plastic Work / A. Zehnder. //Mech. Res.Com. –1991. –V.18(1). –P.23-28.
9. Mroz, Z. Energy balance and identification of hardening moduli in plastic deformation processes /Z. Mroz, W.Oliferuk // Int. J. of Plasticity 18 (2002). – P. 379-397.

10. Гусев, М.Н. Стадийность пластической деформации и разрушения облученных металлических материалов /М.Н.Гусев [и др.] // Материаловедение. –2002.– №3.– С.23-29.
11. Гусев, М.Н. Диссипативные процессы при пластической деформации армо-железа и стали 12Х18Н10Т, облученных нейтронами до $1.4 \cdot 10^{20}$ н/см² / М.Н. Гусев, Д.А. Токтогулова // Сборник тезисов 4-й Конференции Молодых Ученых КОМУ-2006.– Ижевск, Россия, 20-24 ноября 2006г.–С.57-58.
12. Talonen, J., Effect of Strain Rate on the Strain-Induced $\gamma \rightarrow \alpha'$ -Martensite Transformation and Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steel / J.Talonen [et al.] // Metallurgical and Materials Transaction, Feb.2005.– 36A,2 Science Module.– P.421-432.
13. Бойко, Б.Н. Прикладная микрокалориметрия. Отечественные приборы и методы Б.Н.Бойко. – М.: Наука, 2006.–119с.– ISBN 5-02-033428-6
14. Грешников, В.А. Акустическая эмиссия / В.А. Грешников, Ю.Б. Дробот //М.–1976.–272с.
15. Petit, B. Deformation behaviour and microstructure/texture evolution of an annealed 304AISI stainless steel sheet. Experimental and micromechanical modeling /B. Petit [et al.] //Int. J. of Plasticity 23.–2007.–P.323-341.
16. Самсоник, А.Л. Поглощение энергии при деформировании иттрия и циркония / А.Л. Самсоник, Г.А. Сиренко // Металлофизика.– 1982.–Т.2.–№3.–С.112-114.
17. Хоткевич, В.И. Поглощение при низкотемпературном деформировании металла/ В.И. Хоткевич, Э.Ф. Чайковский, В.В. Зашквара // ФММ.–Т.1.–Вып.2.–1955.–С.206-218.
18. Oliferuk, W. Plastic instability criterion based on energy conversion /W.Oliferuk, M.Maj // Materials Science and Engineering A462.–2007.–P.363-366.
19. Потекаев, А.И. Акустическая диссипация энергии при термоупругих мартенситных превращениях / А.И.Потекаев, В.А. Плотников. – Томск.-2004.-196с.
20. Мирзаев, Д.А. О термодинамике мартенситного превращения в высоконикелевых сплавах железа. Тепловой эффект / Д.А. Мирзаев // ФММ.-1983.-Т.55.-Вып.4.-С.774-780
21. Петров, Ю.Н. Дефекты и бездиффузионное превращение в стали / Ю.Н. Петров.– Киев:Наукова думка.– 1978. –262с.
22. Егоров, С.А. Внутренняя теплота мартенситного перехода в сплаве CuAlMn при термоциклировании в условиях стесненной деформации / С.А. Егоров // ЖТФ.–2007.–Т.77.–В.11.–С.74-77.
23. Фастов, Н.С. Энергия искажения кристаллической решетки / Н.С. Фастов // Проблемы металловедения и физики металлов.– М.: Металлургиздат.–1955.–671с.
24. Большанина, М.А. Скрытая энергия деформации / М.А. Большанина, В.Е. Панин // Исследования по физике твердого тела.– М.: Академиздат.– 1957.– 277с.
25. Неустроев, В.С. Низкотемпературная радиационная повреждаемость аустенитных сталей, облученных в исследовательских и энергетических реакторах: дисс...докт.техн.наук: 01.04.07: защищена 10.2006: утверждена 01.2007 / – Неустроев Виктор Степанович.– М.2006.– 231с.
26. Воеводин, В.Н. Эволюция структурно-фазового состояния и радиационная стойкость конструкционных материалов/ В.Н. Воеводин, И.М. Неклюдов.– Киев: Наукова думка.–2006.–375с.–ISBN:966-00-0467-2.
27. Horiki, M. Invisible and visible point defect clusters in neutron irradiated iron / Horiki M. [et al.] // J. of Nuclear Materials.– V.271&272.–1999.–P.256-260.
28. Педченко, К.С. Запасенная энергия в облученных нейтронами металлах / К.С. Педченко, В.С. Карасев //ФХММ.–1698.– Т.4.–№4.–С.453-458.
29. Максимкин, О.П. Аномальное деформационно-пластическое поведение аустенитной стали 12Х18Н10Т, облученной до 55сна в реакторе БН-350 / О.П. Максимкин [и др.] // Сборник докладов 8-й Международной Научной Конференции по реакторному материаловедению.– Димитровград, Россия.– 2007 20-25 мая.
30. Gusev, M.N. A new and unusual deformation behaviour observed in 12Cr18Ni10Ti stainless steel irradiated at 307°C to 55dpa in BN-350 / Gusev M. N. [et al.] //Proceedings of 13th International Conference on Fusion Reactor Materials, 10-14 December 2007. – Nice, France.– P.362-368.

СӘУЛЕЛЕНДІРІЛГЕН МЕТАЛЛ ПОЛИКРИСТАЛДАРДЫҢ ДЕФОРМАЦИЯСЫ КЕЗІНДЕ ДИССИПАТТЫҚ ПРОЦЕСТЕРДІҢ ЭМПИРИКАЛЫҚ ЗАҢДЫЛЫҚТАРЫ ЖӘНЕ САНДАҚ МОДЕЛЕУ

Максимкин О.П., Гусев М.Н., Токтогулова Д.А.

ҚР ҰАО Ядролық физика институты, Алматы, Қазақстан

Бұл жұмыста нейтрондармен сәулелендірілмеген және сәулелендірілген металдар мен қорытпалардың пластикалық деформациясы кезіндегі жылулық процестердің негізгі заңдылықтарын айқындау мақсатымен эксперименттік және әдебиет деректеріне қорыту мен талдау жүргізілген. Созылу диаграммасы негізінде қалауынша алынған металл материалдағы жылулық процестердің сипаты мен қарқандылығын бағалауға мүмкіндік беруші, сандық модель құрылған және сынаудан өткізілген. Алынған модельд тепловизиялық немесе калориметриялық техника болмаған кезде механикалық сынақтарды іс жүзінде пайдалануға қолдануға болады.

**EMPIRICAL LAWS AND NUMERICAL MODELLING DISSIPATIVE OF PROCESSES AT
DEFORMATION OF THE IRRADIATED METAL POLYCRYSTALS**

O.P. Maksimkin, M.N. Gusev, D.A. Toktogulova

Institute of Nuclear Physics NNC RK, Almaty, Kazakhstan

In work generalisation and the analysis of the experimental and literary data for the purpose of revealing of the basic laws of thermal processes at plastic deformation of the metals not irradiated and irradiated with neutrons and alloys is spent. The numerical model is constructed and approved, allowing to estimate character and intensity of thermal processes in any metal material on the basis of the stress-strain curve. The received model is applicable in practice of mechanical tests at absence thermovision cameras or calorimetric techniques.

УДК 621.039

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ПЕРВОЙ СТЕНКИ РЕАКТОРА ИТЭР В ШТАТНЫХ И АВАРИЙНЫХ РЕЖИМАХ ЕЕ НАГРЕВА

Ударцев С.В., Кульжанов Д.Ш., Дерявко И.И.

Институт атомной энергии НЯЦ РК, Курчатов, Казахстан

В статье рассмотрена общая проблематика изготовления многослойной первой стенки реактора ИТЭР. Приведено описание экспериментального стенда для проведения исследований поведения макетов первой стенки ИТЭР в штатных и аварийных режимах ее нагрева. Приведены основные результаты экспериментов с применением макетов, изготовленных в АО «Ульбинский Металлургический Завод».

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время одной из концепций blankets и лимитера, является стальная силовая блочная конструкция, покрытая защитной облицовкой (первой стенкой). В качестве первой стенки ИТЭР рассматривается многослойная конструкция. Многослойные конструкции выглядят предпочтительнее монолитных, т.к. принцип разделения функций между отдельными слоями конструкции позволяет использовать оптимальные материалы для каждой из частей, к которым предъявляются различные требования.

В реакторе ИТЭР предполагается применение трехслойной первой стенки с разделением функций слоев. Первый слой изготавливается из бериллия, воспринимающего нейтронное излучение плазмы. Второй слой изготавливается из бронзы, имеет назначение теплоотводчика. Третий - из нержавеющей стали в качестве силовой подложки. Трехслойная первая стенка предполагает соединение слоев в единую композицию. Такой подход накладывает серьезные требования к свойствам соединений, обеспечивающих контакт между различными слоями. Для соединения между бериллием и теплоотводящей панелью это не только требование механической прочности, но и требование идеального теплового контакта.

В связи с этим встает вопрос об общем поведении первой стенки и, в частности, стойкости соединений между слоями в условиях термического воздействия выше установленных пределов. Кроме того, при аварийном охлаждении либо его отсутствии, а также при возникновении напряжений, появляющихся вследствие неоднородности температурных полей, при нештатном поведении плазменного шнура либо электродинамических нагрузках. В этих условиях возможны разрушение, проплавление, расслоение первой стенки, выход теплоносителя или его паров в полость вакуумной камеры, что может привести к длительной остановке реактора.

В настоящее время не существует однозначного ответа на вопрос о поведении трехслойных покры-

тий в условиях повышенного термического воздействия. Представляют интерес «термические» и ресурсные границы работоспособности первой стенки реактора, а также направления деградации физико-механических свойств трехслойных соединений бериллий-бронза-нержавеющая сталь. По этой причине возникает интерес к проведению натурных испытаний макетов первой стенки.

В настоящей работе штатные и аварийные режимы работы первой стенки реализовывались на экспериментальном стенде, созданном на базе преобразователя частоты типа ВПЧ-100. Основные задачи, решаемые в данной работе, заключались в реализации заданных режимов нагрева и охлаждения МПС, экспериментальном определении изменения температурных полей в МПС, изменения свойств на границе слоев.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЙ СТЕНД НА БАЗЕ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЯ ЧАСТОТЫ ТИПА ВПЧ-100

Исследовательские работы проводились на экспериментальном стенде, созданном на базе высокочастотного генератора типа ВПЧ-100. Стенд реализует рабочие и аварийные режимы нагрева и охлаждения, в которых должны работать компоненты первой стенки реактора. Общий вид экспериментального стенда показан на рисунке 1.

Экспериментальный стенд состоит из следующих основных систем:

- рабочая камера;
- нагревательная система;
- система охлаждения макетов;
- вакуумная система;
- информационно-измерительная система.

Рабочая камера представляет собой цилиндрическую емкость и предназначена для размещения в ней макетов первой стенки в количестве до трех штук, патрубков охлаждения и индукционного нагревателя МПС.



Рисунок 1. Общий вид экспериментального стенда

Таблица 1. Условия проведения испытаний МПС

Тепловой поток на поверхность МПС, МВт/м ²	0.25-1.5
Возможная температура в слоях МПС, °С:	
бериллий	200 – 1283
бронза	100-1083
нержавеющая сталь	100 – 500
Давление в полости рабочей камеры, мм.рт.ст.	≈1
Температура воды в трактах охлаждения на входе в МПС, °С	95
Максимальная температура в трактах охлаждения на выходе МПС, °С	150
Абсолютное давление воды в тракте охлаждения на входе в МПС, МПа	0.1 - 0.7
Расход теплоносителя через каждый МПС, кг/с	0 – 0.15
Вид теплоносителя	вода

В корпусе РК располагаются технологические разъемы для подключения к вакуумной системе, ввода средств измерения температуры МПС, давления, индукционного нагревателя и др. В днище РК расположены разъемы для подсоединения патрубков охлаждения МПС.

Нагревательная система предназначена для реализации требуемых тепловых потоков. Нагрев осуществляется с помощью плоского спиралевидного индуктора. Мощность генератора составляет 100 кВА.

Система охлаждения МПС предназначена для имитации штатных и аварийных режимов охлаждения МПС. Охлаждение производится водой.

Вакуумная система предназначена для создания требуемого разряжения в полости рабочей камеры.

Информационно-измерительная система предназначена для сбора, отображения, хранения и обработки информации, полученной в ходе проведения эксперимента.

Основные условия проведения испытаний МПС приведены в таблице 1.

ОБЪЕКТ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве объекта исследований использовались макеты первой стенки призматической формы, состоящие из трех слоев. В качестве первого слоя используется бериллий марки ТГП-56. В качестве второго слоя используется бериллиевая бронза марки С17510. Для изготовления третьего слоя используется сталь марки 12Х18Н10Т. В слое бронзы запрессованы две трубки охлаждения Ø12×1 мм, изготовленные из стали марки 12Х18Н10Т. В стальном слое высверлено отверстие Ø24 мм, к которому привариваются патрубки охлаждения Ø28×4, также изготовленные из стали марки 12Х18Н10Т.

Слой в каждом макете соединены методом горячей штамповки. При этом температура, давление воздействия и время выдержки под давлением варьировались. Помимо этого в двух из трех МПС были реализованы замковые соединения между слоями. При этом в обоих макетах слой стали охватывает слой бронзы. В одном МПС слой бронзы охватывает бериллий, в другом – слой бериллия охватывает слой бронзы. Вид соединительных слоев показан на рисунке 2.

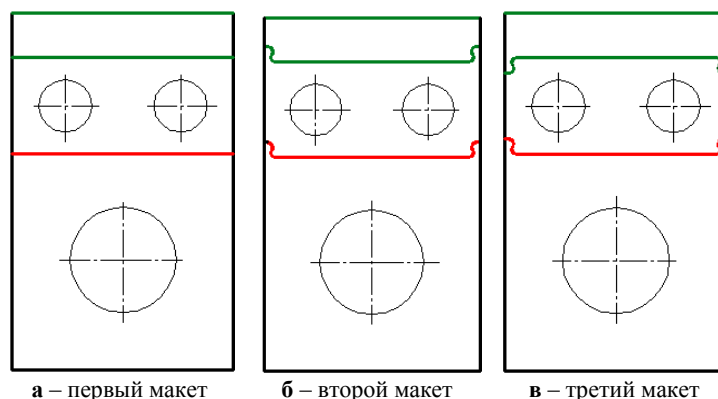


Рисунок 2 Вид соединительных слоев макетов

ТЕРМИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ МПС

Экспериментальные работы выполнялись в несколько этапов. На первом этапе определялась зависимость распределения температуры в слоях МПС от теплового потока. Для этого выполнялся ряд экспериментов, в которых при постоянном расходе теплоносителя через МПС направлялся тепловой поток на поверхность бериллия, последовательно пробегая несколько значений. Последующее значение теплового потока направлялось после установления в МПС теплового равновесия.

Дальнейшие эксперименты были направлены на установление зависимости изменения распределения температуры в макете при постоянном тепловом потоке и переменном расходе.

Помимо этого были проведены эксперименты по циклическому нагружению МПС. При этом на поверхность МПС в течение 48 секунд направлялся тепловой поток, равный 0.85 МВт/м^2 , после этого

нагрев останавливался и производилась выдержка времени, также равная 48 секунд. После этого цикл нагрева повторялся. Данные режимы термоциклирования в настоящее время являются основными для проведения ресурсных испытаний квалификационных макетов первой стенки ИТЭР, изготавливаемых по различным технологиям.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИСПЫТАНИЙ

Первый МПС

Результаты первого этапа экспериментов позволили установить зависимость максимальной температуры в слоях МПС от теплового потока в режиме теплового равновесия. Результаты данных экспериментов приведены в таблице 2.

При продолжении работ было обнаружено, что при тех же тепловых потоках предельные температуры в слоях стали превышать значения, указанные в таблице 2.

Таблица 2. Максимальная температура слоев первого МПС в зависимости от теплового потока.

Тепловой поток на поверхность бериллия, МВт/м^2	Расход охлаждающей воды, кг/с	Максимальная температура бериллиевого слоя, $^{\circ}\text{C}$	Максимальная температура бронзового слоя, $^{\circ}\text{C}$	Максимальная температура стального слоя, $^{\circ}\text{C}$
0.173	0.031	220	200	180
0.39	0.030	430	380	320
0.833	0.031	700	550	450

На рисунке 3 приведен график изменения температуры в слоях при трех тепловых потоках 0.4, 0.6 и 0.8 МВт/м^2 .

Как видно из этого рисунка, предельные значения температуры, достигаемые в слоях макета, выше, чем в предыдущих экспериментах. Так, при тепловом потоке порядка 0.4 МВт/м^2 максимальная температура бериллиевого слоя составила $\sim 600^{\circ}\text{C}$, при 0.6 МВт/м^2 – 700°C , а при 0.8 МВт/м^2 – 830°C . Разница с показаниями, полученными в предыдущих экспериментах, составляет для теплового потока 0.4 МВт/см^2 около 170°C , для потока 0.8 МВт/м^2 – около 130°C .

При продолжении работ был проведен эксперимент, в котором начальный тепловой поток на поверхность МПС составил $1\text{-}1.2 \text{ МВт/м}^2$. При повы-

шении теплового потока до 1.5 МВт/м^2 был зафиксирован посторонний звук, напоминающий металлический треск. Происхождение его установить не удалось, в связи с чем тепловой поток был уменьшен до предыдущего значения. Температура бериллиевой части макета составляла при этом примерно 500°C . Поскольку звук при дальнейшей работе не повторялся, значение теплового потока было увеличено до приблизительно 2 МВт/м^2 .

Вскоре после этого был зафиксирован резкий хлопок, а в рабочей камере был замечен дым с паром. Нагрев был прекращен. Предварительный визуальный осмотр показал разрушение индуктора и прорыв воды из него в полость рабочей камеры. Так как в рабочей камере появился пар, то представляется очевидным, что часть воды попала на МПС, ско-

рее всего на его наиболее горячий бериллиевый слой. Патрубки охлаждения макета сохранили свою целостность. Осмотр макета показал, что поверхность соединения между бронзовым и стальным слоем сохранила свою целостность, а бериллиевый слой макета отделился от бронзового по всей поверхности контакта. На рисунках 4 и 5 показаны поверхности разрушения МПС по его бериллиевому и бронзовому слоям соответственно.

В связи с разрушением макета экспериментальные работы с ним были прекращены.

Второй МПС

Экспериментальные работы со вторым МПС на начальном этапе повторяли те, что были выполнены при испытании первого МПС.

Сначала устанавливалась зависимость температуры в слоях МПС в зависимости от теплового потока на его поверхность.

Как и в случае с первым макетом данные эксперименты дали неоднозначную картину зависимости температуры слоев МПС от теплового потока по мере увеличения количества экспериментов. Результаты, полученные на предварительных экспериментах, приведены в таблице 3.

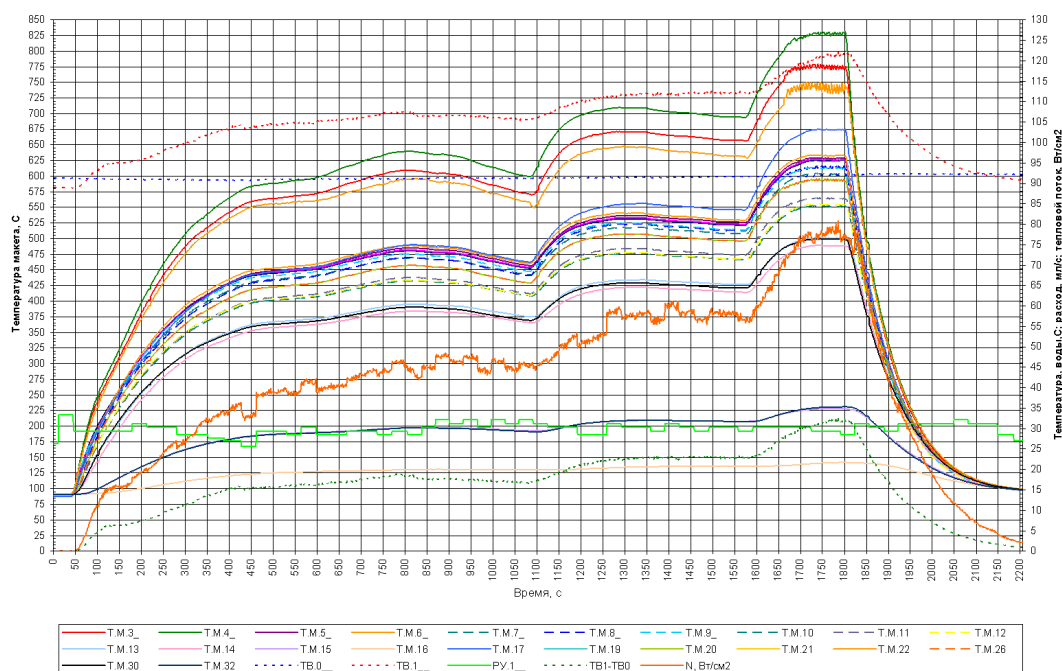


Рисунок 3. Распределение температуры в МПС в зависимости от теплового потока



Рисунок 4. Внешний вид поверхности разрушения по бериллиевому слою макета ПС



Рисунок 5. Внешний вид поверхности разрушения по бронзовому слою макета ПС

Таблица 3. Максимальная температура слоев второго МПС в зависимости от теплового потока.

Тепловой поток на поверхность бериллия, МВт/м ²	Расход охлаждающей воды, кг/с	Максимальная температура бериллиевый слой, °С	Максимальная температура бронзового слоя, °С	Максимальная температура стального слоя, °С
0.11	0.031	220	180	160
0.23	0.032	340	300	260
0.36	0.030	500	420	340
0.5	0.029	640	510	420
0.66	0.029	740	620	480

**ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ
ПЕРВОЙ СТЕНКИ РЕАКТОРА ИТЭР В ШТАТНЫХ И АВАРИЙНЫХ РЕЖИМАХ ЕЕ НАГРЕВА**

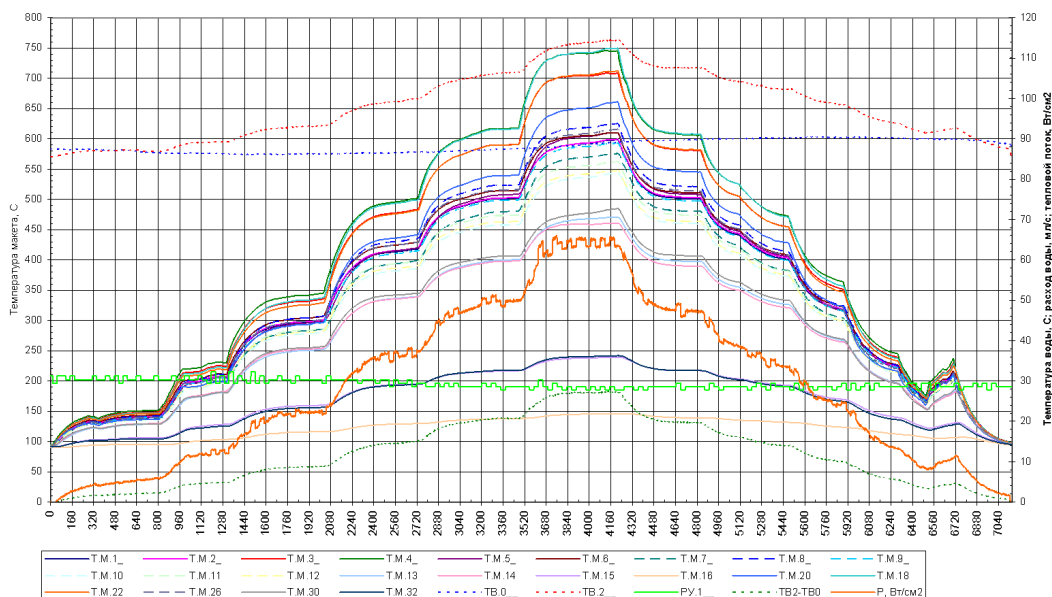


Рисунок 6. Распределение температуры в МПС в зависимости от теплового потока

На рисунке 6 приведен типичный график изменения температуры слоев в зависимости от теплового потока на поверхность второго макета. Линии ТМ1-ТМ6, ТМ18, ТМ20, ТМ22 показывают изменение температуры в слое бериллия. Линии ТМ7-ТМ12, ТМ26 показывают изменение в слое бронзы, ТМ13-ТМ16, ТМ30, ТМ32 - в слое стали. Линии ТВ0 и ТВ2 показывают изменение температуры на входе и выходе из МПС соответственно.

Во время проведения данных экспериментов температура бериллиевого слоя превысила 700°С. По условиям работы реактора ИТЭР это предельное значение температуры для бериллия.

В время проведения дальнейших экспериментов, как и в случае с первым МПС, было отмечено повышение температуры слоев по сравнению с предыдущими экспериментами.

Максимальная температура слоев макета в зависимости от теплового потока, полученная в последующих экспериментах, приведена в таблице 4.

Как видно из анализа таблиц 3 и 4 на определенном этапе экспериментов происходит увеличение максимальной температуры слоев при неизменных тепловых потоках.

В дальнейшем были проведены эксперименты по установлению зависимости температуры в слоях

макета от расхода теплоносителя при неизменном тепловом потоке на поверхность МПС.

На рисунке 7 приведен график изменения температуры во время проведения эксперимента по установлению такой зависимости.

Как видно изменения расхода теплоносителя выполнялись во время установления теплового равновесия в макете при постоянном тепловом потоке (линия N на графике), равном 0.05 и 0.15 МВт/м².

Линии ТМ1-ТМ6, ТМ18, ТМ20, ТМ22 показывают изменение температуры в слое бериллия. Линии ТМ7-ТМ12, ТМ26 показывают изменение в слое бронзы, ТМ13-ТМ16, ТМ30, ТМ32 - в слое стали. Линии ТВ0 и ТВ2 показывают изменение температуры на входе и выходе из МПС соответственно. Расход теплоносителя (линия РУ.1 на графике) при тепловом потоке 0.05 МВт/м² увеличивался дискретно с 0.025 до 0.055 кг/с с выдержкой при каждом значении примерно 4 минуты. Однако изменения температуры в контрольных точках МПС это не вызвало. При тепловом потоке 0.15 МВт/м² значение расхода постепенно уменьшалось до исходного значения. При этом также сколько-нибудь значимого изменения температуры в слоях МПС не обнаружено.

На последующем этапе экспериментов было выполнено термоциклирование второго МПС. График термоциклирования приведен на рисунке 8.

Таблица 4. Максимальная температура слоев второго МПС в зависимости от теплового потока.

Тепловой поток на поверхность бериллия, МВт/м ²	Расход охлаждающей воды, кг/с	Максимальная температура бериллиевого слоя, °С	Максимальная температура бронзового слоя, °С	Максимальная температура стального слоя, °С
0.07	0.032	180	160	140
0.29	0.031	580	500	340
0.38	0.031	680	560	400

Во время проведения данных испытаний было выполнено 9 циклов по три цикла в серии. Начальная температура слоев МПС перед началом каждой серии составляла примерно 100 °С. В каждой серии термоциклирования значение расхода теплоносителя увеличивалось. Результаты данных испытаний показывали, что после выполнения нагрева тепловым потоком 0.85 МВт/м² в течении 48 секунд в первом цикле максимальная температура бериллие-

вого слоя составляет порядка 450°С, после второго цикла – 650 °С. к концу третьего – 800 °С. За время охлаждения в течение 48 секунд после каждого цикла нагрева температура слоев МПС не возвращается к исходному значению. Как видно из рисунка увеличение расхода практически не изменяет картину термоциклирования.

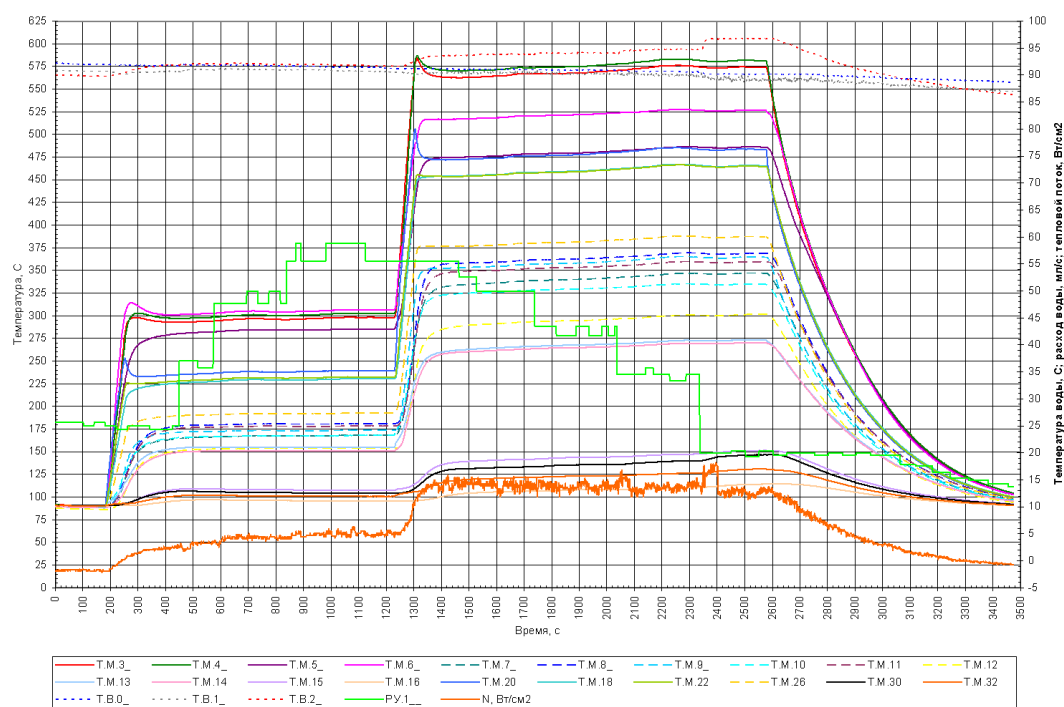


Рисунок 7. Распределение температуры в слоях МПС при переменном расходе теплоносителя

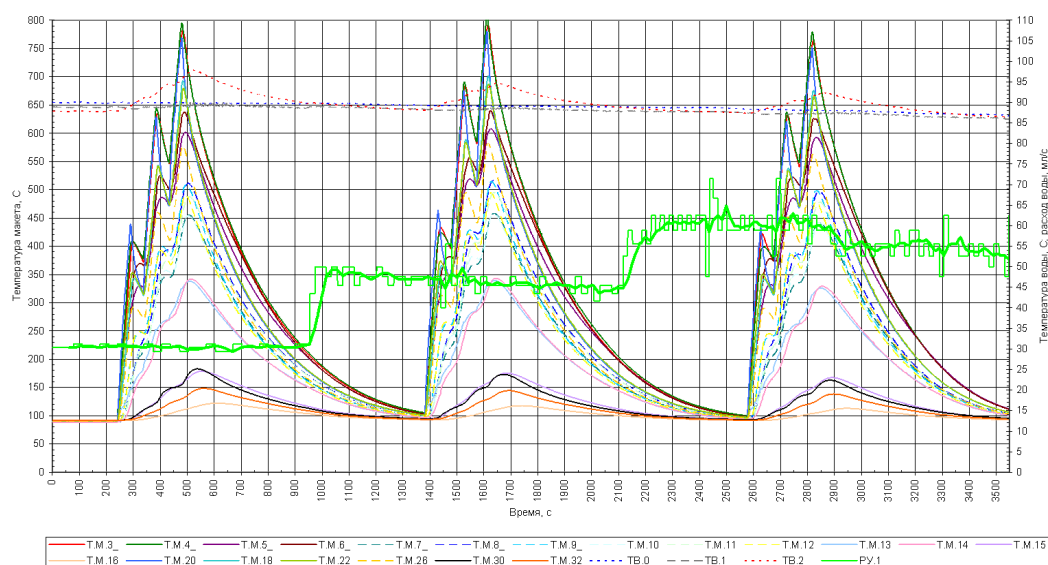


Рисунок 8. Распределение температуры в слоях МПС при циклических испытаниях

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

По результатам выполненной работы можно сделать следующие выводы:

- Создан экспериментальный стенд на базе преобразователя частоты типа ВПЧ-100, позволяющий выполнять термические испытания макетов первой стенки с заданными режимами нагрева и охлаждения.
- Результаты исследований зависимости распределения температуры в слоях МПС от теплового

потока показали, что происходит нарушение теплового контакта между слоями бериллия и бронзы и отмечается перегрев бериллиевого слоя.

- Установлено, что увеличение расхода теплоносителя через МПС выше номинальных значений не сказывается на снижении температуры слоев макета.
- Циклические испытания МПС показали, что после окончания нагрева температура слоев не возвращается к начальному значению.

ИТЭР РЕАКТОРЫНЫҢ БІРІНШІ ҚАБАТТЫ ТӘЖІРИБЕЛІК ЗЕРТТЕУЛЕР СИПАТТАМАСЫ ШТАТТЫ ЖӘНЕ АПАТТЫ РЕЖИМДЕРІНДЕ ОНЫҢ ҚЫЗУЫ

Ударцев С.В.

ҚР ҰЯО Атом энергиясы институты, Курчатов, Қазақстан

Мақалада көпқабатты ИТЭР реакторының бірінші қабатының жалпы мәселесін жасауы қарастырылды. Штаттық және апаттық режимінде оның қызуы, ИТЭР реакторының бірінші қабатты макеттер сипаттама зерттеуін жүргізу үшін тәжірибелі стендтің сипаттамасы әкелінген. «Үлбі Металл Зауытының» АҚ жасалған, макеттермен қолданылған тәжірибелердің негізгі нәтижелері әкелінген.

EXPERIMENTAL RESEARCH OF ITER FIRST WALL BEHAVIOR AT NORMAL AND EMERGENCY STATES OF ITS HEATING

S.V. Udartsev

Institute of Atomic Energy of NNC RK, Kurchatov, Kazakhstan

The article addresses general issues of manufacturing of multi-layer ITER first wall. Experimental Bench for study of ITER first wall mock-ups' behavior at normal and emergency states is described. The main experimental outcomes using mockups manufactured at JSC "Ulbinsky Metallurgical Plant" are presented.

УДК 669.1: 622.785

РОЛЬ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В ФОРМИРОВАНИИ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ 110Г13Л

¹⁾Жилкашинова А.М., ²⁾Скаков М.К., ³⁾Попова Н.А.

¹⁾Восточно-Казахстанский Государственный университет им. С.Аманжолова, Усть-Каменогорск
²⁾Восточно-Казахстанский Государственный технический университет им. Д.Серикбаева, Усть-Каменогорск
³⁾Томский Государственный Архитектурно-Строительный Университет, Россия

В данной работе приведены результаты экспериментальных исследований, о влиянии легирующих элементов на зеренную структуру высокомарганцевистой стали. Установлено, что в закаленном сплаве Fe-Mn-C, легированным Cr и V, с содержанием ~1 вес.% C размер зерен уменьшается с повышением концентрации Mn. Легирование сплава элементами Cr и V приводит к более сильному измельчению зерен. В сплавах, с содержанием ~0.4 вес.% C, такой закономерности не наблюдается. В сплавах, с содержанием ~1 вес.% C доля двойниковых границ по мере увеличения концентрации Mn уменьшается. Введение легирующих элементов приводит к увеличению доли двойниковых границ.

ВВЕДЕНИЕ

Установлено, что механические свойства поликристаллов зависят не только от размера зерен, но и от типа их границ [1-3]. Функция распределения зерен по размерам является важной характеристикой, поскольку фазовые превращения и соответственно процессы пластической деформации протекают по-разному в крупных и мелких зернах. В частности, пластическая деформация нередко начинается в самых крупных зернах, и они дают наибольший вклад в формоизменение образца [4-6]. Результаты работ [7,8] свидетельствуют о влиянии строения границ зерен на пластичность интерметаллидов и о повышении микротвердости вблизи границ разного типа интерметаллидов. В работе [9] показано, что пластическая деформация монокристаллов аустенитной нержавеющей стали повышается после упрочнения азотом. Изменения зеренной структуры высокомарганцевистых аустенитных сталей при введении легирующих элементов, а также при изменении концентрации C и Mn свидетельствуют о значительном изменении энергии дефекта упаковки [10-13]. Однако этот вопрос изучен недостаточно полно, поскольку обычно не учитывается исходное структурно-фазовое состояние стали и содержание легирующих элементов. Поэтому целью настоящей работы является исследование влияния C, Mn и легирующих элементов Cr и V на строение зерен и характер изменения зеренных границ высокомарганцевистой стали.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве материала исследования использовали нелегированную высокомарганцевистую сталь типа 110Г13Л (Mn 6,2% ÷ 18,2 вес.% ; C 0,36% ÷ 1,16 вес.%; Si – 0,3%; S – 0,12%, Fe – остальное, вес.%) и легированную Cr ~2 вес.% и V ~0.3 вес.%. Термический нагрев под закалку образцов сплавов размером 16×22×0,5 мм³ производили при температуре 1050°C в течение 30 минут в лабораторных трубчатых электропечах типа СУОЛ-0,4.4/12-M2-Y4.2 в вакууме, с остаточным давлени-

ем не более 1 Па. Состояние образцов фиксировали закалкой в воду при комнатной температуре. Температура измерялась и регулировалась прецизионным регулятором температуры ВРТ-2 с помощью двух термопар типа ТПП 1378.

Состояние границ зерен изучали с помощью оптической микроскопии на Neofot-21 и электронной (методом фольг и реплик) микроскопии на электронном микроскопе ЭМБ-100Б при ускоряющем напряжении 100 кВ.

Образцы для оптических и электронно-микроскопических исследований утоняли в смеси перекиси водорода в ортофосфорной кислоте при температуре 800°C, а затем подвергали электрополировке в пересыщенном растворе хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте при температуре 600°C и плотности тока 2 А/см².

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Во всех исследованных в работе сплавах после закалки наблюдается обычная полиэдрическая зеренная структура. Примеры зеренной структуры представлены на рисунке 1.

Из представленных результатов видно, что во всех сплавах присутствуют двойники отжига. Так как по размеру они соответствует мелким зернам, то их можно рассматривать как самостоятельные вторичные зерна.

В исследованных в работе материалах средние размеры зерен лежат в интервале 20-45 мкм. Для обычных материалов это достаточно удачный размер зерна, поскольку, во-первых, нет эффекта крупнозернистости и разнотермичности и, во-вторых, зеренная структура при таких размерах может быть отнесена в исходном состоянии к квазиравновесной. Сильно неравновесные границы зерен могут возникнуть в процессе деформации.

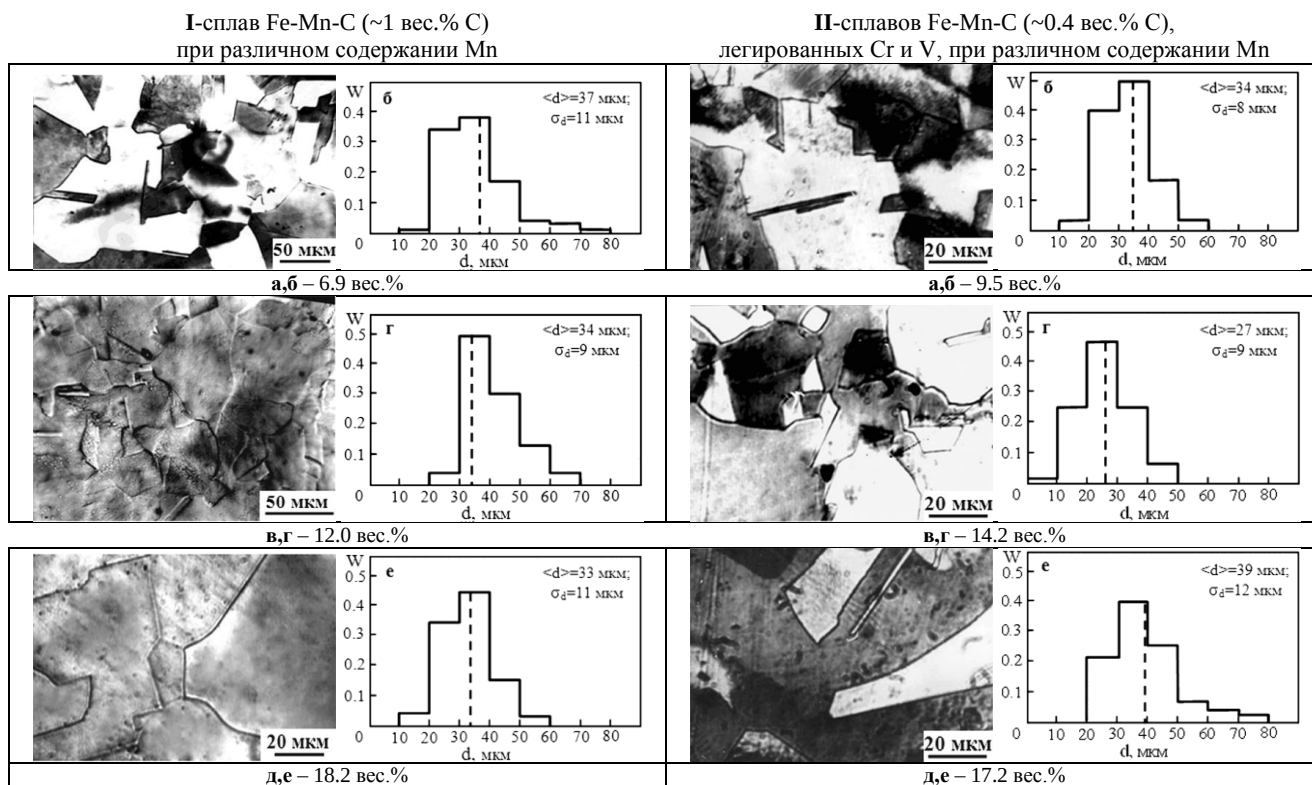


Рисунок 1. Изображения зеренной структуры (а, в, д) и распределения зерен по размерам (б, г, е)

Примеры функций распределения зерен по размерам для исследованных сплавов приведены также на рисунке 1. Видно, что одномодальная функция распределения имеет место для всех исследованных в работе сплавов. Максимум функции распределения находится вблизи среднего значения. Обратим внимание на дисперсию размера зерен. Она, как правило, значительно меньше их средних размеров. Это еще раз свидетельствует о квазиравновесном характере функции распределения зерен по размерам.

На рисунке 2 представлена зависимость среднего размера зерна от содержания Mn в сплаве при разной концентрации углерода.

Из рисунка 2 видно, что в сплавах первой группы (~1 вес.% C) размер зерна уменьшается с повышением концентрации Mn (рисунок 2а, кр.1). Легирование сплава элементами Cr и V приводит к более сильному измельчению зерен (рисунок 2, б, кр.1). В сплавах второй группы (~0.4 вес.% C) такой закономерности не наблюдается (рисунок 2а, кр.2). Легирование элементами Cr и V не изменяет зависимости (рисунок 2б, кр.2). По-видимому, это связано с наличием частиц α - и ϵ -мартенсита в структуре этих сплавов.

Во всех исследованных в работе сплавах встречаются разные типы границ. Выше было отмечено, что двойники отжига (и двойниковые границы) присутствуют в структуре сплавов (рисунок 1). Фасетированные границы зерен также присутствуют в структуре всех сплавов.

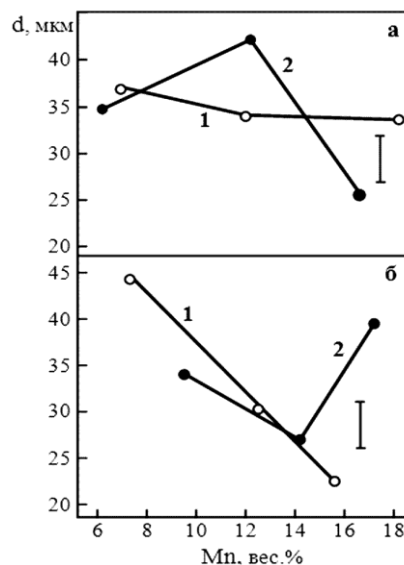


Рисунок 2. Влияние содержания Mn на средний размер зерен в закаленных сплавах при разной концентрации углерода (1 – ~1 вес.% C; 2 – ~0.4 вес.% C): а – сплавы Fe-Mn-C; б – сплавы Fe-Mn-C, содержащие легирующие элементы Cr и V

Причем они хорошо видны как на изображениях, полученных методом оптической, так и электронной микроскопии.

В качестве примера на рисунках 3-4 приведены изображения фасетированных границ, полученные разными методами при различных концентрациях C и Mn.

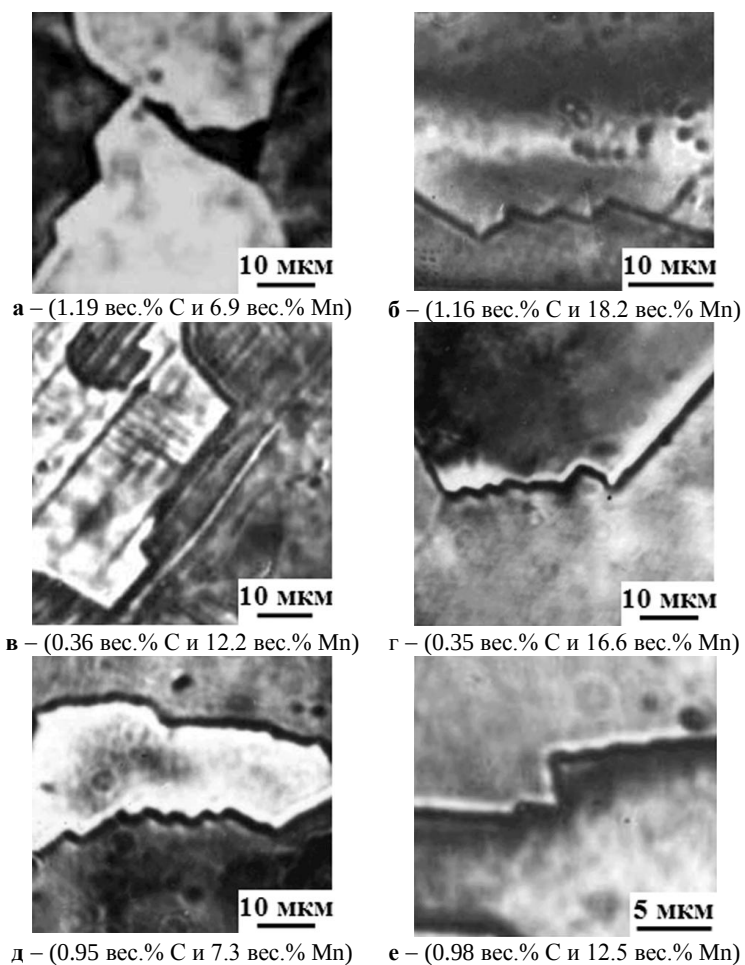


Рисунок 3. Фасетированные границы зерен в сплавах Fe-Mn-C при различных концентрациях С и Мп, не легированных (а-г) и легированных (д-е) Cr и V

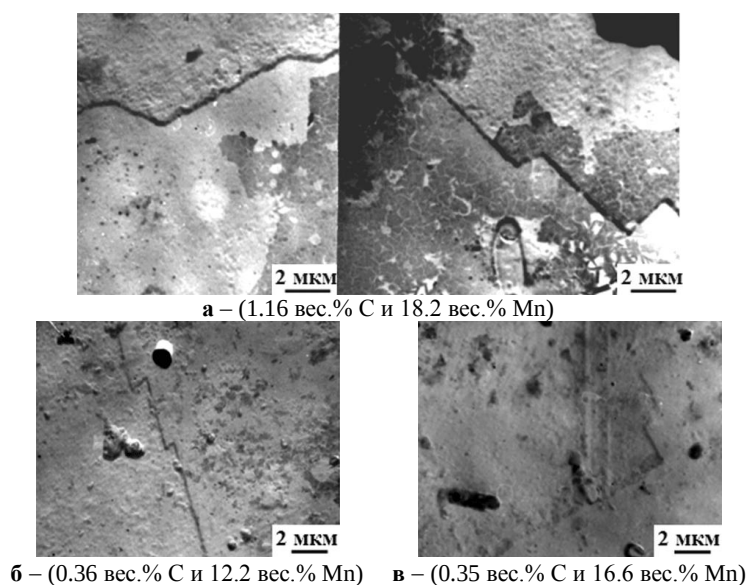


Рисунок 4. Электронно-микроскопические изображения фасетированных границ зерен в сплаве Fe-Mn-C, полученные методом реплик

Изображения криволинейных границ зерен, являющиеся границами общего типа, для различных исследуемых в работе сплавов, приведены на рисунке 5.

Как показали проведенные исследования, доля двойниковых границ в сплавах по мере увеличения концентрации Mn уменьшается. Это наблюдается как в сплавах, принадлежащих первой группе, так и сплавах, принадлежащих второй группе. Введение

легирующих элементов Cr и V приводит к значительному увеличению доли двойниковых границ. При этом характер зависимости от концентрации Mn сохраняется. Что касается фасетированных границ, то здесь влияние концентрации Mn не столь заметно. Однако введение легирующих элементов приводит к резкому увеличению доли фасетированных границ в структуре изученных сплавов.

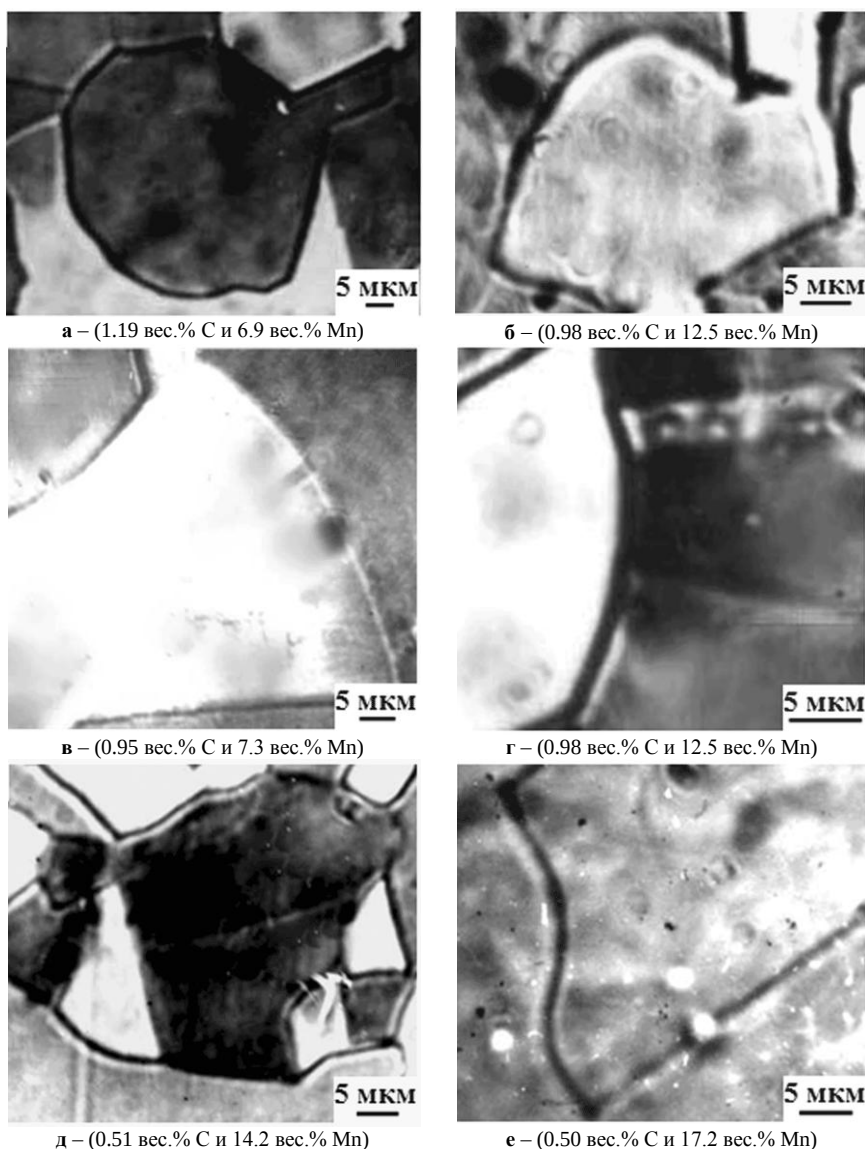


Рисунок 5. Изображения криволинейных границ зерен, полученные методом оптической микроскопии в сплавах Fe-Mn-C при различных концентрациях C и Mn, не легированных (а-б) и легированных (в-е) Cr и V

Выводы

Анализ полученных экспериментальных данных показывает, что:

- в сталях типа 110Г13Л, с содержанием ~1вес.% C размер зерен уменьшается с повышением концентрации Mn. Легирование стали элементами Cr и V приводит к более сильному измельчению зерен. В сталях, с со-

держанием ~0.4 вес.% C, такой закономерности не наблюдается.

- в сталях, с содержанием ~1вес.% C и ~0.4 вес.% C, доля двойниковых границ по мере увеличения концентрации Mn уменьшается. Введение легирующих элементов приводит к увеличению доли двойниковых границ.

ЛИТЕРАТУРА

1. Влияние низкоэнергетических границ зерен на свойства аустенитной нержавеющей стали при одноосном растяжении / В. Н. Ходоренко [и др.] // ФММ. – 1990. - №12. – С.117-121.
2. Микротвердость границ разного типа в железо-никелевом сплаве / О. Б. Перевалова [и др.] // Изв. Вузов. Физика. – 2000. - №11. – С.104-109.
3. Микротвердость вблизи границ разного типа интерметаллида Ni_3Al / О. Б. Перевалова [и др.] // ФММ. – 2001. – Т.92, №6. – С.63-70.
4. Лапскер И.А. Закономерности локализации пластической деформации поликристаллического сплава Cu_3Au на разных структурных уровнях. Автореферат канд. физ.-мат. наук: 06.05.07 / Лапскер Игорь Анатольевич. – Томск, 1989. –18с.
5. Теплякова Л.А. Локализация деформации и превращения в дефектной подсистеме в сплавах с различным структурно-фазовым состоянием. Автореферат докт. физ.-мат. наук: 01.02.06 / Теплякова Лариса Анатольевна. – Томск, 1999. – 36с.
6. Формирование зернограницного ансамбля в сплаве Ni_3Fe при разных режимах отжига / О. Б. Перевалова [и др.] // ФиХОМ. – 2000. - №1. – С.86-93.
7. Колачев Б. А. О влиянии строения границ зерен на пластичность интерметаллидов / Б. А. Колачев, А.А. Ильин, П.Д. Дроздов. // Металлы. – 2001. - №3. – С.41-48.
8. Микротвердость вблизи границ разного типа интерметаллида Ni_3Al / О.Б. Перевалова [и др.] // ФММ. – 2001. – Т.92, №6. – С.63-70.
9. Чумляков Ю.И. Пластическая деформация монокристаллов аустенитной нержавеющей стали, упрочненной азотом / Ю.И. Чумляков, И. В. Киреева, А.Д. Коротаев // ФММ. 1992. № 4. 63. С. 153-160.
10. Влияние энергии дефекта упаковки на зеренную структуру сплавов Cu-Al. Часть I / Е.В. Коновалова [и др.] // Труды III Международного семинара «Современные проблемы прочности». Старая Русса, сентябрь 20-24, 1999. – Новгород: Изд-во «Великий Новгород», 1999. – Т.2. – С.242-251.
11. Влияние энергии дефекта упаковки на зеренную структуру сплавов Cu-Al. Часть II / Е.В. Коновалова [и др.] // Труды III Международного семинара «Современные проблемы прочности». Старая Русса, сентябрь 20-24, 1999. – Новгород: Изд-во «Великий Новгород», 1999. – Т.2. – С.3-8.
12. Роль энергии упорядочения в формировании зеренной структуры высокомаргеницистных аустенитных сплавах / Е.В. Коновалова [и др.] // ФММ. – 1999. - Т.88, №6. – С.68-76.
13. Грабский Б. В. Структура границ зерен в металлах / Б.В. Грабский // М.: Металлургия, 1972. – 160с.

ЖОҒАРЫ МАРГЕНЦЕВТЕЛГЕН БОЛАТЫҢ ДӘНІНІҢ ҚҰРЫЛЫСЫНА ЛЕГЕРЛЕНГЕН ЭЛЕМЕНТТЕРДІҢ ӘСЕРІ. 110Г13Л

¹⁾Жилкашинова А.М., ²⁾Сқақов М.Қ., ³⁾Попова Н.А.

¹⁾С. Аманжолов атындағы Шығыс-Қазақстан мемлекеттік университеті, Өскемен

²⁾Д. Серикбаев атындағы Шығыс-Қазақстан мемлекеттік техникалық университеті, Өскемен

³⁾Томск мемлекеттік сәулетші-құрылыстық университет, Ресей

Бұл жұмыста жоғары маргеницистелген болаттың дәннің құрылысына легерленген элементтердің әсерінің эксперименттік нәтижелері келтірілген. Шыныққан қорытпада Fe-Mn-C, легерленген Cr және V құрамында шамамен ~1% салмақ келтірілген. Mn-нің концентрациясының жоғарлауына байланысты дәннің мөлшері азаяды. Cr және V элементтерінің легерленген қорытпасы дәннің қатты ұсақталуына әкеліп соқтырады. Қорытпада мына заңдылық байқалмайды: ~0.4% салмағы C. Қорытпа құрамында ~1% салмағы C екеуленген шек бөлігі концентрациясының артуына байланысты Mn азаяды. Легерленген элементтерге кіріспе екеуленген шек бөлігінің артуына әкеліп соқтырады.

INFLUENCE OF ALLOYING ELEMENTS ON STRUCTURE OF STEEL 110G13L

¹⁾A.M. Zhylkashinova, ²⁾M.K. Skakov, ³⁾N.A. Popova

¹⁾East-Kazakhstan state university named after S.Amanzholov, Ust-Kamenogorsk

²⁾East-Kazakhstan state technical university named after D.Serikbayev, Ust-Kamenogorsk

³⁾Tomsk State structural-architect university, Russia

In the given work results of experimental researches, about influence of alloying elements on structure of steel 110G13L are resulted. It is established, that in the tempered alloy Fe-Mn-C, alloyed Cr and V, with the maintenance ~1 % About the size of grains decreases with increase of concentration Mn. Addition in alloy elements Cr and V leads to stronger crushing of grains. In alloys, with the maintenance of ~0.4 weight. % With, such law it is not observed. In alloys, with the maintenance ~1% with a share.

УДК 669.017.01

ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ МИКРОДВОЙНИКОВ И ПЛАСТИН ε -МАРТЕНСИТА В СТАЛИ 110Г13Л

¹⁾Скаков М.К., ²⁾Жилкашинова А.М., ³⁾Козлов Э.В.¹⁾Восточно-Казахстанский Государственный технический университет им. Д.Серикбаева, Усть-Каменогорск²⁾Восточно-Казахстанский Государственный университет им. С.Аманжолова, Усть-Каменогорск³⁾Томский Государственный Архитектурно-Строительный Университет, Россия

В данной работе приведены результаты экспериментальных исследований электронно-микроскопического определения деформационных микродвойников и пластин ε -мартенсита. Установлено, что в закаленном сплаве Fe-Mn-C, содержащем 12 вес.% Mn присутствует пакет микродвойников. В сплаве, с содержанием 18 вес.% Mn обнаружены пластины ε -мартенсита.

ВВЕДЕНИЕ

Как известно, превращение аустенита в мартенсит (ГЦК-ОЦК) осуществляется сложным перемещением атомов. Кристаллогеометрия таких сдвигов хорошо изучена [1-5], и позволяет рассчитывать по параметрам элементарных ячеек такие кристаллографические характеристики превращения в сталях, как индексы границы раздела мартенсит – аустенит (габитусную плоскость), величину и направление макроскопического сдвига, приводящего к образованию рельефа. Кроме α -мартенсита с ОЦК(ОЦТ)-решеткой в стали Гадфильда, при закалке образуется также ε -мартенсит с ГПУ-решеткой, который существенно влияет на физические и механические свойства стали. При прямом электронно-микроскопическом исследовании структуры данной стали трудно отличить пластины кристаллов ε -мартенсита от деформационных микродвойников. Дело в том, что как те, так и другие образуют более или менее тонкие пластины и пакеты пластин с габитусом $\{111\}_\gamma$, и, поэтому ни морфологически, ни по габитусной плоскости они не различимы. Только индифференцирование микроэлектроннограмм (при наличии в аустените ε -мартенсита и микродвойников) с использованием матричных уравнений дает возможность сделать надежное заключение о фазовом составе сплава. Необходимость исследования структурных особенностей стали 110Г13Л после закалки на аустенит связана также и с тем, что причина самоупрочнения этой стали при ударном нагружении до сих пор не выяснена. В связи с вышеизложенным, целью данной работы является электроннодифракционное определение мартенситных фаз и деформационных микродвойников в структуре стали Гадфильда.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве материала исследования использовали высокомарганцевистую сталь типа Гадфильда (Mn 12% ÷ 18 вес.% ; C -1вес.% ; Si – 0,3%; S – 0,12%, Fe – остальное, вес.%). Термический нагрев под закалку образцов сплавов размером 16×22×0,5мм³ производили при температуре 1050°C

в течение 30 минут в лабораторных трубчатых электропечах типа СУОЛ-0,4.4/12-M2-Y4.2 в вакууме, с остаточным давлением не более 1 Па. Состояние образцов фиксировали закалкой в воду при комнатной температуре. Температура измерялась и регулировалась прецизионным регулятором температуры ВРТ-2 с помощью двух термпар типа ТПП 1378.

Микроструктуру и состояние границ зерен стали изучали с помощью электронной (методом фольг и реплик) микроскопии на электронном микроскопе ЭМВ-100Б при ускоряющем напряжении 100 кВ.

Образцы для электронно-микроскопических исследований утоняли в смеси перекиси водорода в ортофосфорной кислоте, а затем подвергали электрополировке в пересыщенном растворе хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте при температуре 600°C и плотности тока 2 А/см².

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Проведенные исследования методом просвечивающей электронной микроскопии показали, что в структуре закаленного сплава, содержащем 12 вес.% Mn присутствует пакет микродвойников. Данные электронно-микроскопического анализа структуры, приведены на рисунке 1.

На рисунке 1а приведено светлопольное изображение участка материала, содержащего систему параллельных полос. На микродифракционной картине, полученной с этого участка материала (рисунок 1б) присутствует две системы рефлексов. Одна система (яркие рефлексы на микроэлектроннограмме) представляет собой матричную систему рефлексов, принадлежащих к плоскости $(\bar{1}10)_\gamma$. Слабые рефлексы на микроэлектроннограмме, как показывает темнопольный анализ (рисунок 1в), принадлежат системе присутствующих полос, направление следа которых обозначено пунктирной линией. Ориентируя электронограмму (рисунок 1б) относительно изображения на рисунке 1а, устанавливаем, что направление наблюдаемого следа пластин на плоскости $(\bar{1}10)_\gamma$ соответствует направлению $[11\bar{2}]_\gamma$ (на рисунке 1а отмечено стрелкой).

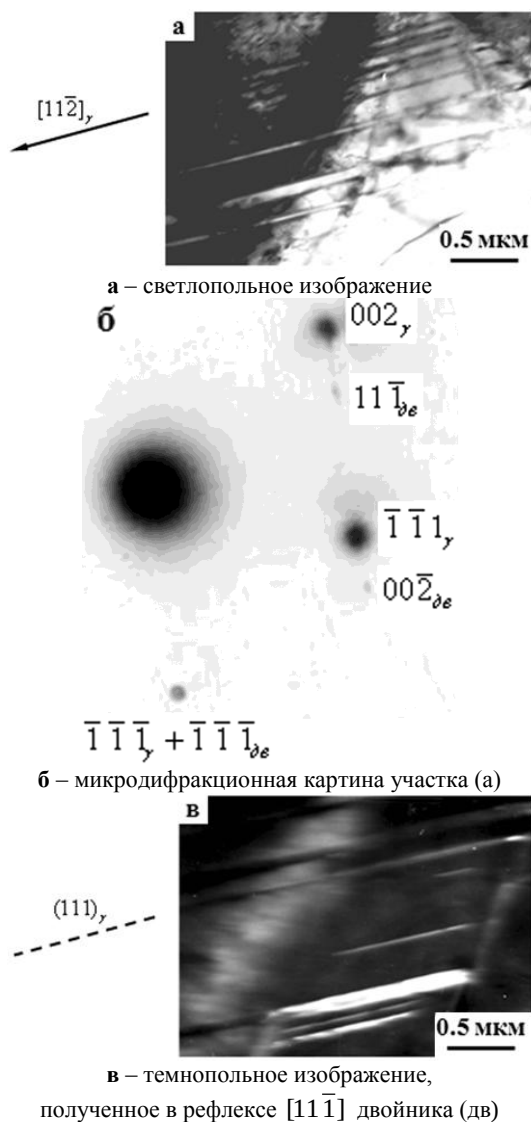


Рисунок 1. Пакет микродвойников
в закаленном сплаве, содержащем 12 вес.%Mn

Это направление может быть только следом плоскости $(111)_\gamma$ (пунктирная линия на рисунке 1в), поскольку известно, что габитус всегда типа $\{111\}_\gamma$. Зная плоскость габитуса – (111) и плоскость матрицы – $(\bar{1}10)_\gamma$, согласно матричным уравнениям, в случае, если система полос является деформационными микродвойниками, определяем плоскость микродвойников, которая должна быть параллельна матричной плоскости $(\bar{1}10)_\gamma$:

$$\begin{bmatrix} U \\ V \\ W \end{bmatrix}_{\delta\epsilon} = \frac{1}{3} \cdot \begin{bmatrix} \bar{1} & 2 & 2 \\ 2 & \bar{1} & 2 \\ 2 & 2 & \bar{1} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \bar{1} \\ 1 \\ 0 \end{bmatrix}_\gamma = (\bar{1}10)_{\delta\epsilon}.$$

Получили, что $(\bar{1}10)_\gamma$ и $(\bar{1}10)_{\delta\epsilon}$. В этом случае на микродифракционной картине должны присутствовать дополнительные рефлексы, принадлежащие

плоскости $(\bar{1}10)_{\delta\epsilon}$, что и наблюдается на рисунке 1б. Определим, каким образом в этом случае должны быть ориентированы плоскости матрицы и микродвойников относительно друг друга. Для этого определим, с каким направлением в плоскости двойника $(\bar{1}10)_{\delta\epsilon}$ совпадает, например, направление $[111]_\gamma$:

$$\begin{bmatrix} h \\ k \\ l \end{bmatrix}_{\delta\epsilon} = \frac{1}{3} \cdot \begin{bmatrix} \bar{1} & 2 & 2 \\ 2 & \bar{1} & 2 \\ 2 & 2 & \bar{1} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} 1 \\ 1 \\ 1 \end{bmatrix}_\gamma = [111]_{\delta\epsilon}.$$

Получили, что направление $[111]_\gamma$ должно совпадать с направлением $[111]_{\delta\epsilon}$, что также наблюдается на рисунке 1б.

Таким образом, присутствующая система параллельных полос в структуре закаленной стали, содержащей 12 вес.%Mn является пакетом деформационных микродвойников.

На рисунке 2а представлена микрофотография участка матрицы закаленного сплава с 18 вес.% Mn, на которой наблюдается система полос, а на рисунке 2б – дифракционная картина с этого участка.

Проведенный анализ показывает, что помимо матричной системы рефлексов, которая соответствует расположению узлов в плоскости обратной решетки $(120)_\gamma$, присутствует еще одна система рефлексов. Темнопольный анализ (рисунок 2в) показал, что эту систему дают полосы, которые при принятой системе индексов γ -матрицы совпадают с направлением $[\bar{4}22]_\gamma$. Данное направление совпадает с направлением следа плоскости $(\bar{1}\bar{1}1)_\gamma$ (на рисунке 2а он указан пунктирной линией), которая и является плоскостью габитуса. Используя матричные уравнения, получаем для плоскости матрицы $(120)_\gamma$ и габитуса $(\bar{1}\bar{1}1)$ следующий результат. Если это микродвойники, то мы должны иметь плоскость:

$$\begin{bmatrix} U \\ V \\ W \end{bmatrix}_{\delta\epsilon} = \frac{1}{3} \cdot \begin{bmatrix} \bar{1} & 2 & \bar{2} \\ 2 & \bar{1} & \bar{2} \\ \bar{2} & \bar{2} & \bar{1} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} 1 \\ 2 \\ 0 \end{bmatrix}_\gamma = (10\bar{2})_{\delta\epsilon},$$

и при этом, например, матричный рефлекс $[\bar{4}22]_\gamma$, присутствующий на микродифракционной картине (рисунок 2б), должен совпадать со следующим двойниковым рефлексом:

$$\begin{bmatrix} h \\ k \\ l \end{bmatrix}_{\delta\epsilon} = \frac{1}{3} \cdot \begin{bmatrix} \bar{1} & 2 & \bar{2} \\ 2 & \bar{1} & \bar{2} \\ \bar{2} & \bar{2} & \bar{1} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} 4 \\ \bar{2} \\ 2 \end{bmatrix}_\gamma = [\bar{4}22]_{\delta\epsilon},$$

т.е. двойниковые рефлексы должны совпадать с матричными. Если же это пластины ε -мартенсита, то должна быть плоскость $(34\bar{1})_\epsilon$ и на микродифракционной картине должны присутствовать дополнительные рефлексы, что и наблюдается на рисунке 2б.

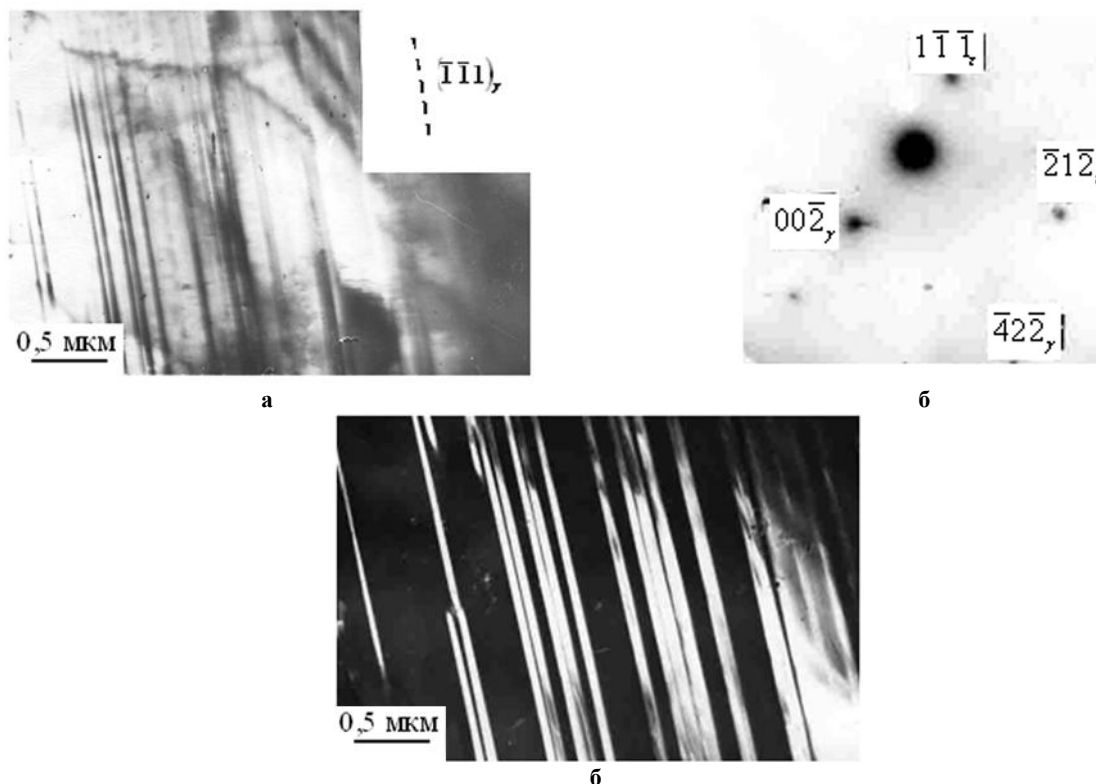


Рисунок 2. Пакет из пластин ϵ -мартенсита в сплаве с ~ 1 вес.%C и 18 вес.%Mn. Темнопольное изображение получено в рефлекс ϵ -мартенсита $[1\bar{1}\bar{1}]_{\epsilon}$. На светлопольном изображении пунктирной линией отмечен след габитусной плоскости $(\bar{1}\bar{1}1)_{\gamma}$

Темнопольное изображение, полученное в рефлекс ϵ -мартенсита $[1\bar{1}\bar{1}]_{\epsilon}$ (рисунок 2в), подтверждает этот результат.

Таким образом, система полос, представленная на рисунке 2а, является пакетом ϵ -мартенсита, причем $(120)_{\gamma} // (34\bar{1})_{\epsilon}$, а $[420]_{\gamma} // [\bar{2}1\bar{2}]_{\epsilon}$. Так, с помощью метода электронной микроскопии в сплаве с 18 вес.% Mn обнаружены пластины ϵ -мартенсита.

ВЫВОДЫ

Проведенные исследования методом просвечивающей электронной микроскопии показали, что:

- в закаленном сплаве Fe-Mn-C, содержащем 12 вес.%Mn присутствует пакет микродвойников;
- в закаленном сплаве Fe-Mn-C, с содержанием 18 вес.% Mn обнаружены пластины ϵ -мартенсита.

ЛИТЕРАТУРА

1. Кузнецов Ф.Р. Структурные превращения на границах зерен / Ф. Р. Кузнецов, Ю. Н. Горностырев // сб. Фазовые и структурные превращения в сталях. Магнитогорск. – 2003. – Вып.3. – С. 136-156
2. Коновалова Е.В. Структура зернограницного ансамбля ГЦК однофазных поликристаллов / Е. В. Коновалова, Н. А. Конева, О. Б. Перевалова // Физическая мезомеханика. – 2000. – Т.3, №3. – С.15-22.
3. Перевалова О.Б. Специальные границы и границы общего типа в зернограницных ансамблях твердых растворов и сплавов с ближним и дальним атомным порядком / О.Б. Перевалова // ФММ. – 2005. – Т.99, №1. – С.46-61.
4. Богачев И.Н. Влияние хрома на фазовые превращения и упрочнение сталей типа Г13 и 30Г10 / И. Н. Богачев, Т. Д. Эйсмонт // ФММ. – 1970. – Т.30, №6. – С.1213-1220.
5. Лысак Л.И. Физические основы термической обработки стали / Л. И. Лысак, Б.И. Николин // Техника. – Киев. – 1975. – 304с.
6. Богачев И.Н. Электронно-микроскопические исследования структурных превращений в железомарганцевых сплавах / И.Н. Богачев, Л.В. Журавль, В.Ф. Еголаев // ФММ. – 1968. – Т.25, №5. – С.708-712.
7. Волосевич П.Ю. К вопросу о зарождении ϵ -фазы при $\gamma \rightarrow \epsilon$ мартенситном превращении / П.Ю. Волосевич // Металлофизика. – 1979. – Вып.75. – С.43-48.

**110Г13Л БОЛАТТАҒЫ ДЕФОРМАЦИЯЛАНҒАН МИКРОҰҚСАСТАР
ЖӘНЕ ϵ -МАРТЕНСИТТІ ПЛАСТИНАНЫҢ ЭЛЕКТРОНДЫ-МИКРОСКОПТЫҚ АНЫҚТАМАСЫ**

¹⁾Сқақов М.Қ., ²⁾Жилкашинова А.М., ³⁾Козлов Э.В.

¹⁾Д. Серикбаев атындағы Шығыс-Қазақстан мемлекеттік техникалық университеті, Өскемен

²⁾С. Аманжолов атындағы Шығыс-Қазақстан мемлекеттік университеті, Өскемен

³⁾Томск мемлекеттік сәулетші-құрылыстық университет, Ресей

Бұл болаттағы деформацияланған микроұқсастар және ϵ -мартенситті пластинаның электронды-микроскопиялық анықтамасының эксперименттік зерттеу жұмысының нәтижелері келтірілген. Құрамында салмағы 12.%Mn бар шынықтырылған Fe-Mn-C қорытпада микроұқсастар пакеті бар. Салмағы 18 % Mn болатын қорытпа құрамында ϵ -мартенсит пластинасы бар екені анықталды.

**ELECTRONICAL-MICROSCOPIC DEFINITION
OF DEFORMATION MICRODOUBLES AND PLATES AND ϵ -MARTENSITE IN STEEL 110G13L**

¹⁾M.K. Skakov, ²⁾A.M. Zhyilkashinova, ³⁾A.V. Kozlov

¹⁾East-Kazakhstan state technical university named after D.Serikbayev, Ust-Kamenogorsk

²⁾East-Kazakhstan state university named after S.Amanzholov, Ust-Kamenogorsk

³⁾Tomsk State structural-architect university, Russia

In the given work results of experimental researches of electronical-microscopic definition of deformation microdoubles and plates ϵ -martensite are resulted. It is established, that in the tempered alloy Fe-Mn-C containing 12 weight. % Mn there is a package of microdoubles. In an alloy, with the maintenance of 18 weight. % Mn plates  are found out.

УДК 621.791.75.037

ФАЗОВО-СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ ОТПУЩЕННОЙ СТАЛИ 30ХГСА

¹⁾Скаков М.К., ²⁾Увалиев Б.К., ³⁾Козлов Э.В.¹⁾Восточно-Казахстанский государственный технический университет им. Д. Серикбаева, Усть-Каменогорск²⁾Восточно-Казахстанский государственный университет им. С. Аманжолова, Усть-Каменогорск³⁾Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия

Исследовано фазово-структурное состояние отпущенной стали 30ХГСА. Обнаружено, что α -фаза является основной составляющей (~96%) в структуре матрицы исходного (отпущенного) состояния стали. Установлено, что на дефектах кристаллического строения находится почти половина углерода.

ВВЕДЕНИЕ

Известно [1], что сталь 30ХГСА относится к классу среднеуглеродистых легированных сталей и применяется при изготовлении ответственных сварных конструкций. Установлено [2], что в структуре стали мартенситная морфология (иглочатость) присутствует после длительного отпуска при температурах не выше 550°C. Рост частиц углерода затруднен даже при 680°C. Такое изменение структуры стали связано с влиянием легирующих элементов (особенно кремния). В [3] рассмотрен один из способов борьбы с обратимой отпускной хрупкостью. По мнению авторов [3], обработка высоким гидростатическим давлением провоцирует начало первой стадии распада мартенсита и происходит преимущественное формирование карбидов внутри мартенситных кристаллов. В [4] изучена проблема установления типа исходной структуры, наиболее благоприятной для измельчения зеренной структуры аустенита. Обнаружено, что наилучшего эффекта можно достичь при наименьшем значении параметра l (средняя длина хорды случайной секущей границ раздела структурных составляющих). В работе [5] исследована возможность применения аргонодуговой обработки с подплавлением для сварного изделия из стали 30ХГСА. Показано, что данная процедура улучшает формирование металла шва, измельчает его структуру, повышает ударную вязкость металла ЗТВ сварного соединения, а также возможно образование мартенсит-аустенит-карбидной (МАК) фазы. Однако, несмотря на значительное количество проведенных работ, до сих пор остается не ясным фазовый состав и структурное состояние стали 30ХГСА после закалки и отпуска.

В связи с вышеизложенным, целью данной работы является классификация морфологических признаков структуры, определение размеров, объемных долей α - и γ -фаз, а также карбидных фаз, мест их локализации и определение параметров тонкой структуры стали 30ХГСА в исходном (отожженном) состоянии.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Структурные исследования выполнялись методом электронной дифракционной микроскопии на тонких фольгах на электронном микроскопе ЭМВ-100Л с использованием гониометрических приставок и при ускоряющем напряжении 100 кВ. Рабочее

увеличение в колонне микроскопа выбиралось от 10000 до 50000 крат. Для проведения исследований с помощью электроискровой резки образцы стали 30ХГСА размером 10 × 20 × 50 мм разрезались на пластинки (фольги) толщиной 0.2-0.3 мм. Режим электроискровой резки был подобран таким, что не вносил дополнительных искажений в структуру материала. Полученные фольги утонялись вначале химически в электролите 90% плавиковой кислоты и 10% пергидроля, а затем электролитически в пересыщенном растворе ортофосфорной кислоты хромовым ангидритом при комнатной температуре, рабочем напряжении 20 В и плотности тока 4 А/см². Образцы подвергались термической обработке по режиму: закалка от температуры 1050°C и последующий отпуск (400°C в течение 6-10 часов) с охлаждением со скоростью 20°C/ч.

Определение объемных долей α -, γ - и карбидных фаз проводилось по электронномикроскопическим изображениям, подтвержденным микродифракционными картинками и темнопольными изображениями, полученными в рефлексах соответствующих фаз. Идентификация фаз проводилась по методикам, описанным в [6, 7]. Для этого использовались схемы микродифракционных картин, рассчитанные по табличным значениям параметров кристаллических решеток.

Термическая обработка исследуемой стали, как известно, сопровождается формированием действующих полей напряжений. В сложной структуре стали, созданной $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением уже в результате закалки и последующего отпуска, присутствуют следующие источники полей напряжений. Во-первых, термообработка стали приводит к накоплению в ней высокой скалярной плотности дислокаций ($\rho = 7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$), организованных в субструктуру. Незаряженный дислокационный ансамбль (т.е. ансамбль без избыточных дислокаций) дает напряжение сдвига (полей напряжений, создаваемых дислокационной структурой), определяемое по формуле [8]:

$$\sigma = \alpha G b \sqrt{\rho}, \quad (1)$$

где α – меняется в пределах 0.05–1.0 в зависимости от типа дислокационного ансамбля [9]; G – модуль

сдвига, b – вектор Бюргерса; ρ – скалярная плотность дислокаций.

В случае заряженного дислокационного ансамбля, когда избыточная плотность дислокаций:

$$\rho_{\pm} = \rho_+ - \rho_- \neq 0,$$

создаются моментные напряжения:

$$\sigma_{\delta} = \alpha_c G b \sqrt{\rho_{\pm}}, \quad (2)$$

где $\alpha_c = 1$ – коэффициент Струнина [10]

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Морфология α -фазы. Как показали проведенные электронно-микроскопические исследования, основной составляющей (~96%) в структуре матрицы исходного (отпущенного) состояния стали 30ХГСА является α -фаза, которая представляет собой смесь пакетного (или реечного) и пластинчатого отпущенного мартенсита (рисунок 1).

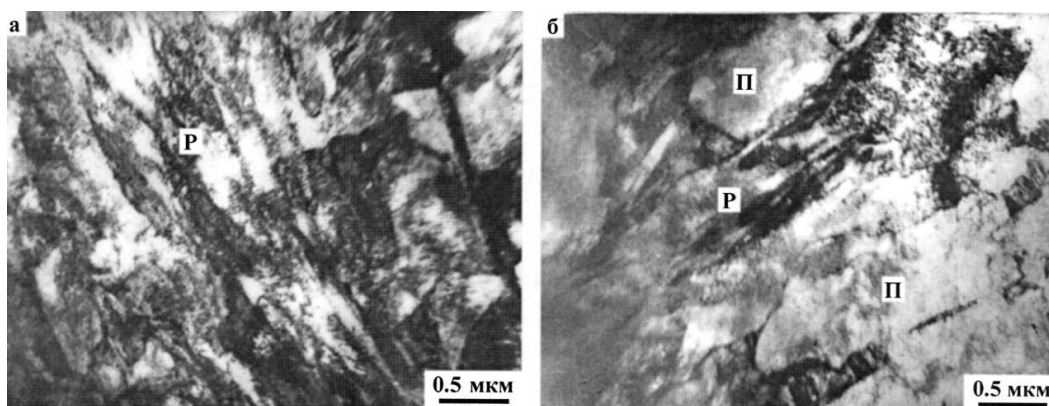


Рисунок 1.

При этом пакетный мартенсит составляет 0.7 от объема α -фазы, пластинчатый – 0.3. Эти данные хорошо согласуются с результатами, полученными в [11], где установлено, что пакетный мартенсит является основной морфологической составляющей α -фазы при содержании углерода в стали ~0.3 вес.%. Половина пакетного мартенсита фрагментирована (рисунок 2).

Видно, что в исследуемой стали фрагментация имеет место только в пакетном мартенсите, в пластинчатом мартенсите фрагментация отсутствует. Дальнейшее свое развитие она получает при отпуске стали.

Морфология γ -фазы. Второй морфологической составляющей матрицы исследуемой стали является γ -фаза и она присутствует в материале в виде остаточного аустенита, образовавшегося в результате неполного мартенситного превращения ещё при закалке. Из полученных результатов электронной микроскопии следует, что остаточный аустенит в пакетном и пластинчатом низкотемпературном мартенсите располагается по границам мартенситных кристаллов в виде длинных тонких прослоек (рисунок 3).

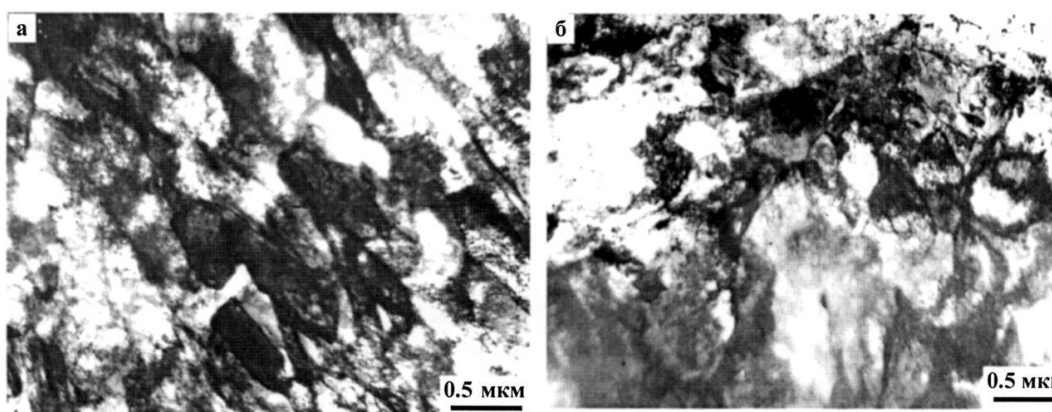


Рисунок 2.

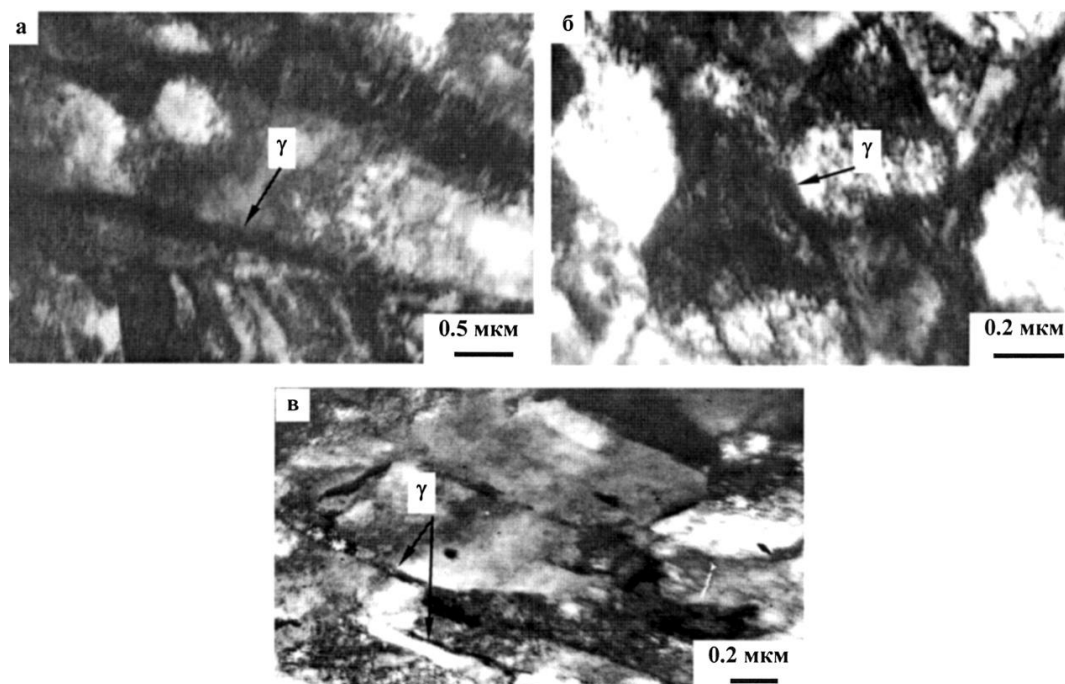


Рисунок 3.

Объемная доля остаточного аустенита составляет ~3 %. Большая его часть (1.5 %) находится в пластинчатом мартенсите, наименьшая – во фрагментированной пакетной составляющей мартенсита (~0.5 %). В нефрагментированном пакетном мартенсите остаточный аустенит присутствует в количестве 1 %.

Карбидная фаза. Карбидная фаза в структуре отпущенной стали представлена первичными карбидами типа M_6C , расположенными в материале случайным образом (рисунок 4). Частицы карбида обладают сферической формой, средний диаметр частиц составляет 0.5 мкм, объемная доля – ~1%. Цементит и вторичные

специальные карбиды не обнаружены. Это хорошо согласуется с литературными данными. Известно, что образование частиц специальных карбидов при отпуске происходит при температурах выше 500°C [12,13]. При низкотемпературном отпуске (100-500°C) возможно выделение только частиц цементита [12-15]. Цементит стабилен только при низких температурах отпуска и при длительных выдержках. При температуре отпуска ~400°C и продолжительности 6-10 часов объемная доля цементита в объеме мартенситных кристаллов чрезвычайно мала (<0.5%), а на межфазных границах он почти отсутствует (<0.1%).

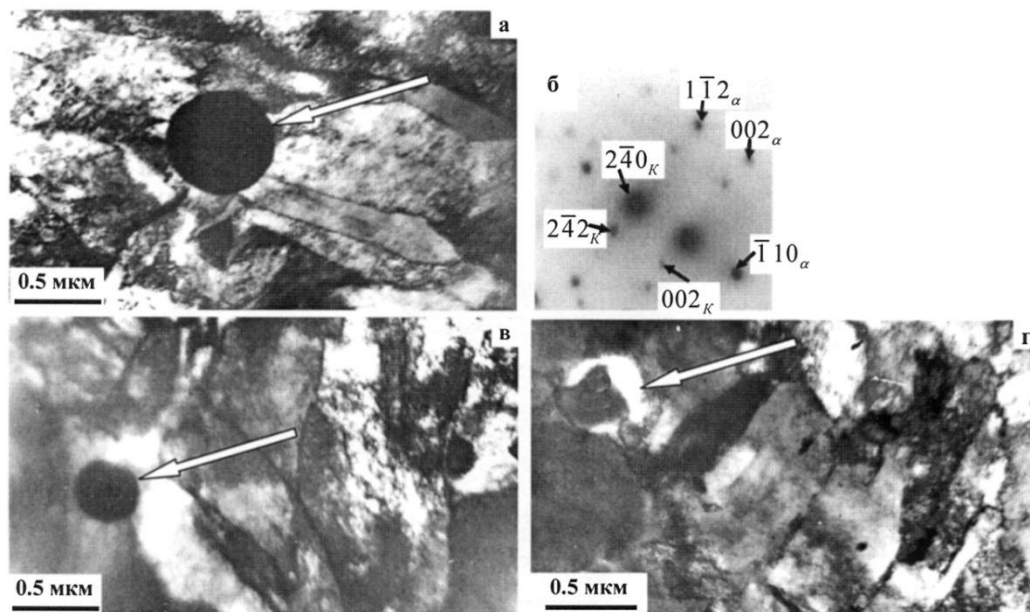


Рисунок 4.

Дислокационная структура. Как видно из выше-приведенных результатов электронной микроскопии дислокационная структура в пластинчатом мартенсите и нефрагментированной части пакетного мартенсита – сетчатая, во фрагментированной части пакетного мартенсита – ячеистая. Средняя скалярная плотность дислокаций в материале составляет величину $\rho = 7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, причем большая часть дислокаций расположена в виде дислокационных зарядов (избыточная плотность дислокаций $\rho_{\pm} = 6.3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$). Величина дислокационной плотности, объемная доля и степень несовершенства фрагментированного реечного мартенсита, отсутствие вторичных карбидов – все это свидетельствует о слабоотпущенной структуре исследуемой стали.

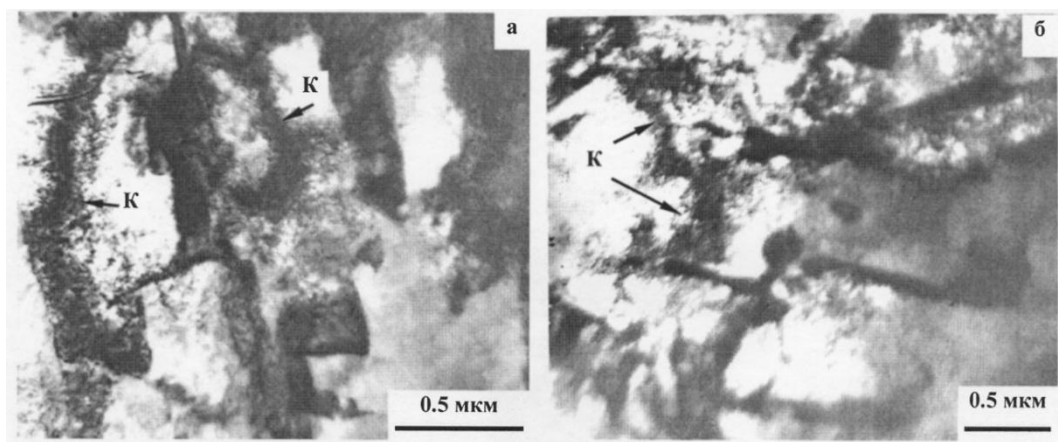


Рисунок 5.

При этом лишь небольшая часть кристалла находится в точном отражающем положении (контур). Чем меньше ширина контура, тем сильнее изогнут кристалл [17]. А это означает, что амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки χ будет выше, т.к. $\chi \sim l^{-1}$, где l – ширина контура и, соответственно, будет выше амплитуда полей напряжений σ , т.к. $\sigma \sim \chi^{-1/2}$. Используя данные размеров экстинкционных контуров, можно рассчитать амплитуду кривизны-кручения кристаллической решетки исследуемой стали 30ХГСА ($\chi = \frac{\partial \phi}{\partial l} = 1575 \text{ см}^{-1}$) и, соответственно, величину избыточной плотности дислокаций $\rho_{\pm}$ ($\rho_{\pm} = \frac{\chi}{b} = 6.3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$).

Расчеты показывают, что величина напряжения сдвига оказалась равной 530 МПа, моментных напряжений – 500 МПа.

Распределение углерода в стали. Перераспределение атомов углерода в исследуемой стали может протекать по следующим позициям: 1) атомы углерода могут оказаться в пересыщенном α -твердом растворе; 2) γ -твердый раствор – это второе место локализации атомов углерода; 3) в частицах карбидных фаз; 4) на дефектах кристаллической решетки (внутри вакансий, в ядрах дислокаций, в виде атмо-

Кривизна-кручение кристаллической решетки α -фазы и дальнодействующие поля напряжений. Термическая обработка исследуемой стали сопровождается формированием дальнодействующих полей напряжений, проявляющихся при электронномикроскопических исследованиях тонких фольг в виде изгибных экстинкционных контуров. Примеры наблюдения изгибных контуров в отпущенной стали 30ХГСА приведены на рисунке 5. Эти контуры не являются результатом деформации образца при изготовлении из него тонкой фольги, т.к. применяемая методика при изготовлении фольг практически полностью исключает внесение артефактов. Наличие экстинкционных контуров – есть результат изгиба кристаллической решетки α -матрицы [16].

сфер Коттрелла вокруг дислокаций, на границах ячеек и субграницах [15,18]).

В настоящей работе концентрация углерода на дефектах определялась по формуле [14]:

$$C_{\text{деф}} = C_0 - (C_{\alpha} + C_{\gamma} + C_{\text{карб}}),$$

где C_0 – общее содержание углерода в стали.

Объемная доля остаточного аустенита в отпущенной стали составляет 3%, концентрация углерода в остаточном аустените исследуемой стали оказывается равной 0.015 вес.%. Объемная доля карбидной фазы в исследуемой стали составляет ~1%. Это означает, что в карбидах сосредоточено ~0.14 вес.% углерода. Таким образом, как показывает проведенный расчет, на дефектах кристаллического строения находится почти половина углерода.

Выводы

На основании анализа полученных результатов электронномикроскопических исследований тонкой структуры стали 30ХГСА в исходном состоянии можно сделать следующие выводы:

- основной составляющей (~96%) в структуре матрицы исходного (отпущенного) состояния стали является α -фаза, которая представляет собой смесь пакетного (или реечного) и пластинчатого отпущенного мартенсита;

- остаточный аустенит в пакетном и пластинчатом низкотемпературном мартенсите располагается по границам мартенситных кристаллов в виде длинных тонких прослоек;
- основными источниками внутренних полей напряжений после термообработки исследуе-

- мой стали являются скалярная плотность дислокаций, поляризация дислокационной структуры и избыточная плотность дислокаций;
- на дефектах кристаллического строения находится почти половина углерода.

ЛИТЕРАТУРА

1. Справочник металлста в пяти томах. / Т.2. под ред. А.Г. Рахштадта и В.А. Брострема. - М.: Машиностроение, 1976. - 717 с.
2. Янушевич, З. Влияние режимов отпуска на структуру и механические свойства среднеуглеродистой стали / З. Янушевич, З. Гулишия, В. Диордиевич, Р. Гулишия, З. Карастойкович // Металловедение и термическая обработка металлов. - 1995. - №11. - С. 24 - 25.
3. Константинова, Т.Е. О возможности подавления обратимой отпускной хрупкости стали 30ХГСА при использовании высокого гидростатического давления / Т.Е. Константинова, В.С. Мацеевская, В.А. Фомченко // ФиХОМ. - 1990. - №6. - С. 140 - 141.
4. Морозов, О.П. Влияние исходной микроструктуры стали на размер зерна аустенита, формирующегося при нагреве / О.П. Морозов, В.А. Волохов // Металлы. - 1991. - №3. - С. 70-72.
5. Кулик, В.М. Особенности аргонодуговой обработки с подплавлением сварного соединения закаляющейся стали / В.М. Кулик, М.М. Савицкий, Д.П. Новикова // Автоматическая сварка. - 2004. - №3. - С. 16-21.
6. Эндрюс, К. Электронограммы и их интерпретация / К. Эндрюс, Д. Дайсон, С. Киоун. - М.: Мир, 1971. - 256 с.
7. Утевский, Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металлостовении / Л.М. Утевский. - М.: Металлургия, 1973. - 584 с.
8. Конева, Н.А. Закономерности субструктурного упрочнения / Н.А. Конева, Э.В. Козлов // Изв. вузов. Физика. - 1991. - №3. - С. 56-70.
9. Kozlov, E. V. Internal fields and other contributions to flow stress / E. V. Kozlov, N. A. Koneva // Mat. Sci. and Eng. - 1997. - V. A 234-234. - P. 982-985.
10. Струнин, Б.Н. О распределение внутренних напряжений при случайном расположении дислокаций/ Б.Н. Струнин // ФТТ. - 1967. - V.9, №3. - С. 805-812.
11. Иванов, Ю.Ф. Многоступенчатая схема мартенситного превращения низко- и среднеуглеродистых малолегированных сталей / Ю.Ф. Иванов, Э.В. Козлов // Материаловедение. - 2000. - №11. - С. 33-37.
12. Курдюмов, В.Г. Превращения в железе и стали / В.Г. Курдюмов, Л.М. Утевский, Р.И. Энтин. - М.: Наука, 1977. - 236 с.
13. Блантер, М.Е. Фазовые превращения при термической обработке стали / М.Е. Блантер. - М.: Металлургия, 1962. - 268 с.
14. Гольдштейн, М.И. Дисперсионное упрочнение стали / М.И. Гольдштейн, В.М. Фарбер. - М.: Металлургия, 1979. - 208 с.
15. Могутнов, Б.М. Термодинамика железоуглеродистых сплавов / Б.М. Могутнов, И.А. Томилин, Л.М. Шварцман. - М.: Металлургия, 1972. - 323 с.
16. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш [и др.] - М.: Мир, 1968. - 574с.
17. Конева, Н.А. Эволюция дислокационной структуры и стадии пластического течения поликристаллического железо-никелевого сплава / Н.А. Конева, Д.В. Лычагин, С.П. Жуковский и др. // ФММ. - 1985. - Т. 60, №1. - С. 171-179.
18. Белоус, М.В. Превращения при отпуске стали / М.В. Белоус, В.Т. Черепин, М.А. Васильева. - М.: Металлургия, 1973. - 232 с.

30ХГСА БОЛАТЫНЫҢ ПІСІРЕЛГЕН ҚОСПАЛАРЫНЫҢ МИКРОҚАТТЫЛЫҒЫ ЖӘНЕ МИКРОҚҰРЫЛЫМЫ

¹⁾Скаков М.К., ²⁾Увалиев Б.К., ³⁾Козлов Э.В.

¹⁾Д. Серикбаев атындағы Шығыс-Қазақстан мемлекеттік техникалық университеті, Өскемен

²⁾С. Аманжолов атындағы Шығыс-Қазақстан мемлекеттік университеті, Өскемен

³⁾Томск мемлекеттік сәулетші-құрылыстық университет, Ресей

30ХГСА жіберілген болаттың фазалық-құрылым күйі зерттелген. Шыққан болат күйінің матрицалар құрылымының негізі α -фаза (~96%) екені байқалған. Кристалдық құрылым ақауларында жарты көміртегі бары бекітелген.

PHASE-STRUCTURE STATE OF STEEL 30CHGSA

¹⁾M.K. Skakov, ²⁾B.K. Uvaliev, ³⁾E.V. Kozlov

¹⁾*East-Kazakhstan state technical university named after D.Serikbayev, Ust-Kamenogorsk*

²⁾*East-Kazakhstan state university named after S.Amanzholov, Ust-Kamenogorsk*

³⁾*Tomsk State structural-architect university, Russia*

Phase-structure state of steel 30CHGSA has been researched. α -phase is a main part (~96%) in structure of matrix in tempered steel. Manner of weld by long edge haven't give necessary structure. Close half carbon positng on defects of crystalline rack.

УДК: 539.196; 535.37

ЯДЕРНО-ВОЗБУЖДАЕМЫЕ ИСТОЧНИКИ СПОНТАННОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Батырбеков Э.Г.

СП «КК Интерконнект», Алматы, Казахстан

Статья посвящена научной проблеме - преобразования ядерной энергии в энергию спонтанного оптического излучения. Приводятся результаты исследований люминесценции активных сред, на которых продемонстрирована возможность получения лазерной генерации как с прямой, так и комбинированной ядерными накачками – активных лазерных сред на атомарных переходах Ne и Xe. Проведены результаты измерения эффективности преобразования энергии ядерных реакций в некогерентное оптическое излучение.

ВВЕДЕНИЕ

Наряду с лазерами с ядерной накачкой в ряде областях науки и техники достаточно широко могут быть использованы ядерно-возбуждаемые источники спонтанного оптического излучения. Основное их преимущество по сравнению с лазерами с ядерной накачкой – простота конструкций. При этом любые предварительные спектральные исследования активных сред лазеров с ядерной накачкой - это в первую очередь, ни что иное, как поиск эффективных ядерно-возбуждаемых источников спонтанного оптического излучения.

Традиционно наиболее интенсивно и успешно проводились спектральные исследования ядерно-возбуждаемой плазмы научными коллективами, работающими на исследовательских стационарных ядерных реакторах. Это вполне объяснимо, поскольку для получения достаточного для регистрации и исследования спонтанного излучения не требуются большие энерговклады, т.е. большие потоки тепловых нейтронов, характерные для импульсных ядерных реакторов. Наличие непрерывного источника возбуждения позволяет достаточно подробно изучать излучение ядерно-возбуждаемой плазмы во всем исследуемом диапазоне. К таким научным группам на территории СНГ относились: лаборатория физики ядерно-энергетических установок НЯЦ РК, которая проводит свои эксперименты на исследовательском стационарном ядерном реакторе ВВР-К, группа, работающая на стационарном ядерном реакторе ИРТ МИФИ и др. В США спектральные исследования проводятся на реакторах TRIGA, способных работать как в стационарном, так и импульсно-периодических режимах. Использование импульсных источников нейтронов для спектральной подпороговой диагностики плазмы по причине большой скважности импульсов экономически не оправдано.

В качестве непрерывных источников возбуждения газовых сред и паров металлов для спектрального исследования ядерно-возбуждаемой плазмы в лабораторных условиях часто используются так же радиоизотопы Po^{210} , Pu^{239} , Cf^{252} [1,2]. При этом следует заметить, что спектр излучения ядерно-возбуждаемой плазмы практически не зависит от

вкладываемой в газ мощности и источника первичной ионизации. Реже для имитации ядерной накачки используются пучки тяжелых ионов [3].

В работе [2] разработан экспериментальный метод оценки порога генерации эксимерного лазера с ядерной накачкой, основанный на сравнении люминесцентных характеристик его активной среды и активной среды какого-либо известного лазера с прямой ядерной накачкой при их радиоизотопном возбуждении. В Японии спектральные исследования ядерно-возбуждаемой плазмы проводились на реакторе JRR-4 (JAERI) с целью исследования возможности создания оптического детектора нейтронов [4]. В [5] описан метод, позволяющий путем сравнения интенсивностей линий исследуемых переходов с интенсивностью излучения второй положительной системы азота, определять коэффициент преобразования ядерной энергии в энергию в спонтанного излучения на этих переходах. В большинстве же случаев главной целью исследований ядерно-возбуждаемой плазмы является поиск активных сред для лазеров с ядерной накачкой.

Настоящая статья является продолжением цикла статей «Ядерно-оптические преобразователи» [1,6], который представляет собой обзор по ядерно-возбуждаемым источникам когерентного оптического излучения – лазерам с прямой и комбинированной ядерными накачками. Настоящая работа посвящена научной проблеме преобразования ядерной энергии в энергию спонтанного оптического излучения. Причем, в работе приводятся только результаты исследований люминесценции активных сред, на которых продемонстрирована возможность получения лазерной генерации с прямой и комбинированной ядерными накачками, поскольку с точки зрения различных практических приложений интерес представляют активные среды, позволяющие эффективно преобразовать энергию ядерных реакций, как в энергию спонтанного, так и когерентного оптического излучения. К таким активным средам на сегодняшний день относятся активные среды рекомбинационных лазерных систем на основе атомарных переходов инертных газов - ксенона и неона [1,6].

1. СПЕКТРАЛЬНАЯ ДИАГНОСТИКА ЯДЕРНО-ВОЗБУЖДАЕМОЙ ПЛАЗМЫ

Метод спектральной диагностики ядерно-возбуждаемой плазмы является наиболее информативным с точки зрения получаемой информации о состоянии плазмы по сравнению с другими методами подпорогового исследования плазмы (зондовый, электродный и др.). В частности, спектральная диагностика плазмы позволяет определять концентрации и температуры заряженных частиц в плазме, а также концентрации и потоки частиц в энергетическом пространстве (распределение атомов и молекул по возбужденным состояниям и определяющую их кинетику). Кроме того, экспериментальное исследование оптического излучения важно для решения задач, связанных с преобразованием ядерной энергии в энергию когерентного и некогерентного оптического излучения.

Ниже описываемая внутриреакторная спектральная установка использовалась для экспериментального изучения люминесценции смесей газов и паров металлов, возбуждаемых, как поверхностным источником заряженных частиц $U^{235}(n,f)F$, так и объемным $He^3(n,p)T$ в активной зоне стационарного ядерного реактора ВВР-К. Установка состояла из трех основных частей: ампулы с исследуемыми смесями газов, экспериментального канала и системы регистрации излучения.

Ампула представляла собой стеклянную колбу $\varnothing 30 \times 60$ мм с окном на торце из радиационно-стойкого цериевого стекла. Для обеспечения механической прочности ампула упаковывалась в металлический стакан толщиной 0.3 мм. Экспериментальный канал был выполнен в виде полированной изнутри трубы из стали X18H10T с внутренним диаметром 38 мм, толщиной стенок 3 мм и длиной 6000 мм, собранной из отдельных секций. Экспериментальный канал помещался в центральный канал реактора, при этом место расположения ампулы с исследуемыми смесями газов совпадало с центром активной зоны реактора.

Система регистрации состояла из монохроматора SPM-2 с кварцевой призмой, ФЭУ-106, работающего в режиме счета фотонов и радиометра 20046. В отдельных экспериментах, по мере необходимости, использовался монохроматор МДР-2 с дифракционной решеткой 600 штрихов/мм. Относительная спектральная чувствительность установки $S(\lambda)$ определялась в лабораторных условиях по соотношению измеренных интенсивностей линий триплета ртути, первой отрицательной и второй положительной системы азота, и известных значений вероятностей переходов, а так же излучением калиброванной лампы накаливания СИРШ-85-200-1. Измерения проводились в диапазоне длин волн 350-830 нм. Коротковолновая граница спектрального диапазона определялась пропусканием окна ампулы, длинноволновая - чувствительностью ФЭУ. Точность определения длин волн составляла ~ 0.3 нм в области 200 нм и ~ 10 нм при $\lambda \sim 800$ нм.

В лабораторных условиях использовалась та же система регистрации, что и описанная выше для внутриреакторных экспериментов. Для возбуждения газовых сред в лабораторных условиях применялись α -источники АИП-Н с ^{239}Pu (размер рабочей площади 60×30 мм²) или источники ФАКТ-1 с ^{210}Po (диаметр рабочего слоя 7 мм), которые помещались в камеры из нержавеющей стали. Измерения проводились в области длин волн 200-830 нм, которая определялась только чувствительностью ФЭУ-106.

2. ЯДЕРНО-ВОЗБУЖДАЕМЫЕ ИСТОЧНИКИ СПОНТАННОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ОСНОВЕ АКТИВНЫХ СРЕД КСЕНОНОВОГО ЛАЗЕРА С ЯДЕРНОЙ НАКАЧКОЙ

Интерес к исследованию ядерно-возбуждаемой плазмы ксенонового лазера определен в первую очередь тем, что в настоящее время продемонстрирована возможность преобразования ядерной энергии в энергию когерентного оптического излучения на атомарных 5d-6p переходах ксенона как с прямой, так и с комбинированной ядерными накачками. Причем, ксеноновому лазеру с ядерной накачкой принадлежат все рекордные для лазеров с прямой ядерной накачкой выходные характеристики [1]. В случае комбинированной ядерной накачки продемонстрирована возможность работы ксенонового лазера при высоких до 650°C температурах активной среды [6]. Наиболее интенсивная линия ксенонового лазера с $\lambda = 1,73$ мкм лежит в окне прозрачности атмосферы, что однозначно повышает его практическую значимость.

Мощное высокоэффективное спонтанное излучение ядерно-возбуждаемой плазмы ксенон-содержащих смесей может быть полезным дополнением для различных практических приложений ядерно-энергетической установки, излучающей как когерентное, так и некогерентное оптическое излучение. То, что активная среда лазера представляет собой смесь инертных газов, снимает проблему деградации среды в нежелательных химических реакциях и позволяет надеяться на создание ядерно-возбуждаемого источника оптического излучения с большим ресурсом работы.

2.1 Люминесценция аргоновой плазмы. Основным компонентом активных сред лазеров на атомарных переходах ксенона является аргон, содержание которого колеблется от 99 до 50 % в зависимости от длины волны излучения лазера и способов возбуждения. Таким образом, энерговклад и спектр излучения во многом определяются кинетикой плазмы аргона. Характерный спектр излучения, полученный при возбуждении чистого аргона (при давлении 3,5 атм.) потоком α -частиц показан на рисунке 1. Следует отметить, что при возбуждении чистого аргона излучением стационарного ядерного реактора спектр излучения аналогичен спектру, показанному на рисунке 1. Использование радиоизотопной установки позволило провести исследования в более широком спектральном диапазоне.

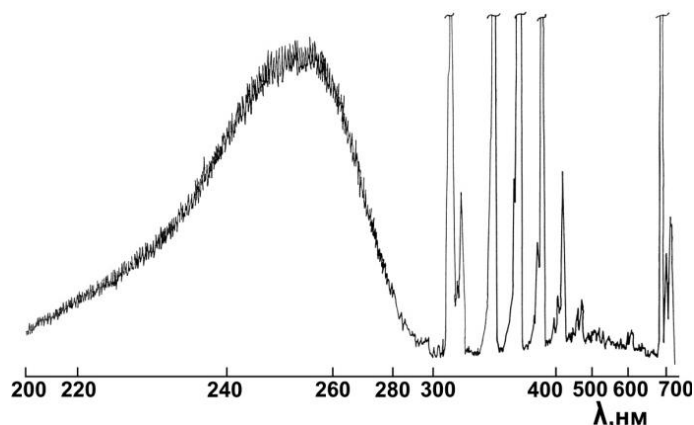


Рисунок 1. Аппаратный спектр люминесценции чистого аргона при возбуждении α -частицами Po^{210}

Как видно из рисунка 1 спектр излучения чистого аргона в исследуемом диапазоне можно разделить на две условные части: длинноволновая часть спектра с набором атомарных линий аргона и широкая полоса в области $\sim 200 \div 300$ нм, в которой излучается до 90% энергии исследуемого диапазона, так называемый «третий континуум».

Спектр излучения всех инертных газов состоит из трех основных континуумов, именуемых «первый», «второй» и «третий» континуумы, причем их интенсивность и ширина определяются условиями проводимого эксперимента, в частности, источником возбуждения и давлением смеси. Диапазон излучения сдвигается в коротковолновую область спектра с уменьшением порядкового номера элемента. «Первый» континуум начинается вблизи резонансной линии соответствующего элемента и принадлежит переходам с высоких колебательных уровней состояния $1,3\Sigma_u^+$ при больших межъядерных расстояниях в основное состояние $1\Sigma_g^+$. Максимум интенсивности «второго» континуума соответствует переходу с нижних колебательных уровней первых возбужденных состояний $1,3\Sigma_u^+$ молекул инертных газов в основное состояние $1\Sigma_g^+$ [7].

О природе третьего «континуума» существует множество мнений, полный анализ которых дан в работе [8]. Согласно [8] наиболее вероятным является соответствие «третьему» континууму переходов из состояния Ar_2^{+*} , ассоциируемого на бесконечности с состояниями $Ar^+(3s^23p^5)$ и $Ar^+(^3P_{1,2})$ в нижние состояния $2\Sigma_g^+$ и $2\Pi_g$, асимптотически переходящими в

$Ar^+(3s3p^6) + Ar(^1S_0)$. Данное предположение хорошо объясняет многие экспериментальные факты, в частности, влияние водорода на интенсивность «третьего» континуума в аргоне, которое показано на рисунке 2. Исчезновение «третьего континуума» с увеличением содержания в смеси H_2 , объясняется процессами перезарядки ионов аргона на молекулах водорода. Аналогичное поведение «третьего континуума» наблюдалось и при добавлении гелия (рисунок 3), что не может быть объяснено процессами перезарядки на атомах гелия в силу того, что потенциал ионизации гелия выше потенциала ионизации любого другого инертного газа. Предположение о влиянии примесей, содержащихся в гелии, в частности N_2 , дает заведомо завышенное значение констант скоростей перезарядки ионов аргона на молекулах и атомах азота.

Предположение, сделанное в работе [9, 10] о соответствии «третьего континуума» переходам из состояния 3P_g , асимптотически связанного с $Ar^{2+}(^3P_g)$ и $Ar(^1S_g)$, в состояние $^3\Pi_u$ с пределом диссоциации $Ar^+(^2P_u)$ и $Ar(^2P_u)$, противоречит результатам работы [8]. Согласно [8], при накачке сильно-точным пучком протонов «третий» континуум в чистом Хе существует в течение $t > 1$ мкс, хотя накачка среды проводилась за $\tau_{1/2} = 80$ нс. В случае принадлежности полосы переходам из состояния 3P_g , асимптотически связанного с $Ar^{2+}(^3P_g)$ и $Ar(^1S_g)$, то при любых плотностях тока континуум должен отслеживать накачку и заканчиваться при окончании действия пучка, так как указанное состояние эффективно исчезает в реакциях Пеннинга.

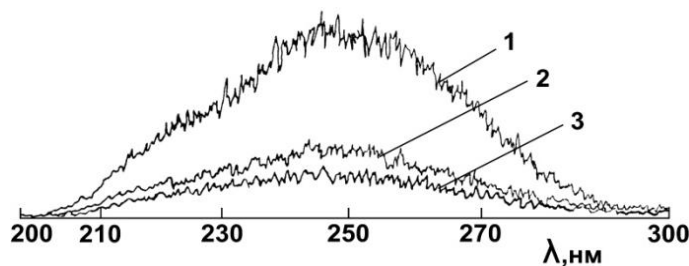


Рисунок 2. Влияние добавок H_2 на интенсивность «третьего» континуума аргона ($P_{Ar} = 3,5$ атм.): 1 – чистый Ar, 2 – 1% H_2 , 3 – 1,5% H_2

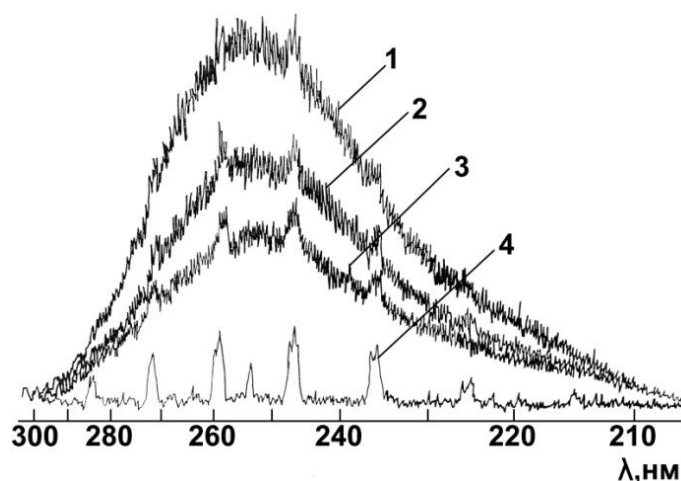


Рисунок 3. Влияние добавок He на интенсивность «третьего» континуума аргона ($P_{Ar} = 3,5$ атм.). 1 – чистый Ar, 2 – 1% He, 3 – 1,5% He, 4 – 5% He

2.2 Спектр излучения смеси Ar-Xe. Характерной особенностью спектра излучения Ar-Xe смеси является сильное широкополосное излучение ионной гетероядерной молекулы $ArXe^+$. При возбуждении смеси Ar-Xe (давление смесей до 10 Тор) электрическим разрядом наблюдались пять равных по интенсивности полос ионной гетероядерной молекулы $ArXe^+$, условно названных А (с максимумом при $\lambda=329$ нм), В (с максимумом при $\lambda=346$ нм), С (с максимумом при $\lambda=349$ нм), D (с максимумом при $\lambda=508$ нм), Е (с максимумом при $\lambda=545$ нм) [11].

В наших экспериментах [5] при возбуждении α -частицами наблюдались только полосы А и D (рисунок 4), которые излучаются с одного состояния с пределом диссоциации $Ar^+(^2P_{1/2}) + Xe(^1S_0)$. Полосы В, С и Е, излучающие из состояния, диссоциирующего на $Ar^+(^2P_{3/2}) + Xe(^1S_0)$, в наблюдаемом спектре излучения отсутствовали. Интенсивность полосы D приблизительно в 17 раз слабее интенсивности полосы А (интенсивность определялась в фотонах/с).

Эти результаты позволяют сделать вывод, что при ионизации аргона жестким ионизатором преимущественно образуются ионы в состоянии $Ar^+(^2P_{1/2})$ или при высоком давлении газа происходит быстрая релаксация состояний атомарных или молекулярных ионов, обеспечивающих излучение в полосах В, С и Е. Обнаружена одинаковая зависимость интенсивности полос А и D от давления ксенона в смеси, что подтверждает вывод, о том, что они излучаются с одного уровня [11].

С точки зрения различных практических приложений большое значение имеет коэффициент преобразования ядерной энергии в спонтанное излучение. Для определения эффективности преобразования ядерной энергии в оптическое спонтанное излучение η для полосы А, ее интенсивность сравнивалась с интенсивностью второй положительной системы азота в смеси $Ar(1,5 \text{ Атм}) + N_2$. Эффективность люминесценции второй положительной системы азота в смеси $Ar + N_2$ в силу изу-

ченности кинетики основных процессов, участвующих в формировании излучения при возбуждении жестким ионизатором [11] определялась из расчета.

Спектры излучения записывались при максимальной ширине щели монохроматора, форма всех исследуемых линий близка к треугольной. Тогда максимальная величина сигнала с ФЭУ пропорциональна интегральной спектральной интенсивности линий.

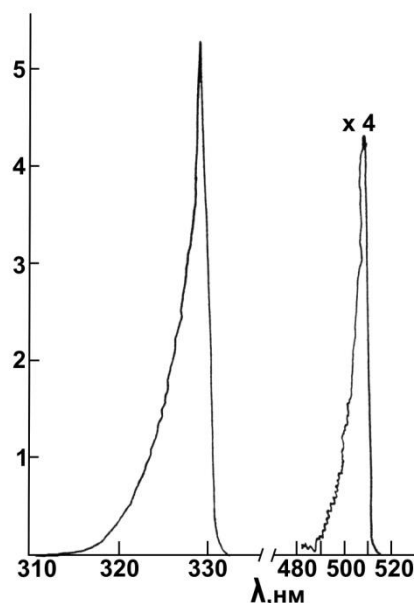


Рисунок 4. Аппаратный спектр люминесценции смеси Ar-Xe при возбуждении α -частицами Po^{210}

Измерения величины η проводились при температуре камеры $(295 \pm 2) \text{ К}$. Давление газа выбиралось таким образом, чтобы максимальный пробег α -частиц с энергией в 5 МэВ был одинаковым для всех смесей. Давление азота в смеси $Ar+N_2$ менялось от 10 до 100 Тор, полученные значения η усреднялись по результатам измерений.

Для смеси Ar-Xe (30 Тор) при общем давлении смеси 1,5 Атм измеренное таким методом значение

η составило $\sim 5\%$. Большая величина η свидетельствует о высокой эффективности процессов образования ионной гетероядерной молекулы ArXe^+ и устойчивости возбужденного состояния молекулы, с которого излучаются полосы с максимумами в $\lambda = 329$ и 508 нм.

2.3 Спектр излучения смеси Kr-Xe. В смеси Kr-Xe при возбуждении α -частицами, а так же продуктами ядерной реакции ${}^3\text{He}(n,p)\text{T}$ наблюдалась интенсивная полоса в области $450-500$ нм, которая являлась аналогом полосы А в смеси Ar-Xe, т.е. соответствует переходу между состояниями с пределами диссоциации $\text{Kr}^+({}^2\text{P}_{1/2}) + \text{Xe}({}^1\text{S}_0)$ и $\text{Kr}^+({}^1\text{S}_0) + \text{Xe}^+({}^2\text{P}_{3/2})$. В смеси Kr-Xe атмосферного давления так же, как и в случае Ar-Xe смеси, отсутствовала полоса с $\lambda \sim 663$ нм, соответствующая переходу между состояниями с пределами диссоциации $\text{Kr}^+({}^2\text{P}_{3/2}) + \text{Xe}({}^1\text{S}_0)$. Измеренное описанным выше методом, значение эффективности люминесценции в полосе 490 нм примерно вдвое превышает величину η для полосы А в смеси Ar-Xe и составляет $\sim 9\%$.

Следует отметить, что нами была обнаружена способность излучения на полосе 490 нм в достаточно широком диапазоне температуры активной среды от -100°C до $+600^\circ\text{C}$.

Высокая селективность возбуждения полос 329 нм в смеси Ar-Xe и 490 нм в Kr-Xe в сочетании с отсутствием наработки стабильных химических соединений в процессе облучения и способность работы при высоких температурах указывают на перспективность использования гетероядерных ионных молекул инертных газов в качестве мощных ядерно-возбуждаемых источников некогерентного оптического излучения.

3. ЯДЕРНО-ВОЗБУЖДАЕМЫЕ ИСТОЧНИКИ СПОНТАННОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ОСНОВЕ АКТИВНЫХ СРЕД НЕОНОВОГО ЛАЗЕРА С ЯДЕРНОЙ НАКАЧКОЙ

3.1 Люминесценция активных сред лазеров на атомарных переходах неона. Лазер с прямой ядерной накачкой на $3p-3s$ переходах атома неона, как и лазер на атомарных переходах ксенона, один из немногих лазеров, который работает как с прямой [1], так и комбинированной [6] ядерной накачкой. Генерация с ядерной накачкой получена на трех атомарных переходах неона с $\lambda = 585,2, 703,2$ и $724,5$ нм. Активные среды неоновых лазеров так же, как и в случае ксенонового лазера, представляют собой смеси инертных газов.

Оптимальной для лазера с $\lambda = 585,2$ нм является смесь с большим содержанием Ne, оптимальными для лазеров на переходах $3p[1/2]_1-3s[3/2]_1^0$ и $3s[3/2]_2^0$ ($\lambda = 703,2$ нм и $724,5$ нм) являются смеси с большим содержанием Ne. Содержание Ne в этом случае определяется мощностью накачки [13,14].

Как и в случае чистого аргона спектр излучения чистого неона условно подразделяется на две части: длинноволновая часть спектра с набором атомарных линий неона и широкая полоса в области $\sim 200-500$ нм. На рисунке 5 показан характерный для наших экспериментов спектр люминесценции чистого неона в диапазоне $200-500$ нм при высоких давлениях.

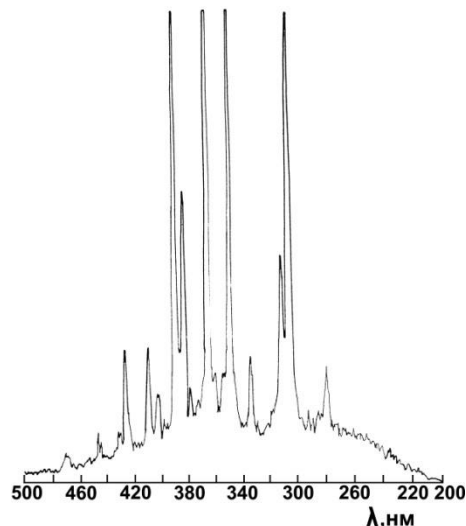
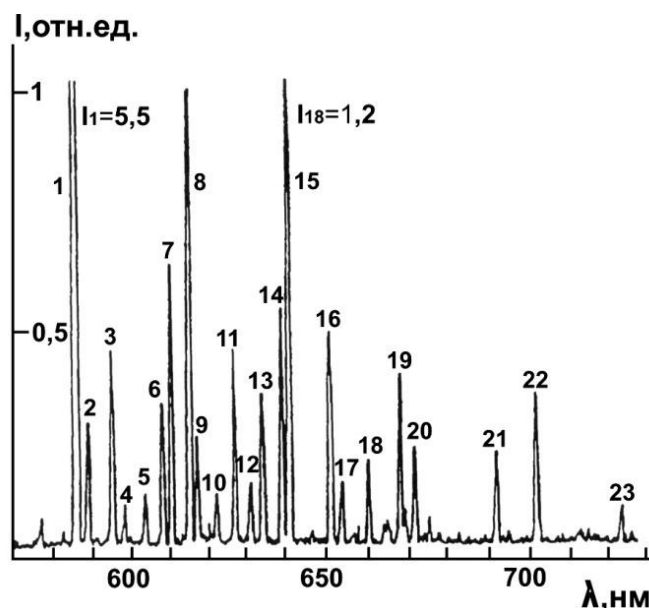


Рисунок 5. Аппаратный спектр люминесценции чистого неона ($P = 4$ атм.) при возбуждении α -частицами Po^{210}

Интерес к исследованию излучения неоновой плазмы этого диапазона, а именно наблюдаемых на рисунке 5 в диапазоне от 200 нм до 500 нм двух континуумов, так называемого «третьего» континуума $\sim 200-350$ нм и континуума $\sim 300-480$ нм, обусловлен не только изучением вызывающих его переходов, но и возможным практическим применением. Подробные исследования «третьего континуума» неона проводились в работах [8]. Следует отметить, что континуум, появляющийся в Ne в области $300-480$ нм, при возбуждении пучком электронов и отнесенный в [15] к переходам триммеров Ne_3^* , так же заметен на рисунке 5.

Длинноволновая часть спектра люминесценции чистого неона (давление неона ~ 30 Тор) показана на рисунке 6. Как видно, в спектральном диапазоне $\lambda = 548-750$ нм, преобладают линии $3p-3s$ переходов атомов неона. Спектральный состав излучения не зависел от давления неона. В спектре наблюдались 25 линий $3p-3s$ переходов (линии с $\lambda = 540,1$ и $743,9$ нм на рисунке 6 не показаны). Отсутствующим пяти линиям соответствуют вероятности переходов, которые на несколько порядков меньше, чем вероятности наблюдаемых линий, поэтому учет значений интенсивностей этих линий не должен влиять на результаты проводимых измерений.



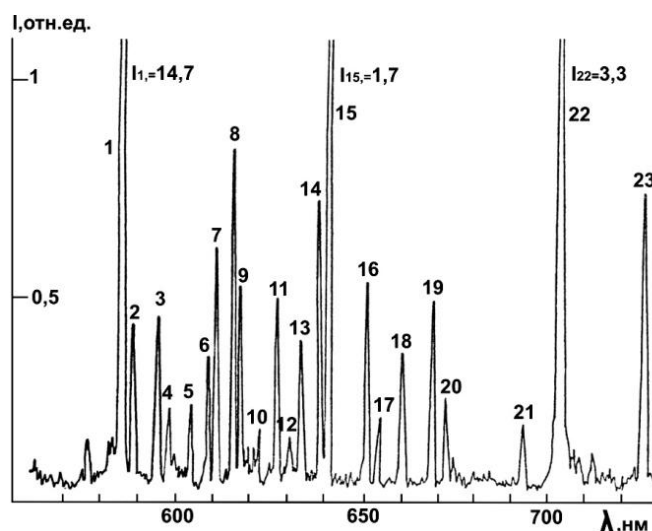
1 - 585.2 нм, 2 - 588.2 нм, 3 - 594.5 нм, 4 - 597.6 нм, 5 - 603.0 нм, 6 - 607.4 нм, 7 - 609.6 нм, 8 - 614.3 нм, 9 - 616.4 нм, 10 - 621.7 нм, 11 - 626.6 нм, 12 - 630.5 нм, 13 - 633.4 нм, 14 - 638.3 нм, 15 - 640.2 нм, 16 - 650.7 нм, 17 - 653.3 нм, 18 - 659.9 нм, 19 - 667.8 нм, 20 - 671.7 нм, 21 - 692.9 нм, 22 - 703.2 нм, 23 - 724.5 нм.

Рисунок 6. Аппаратный спектр люминесценции чистого неона

Спектральный состав в исследуемом диапазоне не менялся и при добавлении к неону гелия. Варьирование состава He-Ne смеси сказывалось только на интенсивности отдельных линий. Аппаратный спектр люминесценции He-Ne смеси показан на рисунке 8. Спектральный состав излучения не зависел и от источника первичной ионизации. При возбуждении неоновых смесей продуктами ядерных реакций $\text{He}^3(n,p)\text{T}$ в активной зоне стационарного ядерного реактора ВВР-К наблюдается спектр излучения (рисунок 9)

аналогичный полученным при радиоизотопном возбуждении α -частицами, показанным на рисунках 7 и 8.

3.2 Преобразование ядерной энергии в энергию спонтанного излучения на $3p-3s$ переходах атома неона. Как видно из рисунков 7-8 в чистом неоне и He-Ne смесях основная энергия в диапазоне 500 - 750 нм излучается на атомарных $3p-3s$ переходах неона. При этом наиболее интенсивными являются переходы $3p[1/2]_0 - 3s[1/2]_1^0$ с $\lambda = 585.2$ нм и $3p[1/2]_1 - 3s[3/2]_2^0$ и $3s[3/2]_1^0$ с $\lambda = 703.2$ и 724.5 нм, на которых получены генерации с ядерной накачкой.



1 - 585.2 нм, 2 - 588.2 нм, 3 - 594.5 нм, 4 - 597.6 нм, 5 - 603.0 нм, 6 - 607.4 нм, 7 - 609.6 нм, 8 - 614.3 нм, 9 - 616.4 нм, 10 - 621.7 нм, 11 - 626.6 нм, 12 - 630.5 нм, 13 - 633.4 нм, 14 - 638.3 нм, 15 - 640.2 нм, 16 - 650.7 нм, 17 - 653.3 нм, 18 - 659.9 нм, 19 - 667.8 нм, 20 - 671.7 нм, 21 - 692.9 нм, 22 - 703.2 нм, 23 - 724.5 нм.

Рисунок 7. Аппаратный спектр люминесценции He-Ne смеси

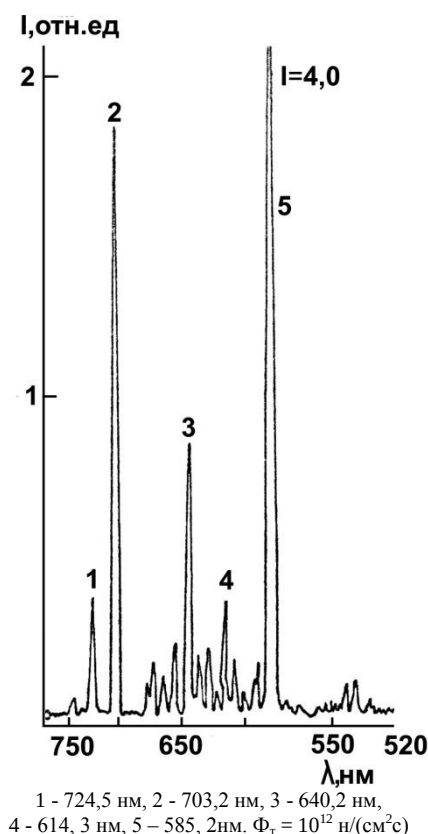


Рисунок 8. Аппаратный спектр люминесценции смеси $\text{He}^3\text{-Ne}$

Механизм заселения 3р уровней NeI при возбуждении He-Ne смеси ионизирующим излучением в настоящее время интерпретируется следующим образом [12]. В средах с большим содержанием гелия энергия ядерных реакций в основном идет на ионизацию и возбуждение атомов гелия с последующей

конверсией ионов и возбужденных атомов гелия в молекулярные ионы и возбужденные молекулы.

Далее в процессах перезарядки и реакциях Пеннинга энергия передается атомам неона с образованием атомарных, а в последствие молекулярных ионов неона, диссоциативная рекомбинация которых приводит к заселению 3р уровней неона.

Причем селективность по уровневому заселению 3р уровней NeI связана со степенью колебательного возбуждения молекулярных ионов $\text{Ne}_2^+(\nu)$. Диссоциативная рекомбинация колебательно возбужденных ионов $\text{Ne}_2^+(\nu>0)$ приводит преимущественно к заселению верхнего из 3р уровней – состояния $3p'[1/2]_0$ с излучением на $\lambda = 585,2$ нм и 540,1 нм. Поток заселения состояния $3p'[1/2]_1$ (верхнего лазерного уровня с $\lambda = 703,2$ и 724,5 нм) определяется диссоциативной рекомбинацией Ne_2^+ преимущественно из основного колебательного состояния. При этом ассоциативная ионизация и конверсия атомарных ионов с наибольшей вероятностью приводят к проявлению колебательно возбужденных ионов $\text{Ne}_2^+(\nu>0)$. Селективности поуровневого заселения (δ_i) 3р уровней неона (доля заселения уровня p_i в общем потоке заселения 3р уровней) как функция давления неона приведены в таблице 1. Уменьшение селективности заселения состояния $3p'[1/2]_0$ и увеличение селективности заселения состояния $3p'[1/2]_1$ с ростом давления неона, связано, как сказано выше, в первую очередь с уменьшением степени колебательного возбуждения $\text{Ne}_2^+(\nu)$ в процессах столкновения с атомами собственного газа. Селективности заселения остальных 8 уровней по разному ведут себя с изменением давления неона. Однако наблюдается общая тенденция уменьшения селективности их заселения с ростом давления неона.

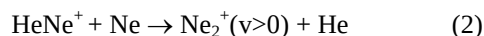
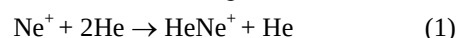
Таблица 1. Селективность заселения 3р уровней неона в чистом неоне.

P_{Ne} (Тор)	$3p'[1/2]_0$	$3p'[1/2]_1$	$3p'[1/2]_0$	$3p'[3/2]_1$	$3p'[3/2]_1$	$3p'[3/2]_2$	$3p'[1/2]_1$	$3p'[5/2]_2$	$3p'[5/2]_3$	$3p'[1/2]_1$
10	16.7	5.2	2.4	11.7	7.6	13.0	6.2	13.3	11.4	12.5
30	15.1	6.5	2.4	10.6	7.6	11.9	4.9	12.7	12.1	16.2
100	11.3	6.8	1.5	5.5	9.8	9.9	1.9	10.4	10.2	32.6
340	~6	~8	~0	~2	~9	~6	~0	~7	~8	~54
720	~3	~6	~0	~0	~7	~2	~0	~5	~4	~70

Небольшие добавки He (100 Тор) при фиксированном значении содержания Ne (в нашем случае $P_{\text{Ne}} \approx 30$ Тор) приводят к уменьшению заселения состояния $3p'[1/2]_0$ и к резкому увеличению заселенности $3p'[1/2]_1$. Дальнейшее увеличение давления He ($P_{\text{He}} \geq 300$ Тор) сопровождается плавным уменьшением заселения состояния $3p'[1/2]_1$ и росту заселения $3p'[1/2]_0$. Резкий подъем заселения состояния 3р можно объяснить включением нового канала его заселения с добавлением гелия к неону. Таким каналом может служить, например резонансная передача возбуждения от метастабильных атомов гелия 5s и 4s состояниям NeI. Образованные в результате указанных реакций возбужденные атомы неона в столкновениях с нор-

мальными атомами Ne и He переводятся в нижние состояния систем 5s и 4s уровней NeI соответственно, радиационные переходы с которых заселяют в основном состояние $3p'[1/2]_1$.

С ростом давления He ($P_{\text{He}} \geq 300$ Тор) усиливается поток заселения состояния $3p'[1/2]_0$ как за счет увеличения концентрации электронов и их термоионизации, так и за счет повышения степени колебательного возбуждения ионов Ne_2^+ в процессах:



что определяет заселенность состояния $3p'[1/2]_0$. В He-Ne смесях с содержанием ~ 2 Атм He влияние Ne

на заселенность 3p уровней NeI слабее, чем в случае чистого Ne, что так же поясняется повышением степени колебательного возбуждения Ne_2^+ , поскольку в этом случае требуется увеличение содержания Ne для обеспечения заметного влияния процессов V-T релаксации.

В таблице 2 приводятся измеренные методом сравнения интенсивностей излучения эффективности преобразования ядерной энергии в энергию интегрального спонтанного излучения (η_i) с каждого

из десяти 3p уровней неона для смеси He(300 Тор) – Ne (50 Тор).

С учетом вероятностей переходов для состояния $3p[1/2]_0$ имеем величину эффективности преобразования ядерной энергии η для перехода с $\lambda = 585,2$ нм – 1,78%. Для переходов с $\lambda = 703,2$ и 724,5 нм (состояние $3p[1/2]_1$) величина η соответственно составляет 7 % и 2,6 %. Суммарное значение преобразования ядерной энергии в энергию спонтанного излучения на всех 3p-3s переходах атома неона составляет 19,5%.

Таблица 2. Эффективности преобразования ядерной энергии в энергию интегрального спонтанного излучения 3p уровней неона

3p	$3p[1/2]_0$	$3p[1/2]_1$	$3p[1/2]_0$	$3p[3/2]_1$	$3p[3/2]_1$	$3p[3/2]_2$	$3p[1/2]_1$	$3p[5/2]_2$	$3p[5/2]_3$	$3p[1/2]_1$
η_i	1,8%	1,1%	0,1%	1,2%	0,8%	1,0%	0,9%	0,8%	1,5%	10,3%

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Способность источников ядерной энергии возбуждать и ионизовать большие объемы газовых сред при высоких давлениях, в отличие от других традиционных источников накачки, наряду с высокими коэффициентами преобразования активных газовых сред, определяет интерес к ядерно-возбуждаемым источникам спонтанного излучения. Активный объем таких ядерно-возбуждаемых источников спонтанного излучения ограничивается только геометрическими размерами реакторов.

При геометрических размерах трубок, заполненных газовой смесью и расположенных в активной зоне ядерного реактора (диаметр 10 см, длина 100 см) и характерных для стационарных ядерных реакторов потоках тепловых нейтронов (до 10^{14} н/(см²с)), можно извлечь из одной трубки более 2 кВт непрерывного светового потока на длине волны $\lambda = 329$ нм, и, при необходимости, 0,5 кВт - на длине волны $\lambda = 508$ нм. В He-Ne смесях из одной трубки можно получить до 10 кВт непрерывного интегрального потока светового излучения на отдельных 24 линиях видимого спектра атома неона. Понятно, что при увеличении количества лазерных трубок в активной зоне ядерного реактора, пропорционально увеличивается интегральный извлекаемый световой поток излучения.

Причем в случае активной смеси Ar-Xe и He-Ne-Ar не когерентное излучение можно извлекать из той же лазерной трубки, из которой так же можно получить и лазерное излучение при достижении потока тепловых нейтронов своего порогового значения. В качестве резонатора можно использовать узкополосные диэлектрические зеркала с отражением в районе длин волн генерации лазера с ядерной накачкой. Лазерная трубка может быть так же снабжена системой электродов для получения генерации с комбинированной ядерной накачкой в импульсно-периодическом режиме.

Помимо использования спонтанного излучения при подпороговой накачки активных сред лазеров с ядерной накачки для различных приложений, возможно и отдельное использование ядерно-возбуждаемых источников спонтанного излучения. В частности, УФ широкополосные излучения димеров инертных газов можно использовать для накачки активных сред твердотельных лазеров. В смесях инертных газов не нарабатывается вредных примесей в результате радиационно-химических реакций. Поэтому такие смеси могут быть использованы в качестве сцинтиллятора для радиационно-фотохимического синтеза.

ЛИТЕРАТУРА

1. Батырбеков Э.Г. К вопросу преобразования энергии ядерных реакций в лазерное излучения. I. Прямая ядерная накачка // Вестник НЯЦ. - 2008. - №3. - С.1-15.
2. Мавлютов, А.А. Оценка порога генерации эксимерных лазеров с ядерной накачкой/ А.А. Мавлютов, А.И.Миськевич, Чжао Сяо Линь.// Приборы и техника эксперимента. - 2001. - В. 3. - С.108-114
3. Weiser J. Low Energy Beam Pumped Lasers as a Model System for Nuclear Pumped Lasers/ Weiser J., Krucken R., Ulrich A. // IV Международная конференция «Физика лазеров с ядерной накачкой и импульсные реакторы»- Обнинск, 2007. - С.55-56.
4. Sakasai, K. Experiments for optical neutron detection using nuclear pumped laser/ K. Sakasai, T. Kakuta, H.Yamagishi, M.Nakazawa, N. Yamanaka, T.Iguchi //Nuclear Science, IEEE Transactions on Nuclear Science.- 1996.- V. 43, N 3.- P. 1549–1553.
5. Батырбеков, Э.Г. Молекулярная полоса в спектре излучения смеси Ar-Xe./ Г.А. Батырбеков, А.Б. Тлеужанов, М.У. Хасенов //Оптика и спектроскопия.- 1987.- 62.- В.1.- С. 212-214.
6. Батырбеков, Э.Г. К вопросу преобразования энергии ядерных реакций в лазерного излучения. II. Комбинированная ядерная накачка // Вестник НЯЦ. - 2008. - № 3. - С.16-28.
7. Mulliken, R.S. Potential curves of diatomic rare-gas molecules and their ions, with particular reference to Xe2 // J. Chem. Phys.- 1970.- V. 52.- P. 5170-5180.

8. Бойченко, А.М. Широкополосные континуумы в инертных газах и их смесях с галогенами/ В.Ф. Тарасенко, Е.А. Фомин, С.И. Яковленко //Квантовая электроника.- 1993.- Т. 20, В.1.- С. 7-30.
9. Griegel, T.The Third Continuum of the Rare Gas Emitted by Heavy Ion Beam Induced Plasma/ H.W. Drotleff J.W. Hammer, K. Petbau // J. Chem.Phys.- 1990.- V.53.- P. 4581-7.
10. Krotz, W. Third excimer continuum of argon excited by a heavy-ion beam/ W. Krotz, A. Ulrich, B. Busch, G.Ribitzki and J.Wieser // Phys. Rev.- 1991.- A 43.- P. 6089 – 6094.
11. Tanaka, Y. Emission Spectra of Heteronuclear Diatomic Rare Gas Positive Ions/ K. Yoshino, D.E. Freeman // J. Chem. Phys.- 1975.- V. 62.- №11.- P. 4484-4496.
12. Басов, Н.Г. Лазеры на конденсированных и сжатых газах/ В.А. Данилычев //УФН.- 1986.- Т. 148, В. 1.- С. 55-100.
13. Александров, А.Ю. Основные механизмы образования инверсии на 3p-3s переходах неона/ В.А. Долгих, О.М. Керимов и др. // Квантовая электроника.- 1987.- Т. 14, № 12.- С. 2389-2395.
14. Batyrbekov, G.A. Kinetics of laser active media for Ne 3p-3s transition pumped by a weak sources of external ionization/ E.G. Batyrbekov, V.A. Danilychev // Hyperfine Interaction. -1994. -V.88. - P.173-183.
15. Держиев, В.И. О наблюдении излучения триммеров неона и гелия/ В.С. Скакун, В.Ф. Тарасенко и др. // Оптика и спектроскопия.- 1988.- Т.64, В.3.- С. 506-509.

ИГЕРУСІЗ СӘУЛЕЛЕНУДІҢ ЯДРОЛЫ-ҚОЗҒЫШ КӨЗДЕРІ

Батырбеков Е.Г.

«КК Интерконнект» БК, Алматы, Қазақстан

Ядролық қуат оптикалық игерусіз сәулелену қуатына өзгертілу мәселесіне арналған ғылыми мақала. Активті ортаның люминесценциялы зерттеулердің қорытындысында, лазерлік генерацияның тікелей сонымен бірге комбинациялы әдіспен ядролық толтырулар арқылы алу мүмкіндігі – Ne және Xe атомарлы ауысулардағы лазерлердің активті орталары көрсетілген. Өлшеудің қорытындысы ядролық реакциялардың қуатының тиімділігі когерентсіз оптикалық сәулеленуге өзгеруі көрсетілген.

NUCLEAR-EXCITED SOURCES OF SPONTANEOUS IRRADIATION

E.G. Batyrbekov

«KK Interconnect» JSC, Almaty, Kazakhstan

Article is devoted to the problem of transformation of the nuclear energy to spontaneous optical irradiation one. Research results of a luminescence of laser active media on atomic transitions Ne and Xe, on which the opportunity of laser generation receiving both with direct and combined nuclear pumping was shown, are given. Results of efficiency measurement of transformation of nuclear reactions energy into non-coherent optical irradiation are given.

УДК 621.384.633.5/6

УСКОРИТЕЛЬНЫЙ КОМПЛЕКС НА БАЗЕ ЦИКЛОТРОНА ДЦ-60 В Г. АСТАНЕ. ПОЛУЧЕНИЕ УСКОРЕННЫХ ПУЧКОВ ТЯЖЕЛЫХ ИОНОВ И ПЕРВЫЕ АНАЛИТИЧЕСКИЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Горлачев И.Д., Киреев А.В., Князев Б.Б., Лысухин С.Н., Платов А.В.

Институт ядерной физики НЯЦ РК, Алматы, Казахстан

В сентябре 2006 г. в г. Астане состоялся физический пуск ускорительного комплекса на базе циклотрона тяжелых ионов ДЦ-60. За прошедшее время эксплуатации отработаны режимы ускорения тяжелых ионов, таких как ^{14}N , ^{84}Kr , ^{40}Ar и ^{132}Xe . Это позволило провести серию технологических и экспериментальных работ на ускорителе. В представленной работе приводится описание ускорительного комплекса, а также первые результаты аналитических исследований. В настоящее время работы на ускорителе продолжаются.

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время ускоренные пучки тяжелых ионов находят все большее применение в различных областях науки и техники. Синтез сверхтяжелых элементов, модификация материалов с целью изменения их физико-химических характеристик, исследование элементного состава образцов, получение ядерных фильтров на базе полимерных материалов – вот далеко не полный перечень направлений, где используются высокоэнергичные пучки тяжелых ионов.

Ускорительный комплекс тяжелых ионов на базе циклотрона ДЦ-60, введенный в эксплуатацию в 2007 году в г. Астана, оснащен разветвленной системой транспортировки пучка и разнообразными мишенными системами, которые позволяют выполнять как экспериментальные работы так и технологические операции. Таким образом, имеется возможность развивать на циклотроне как технологические, так и научно-исследовательские направления работ.

УСКОРИТЕЛЬНЫЙ КОМПЛЕКС

Ускорительный комплекс, схематично представленный на рисунке 1, включает в себя:

- источник ионов с системой аксиальной инжекции пучка в циклотрон;
- циклотрон ДЦ-60;
- четыре канала транспортировки пучка;
- систему управления;
- три камеры, предназначенные для научно-исследовательских работ;
- систему облучения полимерных пленок.

Источник ионов является одной из принципиальных частей комплекса. В ускорительном комплексе ДЦ-60 используется источник типа ЭЦР, т.е. источник ионов на основе электронного циклотронного резонанса. Конструктивной особенностью комплекса является возможность использования источника ионов с одной стороны в качестве инжектора ионов в циклотрон для получения пучков ускоренных тяжелых ионов, с другой стороны как автономную систему в качестве источника интенсивных пучков многозарядных ионов низкой энергии.

ЭЦР источник комплекса ДЦ-60 предназначен для получения пучков тяжелых многозарядных ионов газообразных и твердых веществ в диапазоне масс от гелия до ксенона. Конструкция ЭЦР-источника аналогична конструкции источников DECRI-2 и DECRI-3 [1].

Для удержания плазмы используется конфигурация магнитного поля с минимумом **B**. При такой конфигурации магнитное поле минимально в центре прибора и возрастает в любом направлении от центра, что стабилизирует плазму по отношению к магнитогидродинамическим неустойчивостям. Отношение максимальной напряженности поля в магнитных пробках (зеркалах) к напряженности поля в центре прибора называется «зеркальным отношением». Это – важный параметр геометрии ловушки. В существующих ЭЦР-источниках используют зеркальное отношение от 1,3 до 2 при уровне поля в пределах 0,2 – 0,5 Т. Во всех действующих ЭЦР-источниках конфигурацию магнитного поля с минимумом **B** получают комбинированием осевого поля соленоида с полем многополюсной магнитной системы – шестиполюсной или восьмиполюсной. Такие многополюсные системы можно создать из катушек или постоянных магнитов.

В ЭЦР-источнике для ускорения электронов в присутствии магнитного поля **B** на частоте их циклотронного резонанса используется мощный микроволновый поток частотой ω_{ce} , где $\omega_{ce} = Be/m$ и e/m – отношение заряда к массе электрона.

В источнике ускорительного комплекса ДЦ-60 аксиальная компонента магнитного поля создается медными охлаждаемыми катушками с использованием специальной конфигурации «мягкого» железа для формирования требуемого распределения поля вдоль оси источника. Радиальная компонента магнитного поля создается гексаполем из постоянных магнитов (материал NdFeB), который позволяет получить величину поля в районе стенки ионизационной камеры порядка 1Т. Гексаполь состоит из 4 колец: два центральных с внешним диаметром 180 мм и два кольца с внешним диаметром 160 мм. Рабочая частота 14 – 14,5 ГГц.

СВЧ-ввод в ионизационную камеру организован через высоковольтный изолятор и вакуумное окно. Ионизационная камера имеет охлаждение для защиты постоянных магнитов гексаполя от нагрева. Кроме того, ионизационная камера и гексаполь изолированы от корпуса источника (до 25 кВ), что позволяет извлекать ионы с необходимой энергией. Система экстракции состоит из плазменного электрода, расположенного на выходе из ионизационной камеры, и подвижного пулера, находящегося под отрицательным потенциалом до 5 кВ, и заземленного электрода. Рабочие вещества вводятся в источник через систему подачи газов или специальную систему подачи твердых веществ.

Для транспортировки пучка от ЭЦР – источника ионов к центру циклотрона используется эффективная система аксиальной инжекции пучка, состоящая из:

- фокусирующих элементов;
- анализирующего магнита;
- диагностирующих элементов;
- банчера;
- вакуумных насосов;
- электростатического инфлектора.

Ожидаемый захват фаз для ускорения в центре циклотрона составляет около $30^\circ \div 35^\circ$. Это означает, что не более, чем 10% требуемого заряда пучка ионов будет вовлечено в процесс ускорения. Для увеличения эффективности захвата пучка системой аксиальной инжекции установлен банчер с синусоидальной волной, который группирует частицы пучка в необходимом диапазоне фаз и увеличивает коэффициент захвата до $30 \div 50$ %. Поворот пучка в медианную

плоскость циклотрона осуществляется с помощью электростатического инфлектора. Как правило, для этих целей используются спиральные инфлекторы или электростатические зеркала.

Максимальная энергия ускоренных ионов – 1,77 МэВ/нуклон. Вариация энергии ионов в диапазоне от 0,35 до 1,77 МэВ/нуклон обеспечивается за счет изменения заряда ускоряемых частиц и магнитного поля циклотрона.

Высокочастотная система имеет вариацию частоты в диапазоне 12 – 18 МГц и обеспечивает ускорение ионов на 4 и 6 гармониках.

Циклотрон позволяет ускорять ионы в диапазоне от ${}^6\text{Li}$ до ${}^{132}\text{Xe}$, или по отношению массы к заряду в диапазоне $A/Z = 6 - 12$.

Для вывода пучка ионов из циклотрона используется электростатический дефлектор с напряжением электрического поля 75 кВ/см, расположенного во впадине магнита, и фокусирующий магнитный канал.

Каналы транспортировки пучков от циклотрона к мишенным камерам включают стандартные системы фокусировки и поворота ускоренных ионов.

Система управления ускорителем обеспечивает создание базы данных параметров ускорителя и ионно-оптических каналов, позволяющей автоматически восстанавливать режимы работы ионно-оптических элементов ускорительного комплекса в зависимости от сорта, зарядового состояния и энергии ионов в рамках технических возможностей ускорителя.

В таблице 1 представлены параметры пучков ускоренных ионов (энергия и интенсивность на мишени).

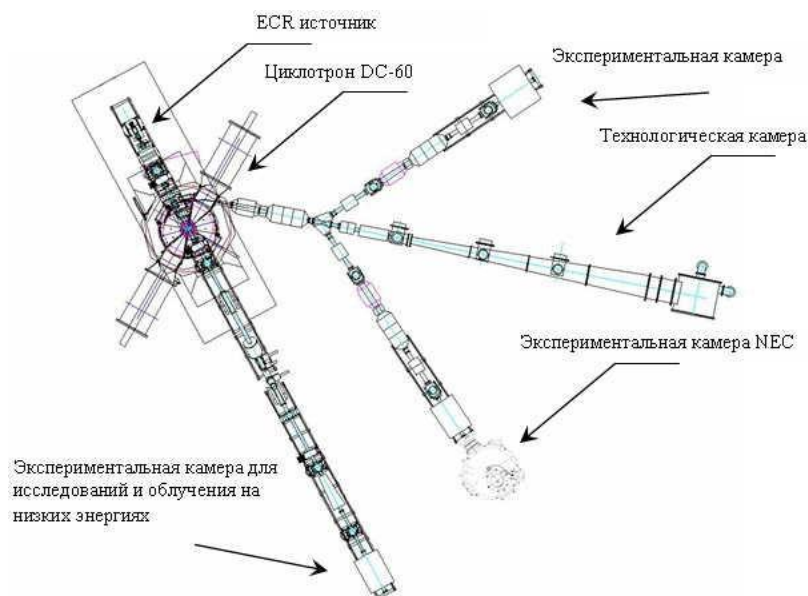


Рисунок 1. Схема ускорительного комплекса

Таблица 1. Параметры ускоренного и выведенного пучков циклотрона ДЦ-60

Ион	Е, МэВ/нуклон	Е, МэВ	I _{extracted} , pps
¹⁴ N	1.22	17	6·10 ¹³
⁴⁰ Ar	0.6	24	3·10 ¹³
⁴⁰ Ar	0.94	38	2·10 ¹³
⁴⁰ Ar	1.35	54	2·10 ¹³
⁸⁴ Kr	1.03	86	3·10 ¹²
⁸⁴ Kr	1.44	121	2·10 ¹²
¹³² Xe	1.0	132	1·10 ¹²
¹³² Xe	1.52	200	1·10 ¹²

Экспериментальные и технологические камеры (рисунок 1):

- экспериментальная камера для облучения мишеней пучками ионов низких энергий с системой контроля тока пучка, однородности поля облучения, а так же контроля и регулирования температуры мишени;
- экспериментальная камера для облучения мишеней пучками ионов высоких энергий с системой контроля тока пучка, однородности поля облучения, а так же контроля и регулирования температуры мишени;
- экспериментальная камера NEC для спектрометрических исследований,
- технологическая камера для облучения полимерных пленок.

Мишенная камера NEC

На рисунке 2 представлена мишенная камера фирмы NEC, предназначенная для проведения ядерно-физических исследований на ускорителе ДЦ-60.

Мишенная камера изготовлена из цельного блока алюминия с внутренним диаметром - 430 мм и внут-

ренней высотой - 200 мм. Основание камеры имеет толщину 50 мм для обеспечения стабильной поддерживающей базы для манипуляторов мишени, детекторов частиц, коллиматора пучка и турбомолекулярного насоса. Вакуумный шлюз для загрузки мишени располагается на крышке; он обеспечивает быструю (меньше чем за 5 минут) смену держателей мишени без нарушения высокого вакуума в камере. Камера оснащена смотровым окном и видео камерой для регулировки положения мишени. Она электрически изолирована от “земли” с целью использования ее в качестве цилиндра Фарадея для измерения тока пучка.

Основой вакуумной системы камеры являются турбомолекулярный насос производительностью 250 л/с и форвакуумным насосом с минимальной производительностью 190 л/м. Управляемые электромагнитные и пневматические затворы с соответствующими контроллерами и средствами измерения обеспечивают автоматическую откачку камеры или напуск воздуха.

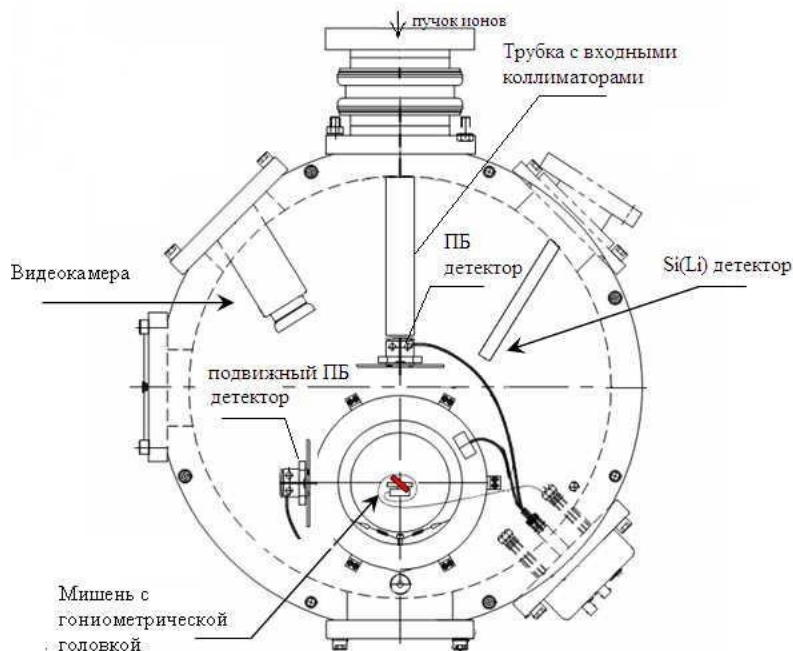


Рисунок 2. Мишенная камера NEC

Камера оснащена мишенным манипулятором с вакуумными двигателями и повторителями, обеспечивающими вращательное и возвратно-поступательное перемещение образца: X и Z движение на ± 8 мм и Y движение на ± 50 мм с разрешением 0,0025 мм, Y или тета ось вращения (θ) на 90° с разрешением $0,01^\circ$. Вращение вокруг оси Z или Фи (ϕ) – вращение непрерывное с разрешением $0,01^\circ$.

Для регистрации заряженных частиц камера оснащена двумя кремниевыми поверхностно-барьерными детекторами площадью 50 мм²: один установлен стационарно под углом 170° по отношению к направлению движения пучка и предназначен для регистрации обратно-рассеянных ионов (метод RBS), второй – перемещаемый в диапазоне углов $\pm 90^\circ$ предназначен для детектирования упруго-рассеянных частиц (метод ERDA). В состав спектрометрических трактов входят предусилители, спектрометрические усилители, высоковольтные источники питания и аналого-цифровые преобразователи МСА. Для обработки спектров обратно-рассеянных частиц используется программа RUMP.

Для регистрации вторичного рентгеновского излучения (PIXE анализ) в камере предусмотрен кремниелитиевый Si(Li) детектор, расположенный под углом 45° к направлению движения пучка, в комплекте со сменщиком рентгеновских фильтров, предусилителем, спектрометрическим усилителем и аналого-цифровым преобразователем. Площадь поверхности детектора 30 мм². Ручное перемещение детектора с шагом 1 мм позволяет легко менять расстояние от мишени до кристалла анализатора, изменяя, таким образом, телесный угол регистрации детектора. Программа GUPIXE, разработанная в университете GUELTH, позволяет обрабатывать PIXE спектры, определять интенсивности рентгеновских пиков, вычислять содержания химических элементов и вычислять пределы обнаружения элементов для тонких и толстых образцов. Программа использует нелинейную подгонку методом наименьших квадратов с модификацией формы пика и учитывает наложения пиков, пики вылета, фон, материал фильтра, матричную коррекцию и вторичную флуоресценцию для толстых мишеней.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РАБОТЫ

Метод регистрации характеристического рентгеновского излучения с ионным возбуждением (PIXE)

В результате взаимодействия заряженной частицы с электронами атомов мишени происходит ионизация и возбуждение атомов. Переход атомов в основное состояние сопровождается двумя процессами: вылетом оже-электронов (преобладающими в случае легких атомов) и испусканием характеристического рентгеновского излучения, которое преобладает для тяжелых атомов. Соотношение между этими процессами определяется величиной выхода флуоресценции. Энергия излучения зависит от типа оболочек, между

которыми происходит переход в ионизованном атоме, и от заряда ядра. В элементном анализе с помощью характеристического рентгеновского излучения, ионизированного ускоренными ионами, обычно используются $K_{\alpha\beta}$ и $L_{\alpha\beta\gamma}$ – линии.

В случае ускорителя ДЦ-60 метод PIXE может позволить анализировать содержание химических элементов в диапазоне от натрия до свинца для разных типов анализируемых объектов. В этом случае в качестве источников возбуждения вторичного рентгеновского излучения могут быть использованы ускоренные пучки азота, аргона и криптона с энергией ~ 1 МэВ/нуклон. Выбор типа ионов определяется спектром анализируемых элементов и требуемой чувствительностью.

Для повышения чувствительности анализа в области тяжелых элементов между образцом и детектором может быть размещен фильтр, позволяющий селективно поглощать низкоэнергичные рентгеновские кванты, уменьшая, таким образом, интегральную загрузку спектрометрического тракта.

Другим перспективным исследовательским направлением деятельности на ускорителе ДЦ-60 может быть изучение сечения ионизации внутренних оболочек атомов разных элементов. Эти характеристики используются в качестве фундаментальных констант в разных вариантах метода PIXE. Подобные исследования тем более важны, что в научной литературе практически отсутствуют данные по сечениям ионизации внутренних оболочек атомов тяжелыми ионами.

Изучение возможности элементного анализа на ускорителе ДЦ-60 было начато с образцов нержавеющей стали, как наиболее легкого и доступного объекта исследований. На рисунке 3 показан рентгеновский спектр, полученный при облучении пучком Kr^{12+} энергией 1 МэВ/нуклон, образца нержавеющей стали (18% Cr, 10% Ni, $\sim 2\%$ Mn, 70% Fe). Ток пучка на мишени в эксперименте составлял $\sim 0,3$ нА, интеграл тока на мишени ~ 3 мКкулон.

Спектр, представленный на рисунке 3, имеет две особенности в сравнении с аналогичными спектрами с возбуждением характеристическим рентгеновским излучением (РФА анализ) и при возбуждении атомов мишени протонами:

- В спектре помимо рентгеновских линий, соответствующих матричным элементам образца (Fe, Cr, Ni, Mn), присутствуют K и L линии криптона. Излучение линий криптона возникает вследствие ионизации налетающих ионов атомами мишени (инверсный вариант PIXE).
- Линии характеристического излучения в данном случае сильно уширены и асимметричны – присутствуют затянутые высокоэнергичные хвосты. Это более ярко демонстрирует рисунок 4, на котором показаны рентгеновские спектры, полученные при облучении медной фольги рентгеновскими квантами с энергией 22,1 кэВ и пучком криптона с энергией 1 МэВ/нуклон.

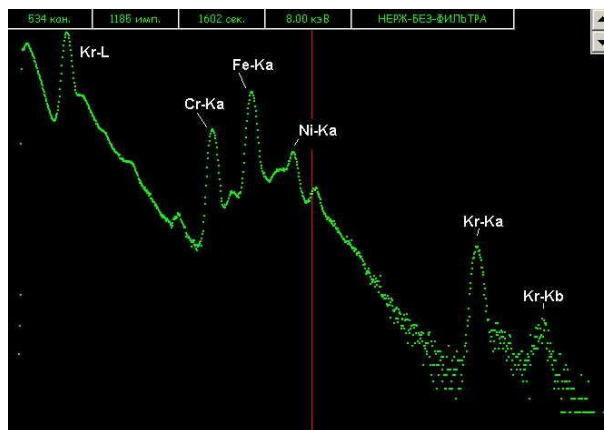


Рисунок 3. Рентгеновский спектр, полученный при облучении образца нержавеющей стали пучком Kr^{12+}

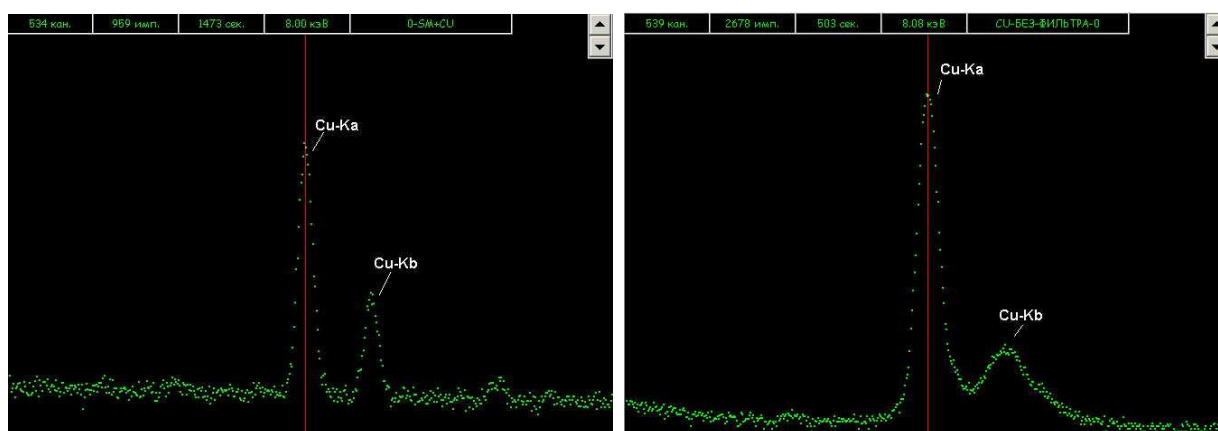


Рисунок 4. К-линии меди, полученные при облучении медной фольги рентгеновскими квантами с энергией 22,1 кэВ (верхний спектр) и пучком криптона с энергией 1 МэВ/нуклон (нижний спектр)

Уширение пиков приводит к существенным искажениям формы линий и, как следствие, может привести к появлению дополнительных погрешностей в определении площади пиков. Поэтому для решения поставленных задач чрезвычайно важно понимание физических основ наблюдаемого явления и корректное описание уширенных пиков.

Явление уширения рентгеновских пиков при ионизации атомов мишени тяжелыми ионами известно с 1977, когда была опубликована монография S. Morita и M. Kamiya [2]. Однако исследований этого явления до сих пор в мире проведено немного.

Уширение рентгеновских пиков вызвано многократной ионизацией внутренних оболочек атомов мишени. При столкновении налетающего иона с атомом мишени электроны внутренних оболочек атомов мишени с определенной долей вероятности переходят на стабильные уровни налетающего иона, что приводит к ионизации атомов мишени. Это явление называется эффектом передачи заряда. Таким образом, имеется вероятность одновременной многократной ионизации, например, ионизация К-оболочки сопровождается ионизацией L-оболочки. Обычно эти эффекты невелики – менее нескольких процентов в случае легких налетающих ионов. В случае бомбар-

дировки мишени тяжелыми ионами, однако, вероятность многократной ионизации становится больше и приводит к серьезному влиянию на выход флуоресценции или вероятности переходов Coster-Kronig. На рисунке 5 можно наблюдать различные сателлитные структуры К-линий кальция, обусловленные одновременной многократной ионизацией, полученные при бомбардировке мишени протонами, альфа-частицами и ионами кислорода. Спектры регистрировались с помощью высокоразрешающего анализатора с волновой дисперсией. Как видно из рисунка 5, протонно-индуцированный спектр весьма схож на спектры, полученные при электронной или гамма-ионизации. В случае бомбардировки кислородом имеются сателлитные линии соответствующие одновременной многократной ионизации.

Для описания таких спектров требуется специализированное программное обеспечение, учитывающее все возможные варианты сателлитных переходов. Такое программное обеспечение в настоящее время разрабатывается в ИЯФ НФИЦ РК. С этой целью рассматривается два подхода спектральной обработки. Первый из них, описанный в статье [3], используя общие аргументы центральной граничной теоремы, описывает комплексные рент-

ВЫВОДЫ

В результате проведенных на ускорителе ДЦ-60 работ получены ускоренные пучки ионов как ^{84}Kr , ^{40}Ar и ^{132}Xe . В настоящее время продолжаются работы по расширению энергетического диапазона ускоренных ионов.

Первые результаты аналитических исследований показывают, что спектры характеристического рентгеновского излучения, получаемые как результат ионизации внутренних оболочек как атомов ми-

шени, так и налетающих ионов, имеют специфические особенности, отличающие их от аналогичных спектров при возбуждении атомов мишени первичным рентгеновским излучением, электронами или протонами. Эти особенности приводят к дополнительным сложностям в обработке спектров и вычислении площади под пиками. В настоящее время разрабатывается специализированное программное обеспечение, учитывающее особенности взаимодействия тяжелых ионов с веществом мишени.

ЛИТЕРАТУРА

1. Kutner, V. Operation and Resent Development of ECR Ion Sources at the FLNR (JINR) Cyclotrons / V.Kutner, et al.// Proceedings of 15th International Conference on Cyclotron and their Applications. – 1998. - p.405-408.
2. Morita, S. Inner-shell Ionization by Heavy Charged Particles/ S. Morita and M. Kamiya// Department of Physics; Faculty of Science; Tohoku University; Chinese Journal of Physics. - 1977. - vol. 15 - N. 3.
3. Czarnota M. Multiple Ionization Effects in X-ray Emission Induced by Heavy Ions / M. Czarnota et.al. // Brazilian Journal of Physics. – 2006 - vol. 36, N. 2B
4. Czarnota M. Nuclear Instruments and Methods / M. Czarnota et.al. // Brazilian Journal of Physics. - 2003 - p. 133.

АСТАНА ҚАЛАСЫНДАҒЫ ДЦ-60 ЦИКЛОТРОН БАЗАСЫНДАҒЫ ҮДЕТКІШ КЕШЕН. ҮДЕТІЛГЕН АУЫР ИОНДАР ШОҒЫН АЛУ ЖӘНЕ АЛҒАШҚЫ ТАЛДАУ НӘТИЖЕЛЕРІ

Горлачев И.Д., Киреев А.В., Князев Б.Б., Лысухин С.Н., Платов А.В.

ҚР ҰЯО Ядролық физика институты, Алматы, Қазақстан

ДЦ-60 ауыр иондар циклотроны негізіндегі үдеткіш кешенін физикалық іске қосу Астана қаласында 2006 жылы қыркүйекте болып өтті. Пайдаланудың өткен кезеңінде ^{14}N , ^{84}Kr , ^{40}Ar және ^{132}Xe сияқты ауыр иондарды үдетудің режимдері істеліп бітірілді. Бұл үдеткіште технологиялық және эксперименттік жұмыстардың біраз легін жүргізуге мүмкіндік берді. Ұсынып отырған жұмыста үдеткіш кешенін мазмұндау сондай-ақ аналитикалық зерттеулердің алғашқы нәтижелері келтіріледі. Кәзіргі шақта үдеткіште жұмыстар жалғастырылып жатыр.

ACCELERATING COMPLEX ON THE BASIS OF THE CYCLOTRON DC-60 IN ASTANA CITY. RECEPTION OF THE ACCELERATED BUNCHES OF HEAVY IONS AND THE FIRST ANALYTICAL RESULTS

I.D. Gorlachev, A.V. Kireev, B.B. Knyazev, S.N. Lysuhin, A.V. Platonov

Institute of Nuclear Physics NNC RK, Almaty, Kazakhstan

In September, 2006 in Astana the physical start-up of the accelerating complex on the basis of cyclotron of heavy ions DC-60 took place. During the last operation time the modes of acceleration of heavy ions, such as ^{14}N , ^{84}Kr , ^{40}Ar and ^{132}Xe were selected. It has allowed to carry out a series of technological and experimental works on the accelerator. In the present work the description of an accelerating complex, and also the first results of analytical researches are given. Now the works on the accelerator continue.

УДК 621.039.531: 621.78: 620.187.3

МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТАЛИ 12X18H10T, ОБЛУЧАВШЕЙСЯ НЕЙТРОНАМИ В ОБЛАСТИ РЕФЛЕКТОРА РЕАКТОРА БН-350

Цай К.В.

Институт ядерной физики НЯЦ РК, Алматы, Казахстан

Приведены результаты материаловедческих исследований образцов нержавеющей стали 12X18H10T, вырезанных из чехла отработанной бланкетной тепловыделяющей сборки Н-214(1) реактора БН-350. Выявлены особенности радиационного изменения микроструктуры (методом просвечивающей электронной микроскопии) и прочностных свойств (измерения микротвердости по Виккерсу) стали в результате облучения до повреждающих доз 0.65-12.6 сна в температурном интервале 281-333°C.

ВВЕДЕНИЕ

В рамках работ по декомиссии реактора БН-350 с 2001 года в лаборатории радиационного материаловедения ИЯФ НЯЦ РК проводились комплексные материаловедческие исследования материалов отработанных тепловыделяющих сборок (ТВС) бланкетной зоны, шестигранные чехлы которых изготовлены из аустенитных нержавеющей сталей 12X18H10T (аналог AISI 321, 304) и 08X16H11M3 (аналог AISI 316). При этом ставилась задача характеристики состояния материала чехлов после длительной эксплуатации при сравнительно низких температурах (280÷360°C) и хранения в воде бассейна-отстойника в течение 4-8 лет. Научные результаты, полученные методами металлографии, просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), механических испытаний, измерений микротвердости и пр. в разном объеме представлены ранее в работах [1-7]. Например, для стали 12X18H10T - материала ТВС Н-214(1), результаты микроструктурных исследования методом ПЭМ (вакансионное распухание) были кратко изложены в работах [6,7]. Однако, при этом большая часть полученных данных по радиационному изменению тонкой структуры оказалась за рамками рассмотрения. Так установлено, что кроме вакансионных пор микроструктура стали 12X18H10T на разных отметках от центра активной зоны (ц.а.з.) содержит радиационные дефекты дислокационного типа, мелкие дефектные комплексы (black dots) и вторичные выделения, которые вносят дополнительный вклад в радиационное упрочнение.

Металлография стали чехла на разных отметках показывает одновременное наличие в микроструктуре зон с разным уровнем напряженного состояния, характеризующихся высоким содержанием протяженных дефектов упаковки, двойников деформации и субзеренных границ. Наряду с этими данными следует отметить также, что ПЭМ-исследование фиксирует существенное изменение скорости эволюции радиационных дефектов в разных зернах, и этот эффект следует принимать во внимание для корректной оценки реального радиационного упрочнения материала сборки. В связи с вышесказанным целью данной работы являлось более детальное изложение результатов ПЭМ-исследований дозово-температурных изменений микроструктуры стали 12X18H10T сборки Н-214(1).

ДЕТАЛИ ЭКСПЕРИМЕНТА

Объектом исследования в данной работе являлся шестигранный чехол бланкетной сборки Н-214(1), находившейся во время длительного облучения в реакторе БН-350 в области рефлектора активной зоны. Материалом для чехла служила аустенитная нержавеющая сталь 12X18H10T, предварительно подвергнутая штатной термомеханической обработке (15-20% ХД + 800°C 1 час). Химический состав стали в состоянии поставки приведен в таблице 1. Максимальная повреждающая доза, набранная за все время эксплуатации сборки, составила 12.6 сна при средней скорости набора дозы $2.34 \cdot 10^{-8}$ сна/с.

Таблица 1. Химический состав аустенитной стали 12X18H10T (вес.%)

Fe	C	Cr	Ni	Ti	Si	Mn	P	S
Основа	0.12	17.00	10.66	0.50	0.34	1.67	0.032	0.013

Образцы для исследования вырезались на пяти отметках по высоте сборки в зависимости от расстояния от ц.а.з., которым соответствовали различные дозовые и температурные характеристики облучения (таблицу 2). Для двух крайних отметок («-900мм» и «+375мм») оценочное изменение температуры составило от 281°C до 333°C. Вырезанные из стенок шестигранного чехла сегменты изначально

представляли собой пластины с размерами 50×10×2 мм, из которых в дальнейшем были приготовлены образцы для различных материаловедческих исследований.

Для характеристики микроструктуры облученной стали 12X18H10T применялись две методики прямого наблюдения: оптическая металлография (микроскоп MeF-2) и ПЭМ (электронный микроскоп

ЖЕМ-100СХ при ускоряющем напряжении 100кВ). Измерения микротвердости выполнялись по методике Виккерса на микротвердомере ПМТ-3 с индентором в форме алмазной пирамидки с углом при вершине 136°, при нагрузке на индентор 50г. Пластины толщиной ~300мкм для ПЭМ-объектов вырезались из участка, прилежащего к предреберной области чехла (под углом 45° к боковой поверхности). Из пластин с помощью штампа выбивались 3ммØ - диски. Утонение ПЭМ-объектов были проведено с помощью механической шлифовки и полировки с последующей электролитической полировкой в электролите следующего состава: 20%НClO₄+80%С₂Н₅ОН.

ПОЛУЧЕННЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Металлография и измерение микротвердости

Согласно результатам металлографических исследований торцевой поверхности стенки чехла сборки Н-214(1), микроструктура стали 12Х18Н10Т на разных отметках по высоте сборки изменилась незначительно. Это подтверждают фотографии микроструктуры (рисунок 1) и данные по изменению среднего размера зерен (таблица 2). Зерна, в основном, равноосные, без признаков текстуры, с незначительным разбросом по размерам. При этом в зернах наблюдаются полосчатые следы внутренней деформации, которые могут охватывать целиком все зерно или только часть зерна.

Таблица 2. Изменение параметров облучения по высоте бланкетной сборки Н-214(1)

Расстояние от ц.а.з, мм	Сталь 12Х18Н10Т		
	Повреждающая доза, сна	Скорость набора дозы, 10 ⁻⁸ сна/с	Температура облучения, °С
-900	0.65	0.12	281
-375	7.3	1.36	294
0	12.28	2.30	313
75	12.6	2.34	318
375	7.25	1.35	333

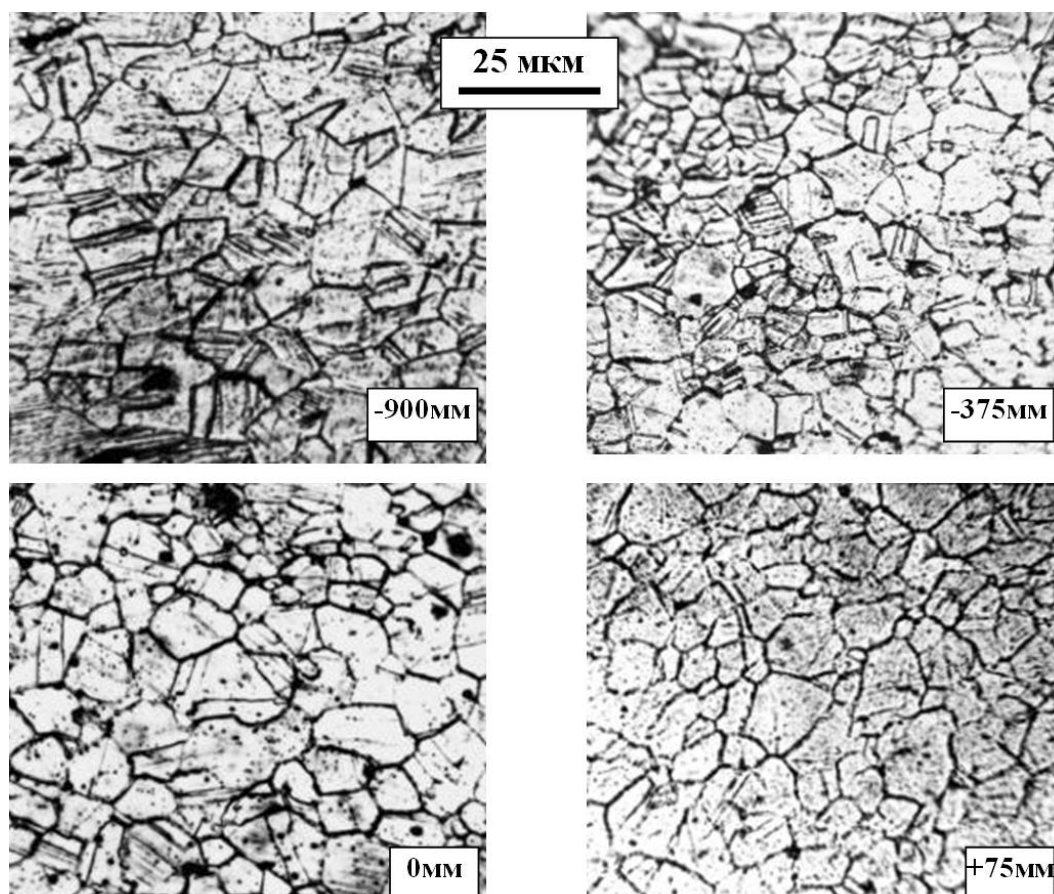


Рисунок 1. Микроструктура стали 12Х18Н10Т отработанной бланкетной сборки Н-214(1) реактора БН-350 на разных отметках по высоте сборки

Таблица 3. Данные по металлографии и микротвердости

Расстояние от ц.а.з., мм	Средний размер зерна, мкм	H_v , кг/мм ²
-900	12	366
-375	11	412
0	10	410(ребро)/ 340 (грань)
+75	12	400
+375	11	396

На низшей отметке «-900мм» площадь, занимаемая деформированными зернами (и участками зерен), несколько превышает по величине области недеформированных зерен. С ростом температуры доля таких областей уменьшается значительно. На верхней отметке «+375» практически не наблюдалось полос внутренней деформации в зернах. Содержание карбидных частиц по границам зерен по высоте сборки не менялось.

Результаты измерений микротвердости представлены в таблице 2. Видно, что среднее значение микротвердости достигает максимума на интервале «-375мм» ÷ «0мм».

Просвечивающая электронная микроскопия

С помощью метода ПЭМ в материале всех проб, вырезанных из стенки чехла сборки Н-214(1) на разном расстоянии от ц.а.з., были выявлены радиационные дефекты в виде дислокационных петель, вакансионных пор и выделений вторичных фаз. На ряде отметок в облученной стали наблюдались мелкие дефекты типа «black dots». На рисунках 2 и 3 приведены ПЭМ-снимки тонкой микроструктуры облученных образцов стали 12Х18Н10Т в зависимости от расстояния до ц.а.з., выполненные в условиях максимального разрешения изображения пор. Расчетные характеристики пор, полученные из ПЭМ-снимков, приведены в таблице 4.

В пробе, вырезанной на расстоянии «-900мм» от ц.а.з. (рисунок 2а), были обнаружены мелкие вакансионные поры, однородно распределенные в теле зерна. По размерному признаку все поры можно разделить на две примерно равные по плотности группы с размером менее 5нм и от 5 до 10 нм. Более крупные

по размеру дефекты наблюдались редко. Отметка «-900мм» ранее рассматривалась при исследовании стали 08Х16Н1М3 бланкетной сборки Н-214(2) [3], (параметры облучения: 1.3 сна, $0.48 \cdot 10^{-8}$ сна/с, 281°С). В стали 08Х16Н1М3 на данной отметке были зафиксированы единичные вакансионные поры размером < 7 нм. Таким образом, в стали 12Х18Н10Т, рассматриваемой в данной работе, несмотря на более низкие значения параметров облучения (дозы и скорости радиационного повреждения), при низкой температуре (<300°С) процессы образования и роста пор протекают более интенсивно, по сравнению со сталью 08Х16Н1М3. Принимая во внимание содержание никеля в стали, данное предположение согласуется с выводами работ [8-10] о более высокой скорости распухания аустенизированной стали 304 по сравнению с холодно-деформированной (или аустенизированной) сталью 316 при невысоких значениях повреждающих доз.

ПЭМ-исследования образцов на отметках «-375 мм» и «0мм» от ц.а.з. (рисунок 3) показали одновременное присутствие в облученной стали зерен с резко отличающейся микроструктурой, что хорошо заметно при сравнении между собой величин средних плотностей и размеров дефектов. В связи с этим для удобства обозначения разных типов тонкой структуры были введены условные обозначения области-(1) и области-(2). Здесь порядковый номер (1) указывает на участки с меньшим содержанием дефектов и более мелкими размерами дефектов. Чаще всего области с разным типом микроструктуры представляли собой отдельные обособленные зерна.

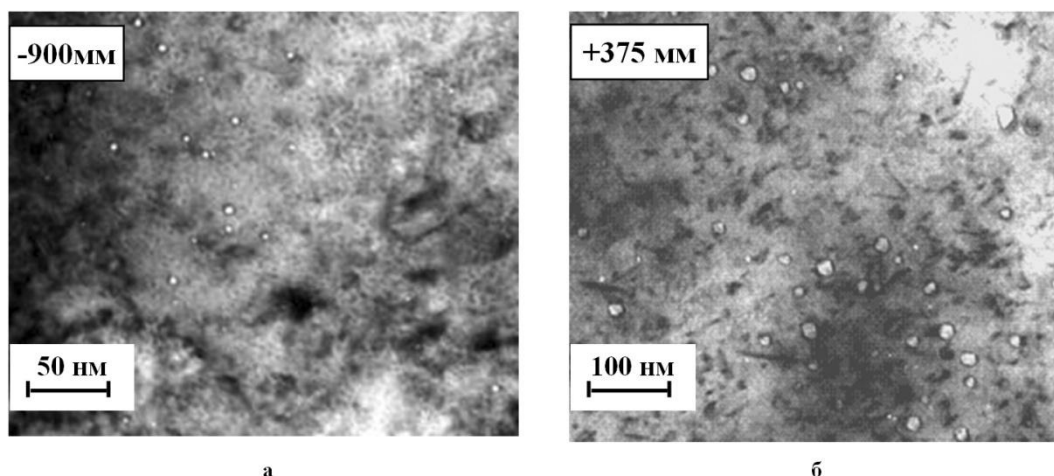


Рисунок 2. Вакансионные поры в стали 12Х18Н10Т бланкетной сборки Н-214(1) на крайних отметках «-900» и «+375» от ц.а.з.

Распухание, оцениваемое по формуле $S = \sum_j \Delta V_j / V_0$ (где $\sum_j \Delta V_j$ - суммарный объем пор диаметром d_j на выбранном участке ПЭМ-изображения, а V_0 - объем необлученного материала на том же участке) есть величина аддитивная. Это обстоятельство, в принципе, позволяет сначала оценить среднюю величину распухания по группам областей (зерен) со сходной микроструктурой, умножить на долю данных областей в образце и просуммировать во всем типам областей. Метод ПЭМ получает преимущественно локальную информацию и не дает точного представления о доле областей с разным типом тонкой структуры в образце в отличие, например, от металлографии, которая также имеет свои ограничения и не выявляет тонкую микроструктуру. Однако, согласно металлографическим

снимкам сталь сборки Н-214(1) на разных отметках имеет достаточно однородный состав зерен (по размерам и по распределению внутренних напряжений), что позволяет выводы, сделанные по состоянию локального участка (т.е. ПЭМ-объекту) распространить на материал всей пробы. Обзорный просмотр участков ПЭМ-объекта дает возможность приблизительно оценить соотношение доли областей-(2) с более развитой дефектной микроструктурой и областей-(1) с обычной микроструктурой. На отметке «-375» они соотносятся, примерно, как 1 : 4. В таблице 4 для каждого типа областей приведено свое значение распухания (если оценивать его, исходя из средних характеристик микроструктуры данных областей), а также параметры распухания, усредненные по областям.

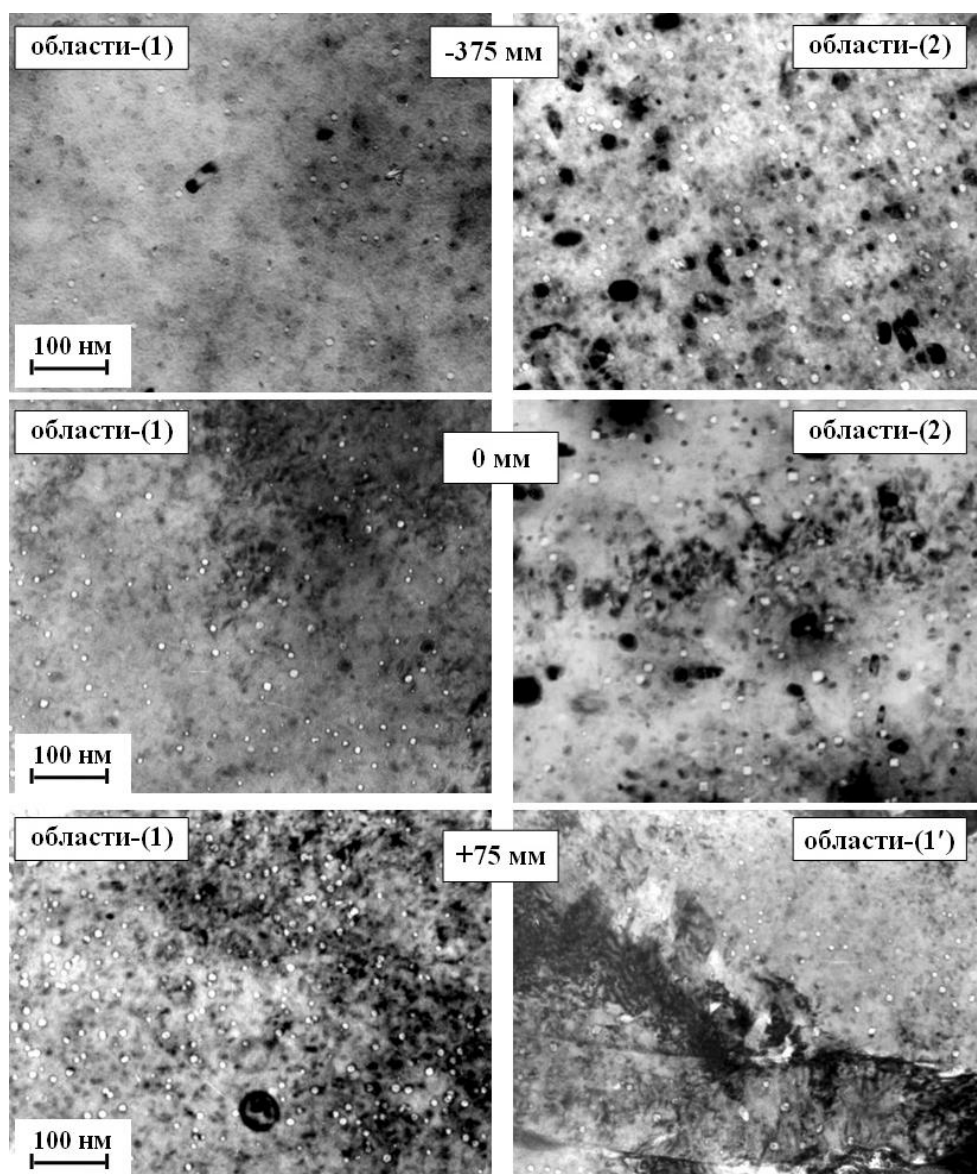


Рисунок 3. Разное состояние дефектной микроструктуры в стали 12Х18Н10Т бланкетной сборки Н-214(1) на отметках «-375мм», «0мм» и «+75мм»

В областях-(2) на отметке «-375мм» плотность вакансионных пор более чем в 5 раз превышает содержание пор в областях-(1). Наибольшая доля пор в областях-(2) приходится на дефекты размером ~15нм, равным по величине максимальному размеру пор в областях-(1). С приближением к ц.а.з. (отметка «0») средние размеры пор практически не меняются, тогда как их плотность изменяется разнонаправлено: возрастает в 6 раз в областях-(1) и уменьшается – в областях-(2). Это означает, что изменения происходят за счет развития дефектной микроstructures областей-(1), при радиационном отжиге дефектов в областях-(2), сопровождаемым укрупнением размеров и уменьшением плотности радиационных дефектов. С учетом того, что на отметке «0мм» доли областей с разным типом микроstructures выравниваются, плотность вакансионных пор, усредненная по областям, возрастает почти в 3 раза. Поры наибольших размеров приобретают ярко выраженную кубическую огранку. При этом вклады в распухание от областей-(1) и -(2) практически равны, что позволяет точно судить о распухании на данной отметке, независимо от доли этих областей.

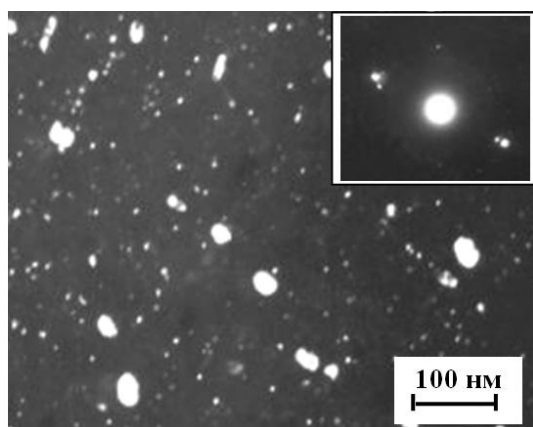
В пробе, вырезанной на отметке «+75мм» от ц.а.з., характеризуемой максимальными величинами повреждающей дозы и скорости набора дозы, тип микроstructures, характерный для областей-(2), не наблюдался. По морфологии микроstructures (рисунок 3) ближе к областям-(1). Можно предположить, что на

данной отметке области-(2) все еще присутствуют в материале стенки чехла, однако их количество значительно уменьшается по сравнению с областями-(1). Важно отметить также существенные различия концентраций пор на разных участках микроstructures стали 12Х18Н10Т с данной отметки: в большинстве равноосных зерен плотность пор достигает, в среднем, величины $7.2 \cdot 10^{21} \text{ м}^{-3}$, тогда как на участках с высокой плотностью двойниковых границ (и в приграничных областях) она уменьшается до $2 \cdot 10^{21} \text{ м}^{-3}$. Соответственно, расчетная величина распухания в пробе на разных участках может изменяться в диапазоне 0.30% - 0.01%. Согласно металлографическим снимкам доля малодефектных областей (с высокой плотностью двойниковых границ), обозначенных как области-(1'), значительна - около 15%. В результате среднее распухание на отметке «+75мм» составляет около 0.26%. При этом средний диаметр вакансионных пор уменьшается, однако, их плотность возрастает более чем в 3 раза, по сравнению с отметкой «0мм». Таким образом, за счет резкого возрастания плотности пор на отметке «+75мм» средняя величина распухания достигает условного максимума среди всех рассмотренных проб. Значения распухания, рассчитанные из результатов ПЭМ для всех отметок, неплохо согласуются с данными распухания, полученными из определения изменения плотности облученного материала методом гидростатического взвешивания [7].

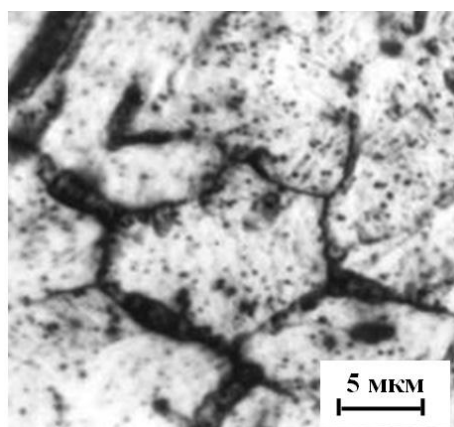
Таблица 4. Микроструктурные данные по вакансионным порам **)

Расстояние от ц.а.з., мм	Размеры пор, нм	Максимум распределения по размерам, нм	Средний диаметр пор, нм	Плотность пор, $\times 10^{21} \text{ м}^{-3}$	Распухание, %
-900	5 ÷ 12	<5 и 10	7.0	0.84	0.03
-375	(1) 10 ÷ 15 (2) 10 ÷ 20	(1) 10 (2) 15	(1) 11.6 (2) 13.4 12.0*	(1) 0.47 (2) 2.6 0.9*	(1) 0.05 (2) 0.35 0.11*
0	(1) 10 ÷ 20 (2) 10 ÷ 20	(1) 10 (2) 15	(1) 11.2 (2) 13.7 12.45*	(1) 2.9 (2) 1.6 2.58*	(1) 0.25 (2) 0.24 0.25*
+75	(1), (1') 5 ÷ 20	(1) 8 (1') 5	(1) 8.9 (1') 9.74 9.03*	(1) 7.2 (1') 1.9 6.4*	(1) 0.30 (1') 0.01 0.26*
+375	10 ÷ 35	15	15.3	1.0	0.23

**) (1) и (2) – области с заметно отличающимся состоянием подсистемы вакансионных пор, для каждой из которых рассчитываются плотности, средние диаметры пор и величина распухания; области (1') отличаются высокой плотностью двойниковых границ; * - величины плотности, средних диаметров пор и распухания, оцененные с учетом доли областей (1) и (2) или областей (1) и (1').



а



б

Рисунок 4. (а) Темнопольное изображение вторичных карбидов в областях-(2) (отметки «-375мм», «0мм») сборки Н-214(1). (б) Металлографическое изображение зерен с выделениями (отметка «-375мм»)

Таблица 5. Микроструктурные данные по вторичным выделениям *)

Расстояние от ц.а.з., мм	Морфология вторичных выделений	Диапазон размеров, нм	Максимум распр.-я по размерам, нм	Средний размер, нм	Плотность, $\times 10^{20} \text{ м}^{-3}$
-900	Нет видимых выделений				
-375	(1) нет мелких выделений, единичные крупные частицы в матрице				
	(2) Мелкие выделения и крупные частицы в матрице	15 ÷ 75	15	17.6	7.0
0	(1) (1) Редкие мелкие выделения, $\leq 10 \text{ нм}$; частицы по границам зерен, $\leq 30 \text{ нм}$.				
	(2) Мелкие выделения, крупные частицы в матрице.	10 ÷ 80	10	13.9	4.8
+75	Мелкие выделения, крупные частицы по границам зерен и в матрице ($\leq 100 \text{ нм}$)	10 ÷ 20	10	12.3	1.4
+375	Мелкие выделения, редкие крупные частицы в матрице ($\leq 80 \text{ нм}$)	10 ÷ 20	15	14.3	1.8
*) (1) и (2) – области с заметно отличающимся состоянием подсистемы вторичных выделений (и пор).					

На снимках, представленных на рисунке 3, наряду с порами достаточно хорошо видны выделения вторичных фаз. Количественные характеристики выделений в пробах со всех отметок, приведены в таблице 5. Вторичные выделения начинают наблюдаться в материале сборки Н-214(1) на отметке «-375мм». Области-(2) с большей величиной вакансионного набухания содержат как мелкие выделения, так и крупные глобулярные частицы слегка вытянутой формы. На отметке «0мм» плотность мелких выделений в областях-(2) растет, тогда как доля крупных частиц уменьшается. В областях-(1) мелкие выделения (размером менее 10нм) появляются, только начиная с отметки «0мм». Согласно расшифровке электронограмм (например, рисунок 4а) данные выделения представляют собой карбиды типа $\text{MC} - \text{TiC}$ с ГЦК-решеткой, $a = 0.420 \div 0.433 \text{ нм}$ [11,12]. Темнопольное изображение выделений представлено на рисунке 4а.

Во всех рассмотренных в работе пробах имели место многочисленные дислокационные петли Франка, которые являются «спутником» низкотемпературного вакансионного набухания. Данные по размерам и плотности петель в зернах-(1) приведены в таблице 6. ПЭМ-съемку петель на отметках «-375мм» и «0мм» проводили по «gel-rod» методике, предложенной в работе [13]. При этом дифракционные условия таковы, что дефекты упаковки в петлях Франка, имеющие в данной ориентации вид тонких «стержней», отражаются на темнопольном изображении в виде тонких светлых полосок. Это намного облегчает расчет плотности петель и, согласно авторам методики, в принципе (при использовании со-

временных микроскопов высокого разрешения), позволяет получить отчетливые изображения дефектов с размерами до 1 нм.

Из таблицы 6 видно, что средний размер петель минимален на отметках «0» и «+75мм». При этом максимальная доля приходится на петли размером 10нм. Плотность петель достигает максимума на отметке «-375». Проведенное исследование не выявило существенной разницы в состоянии подсистемы дислокационных петель (средний размер, плотность) в областях-(1) и -(2). На отметке «+375мм» расчетная температура облучения достигает 333°C. Однако, скорее всего, во время эксплуатации имело место повышение температуры до более высоких значений. Это косвенно подтверждается ПЭМ-наблюдением: в микроструктуре пробы выявлено увеличение размеров вакансионных пор при некотором падении их плотности. Плотность дислокационных петель также уменьшается, а их средний размер резко возрастает, что свидетельствует о росте петель под действием температуры среды (рисунок 2б).

Помимо дефектных дислокационных петель в стали 12Х18Н10Т с отметок «-900мм», «0мм» и «+75мм» обнаружены мелкие дефектные комплексы black dots, имеющие на микрофотографиях размеры 2÷4 нм (таблицу 6). Природа этих дефектов неясна. Они могут представлять собой как мелкие дислокационные петли согласно трактовке работ [8,13], тетраэдры с дефектом упаковки (SFT) [13] или мелкие карбидные предвыделения [14]. В последнем случае комплексы чаще всего образуются на дислокациях и полных петлях.

Таблица 6. Микроструктурные данные по дислокационным петлям Франка и мелким дефектам

Расстояние от ц.а.з., мм	Диапазон размеров петель, нм	Максимум распределения по размерам, нм	Средний размер петель, нм	Плотность петель, $\times 10^{22} \text{ м}^{-3}$	Плотность black dots, $\times 10^{22} \text{ м}^{-3}$
-900	5 ÷ 50	10	12.3	1.36	0.61
-375	5 ÷ 35	15	15.0	2.53	0.65
0	5 ÷ 40	10	10.8	2.16	0.68
+75	5 ÷ 30	10	10.9	0.87	2.06
+375	10 ÷ 80	30	33.6	0.49	нет

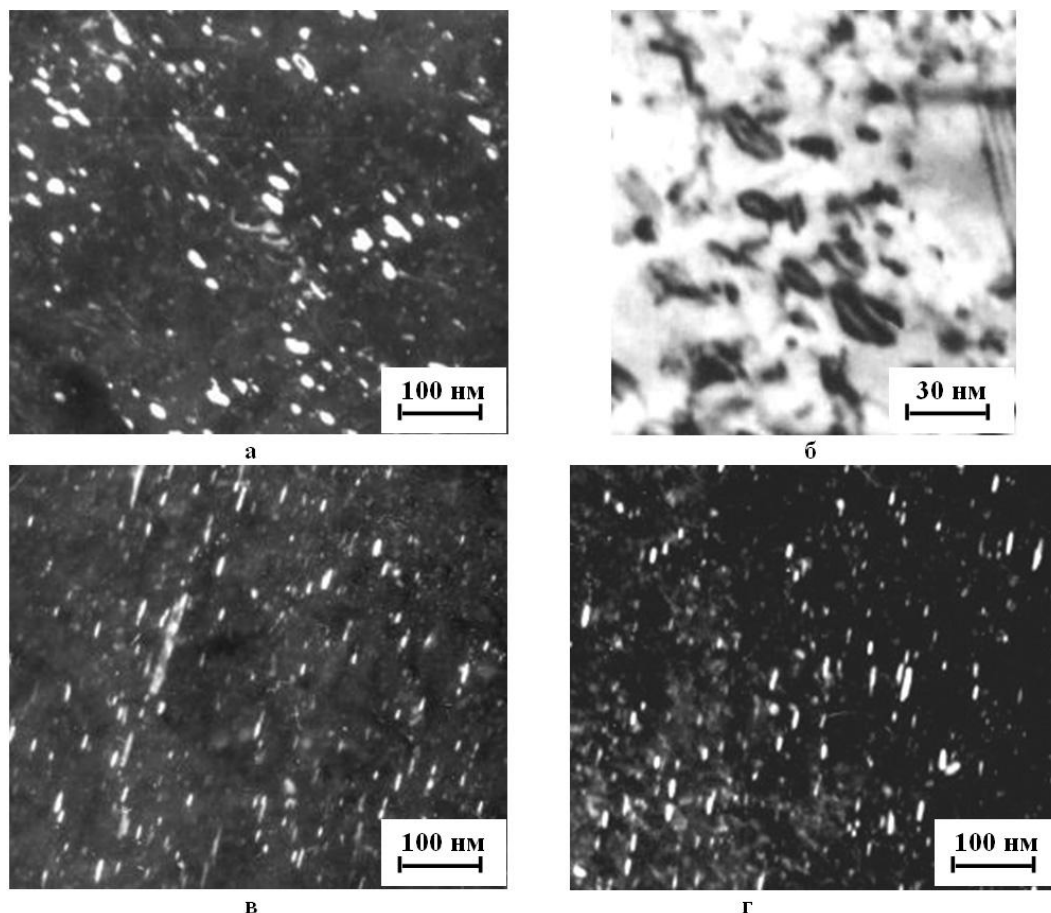


Рисунок 5. Дислокационные петли и black dots - дефекты в облученной стали 12Х18Н10Т на отметках «-900мм» (а), «0мм» (в) и «+75мм» (г) от ц.а.з. (темнопольные изображения); (б) дефекты упаковки в стали на отметке «-900мм»

Наличие в пробах на ряде отметок от ц.а.з. зерен с микроструктурой, принципиально различной по степени радиационного отжига вакансионных пор и вторичных выделений, ставит вопрос о причине наблюдаемого явления. Всем зернам пробы отвечают одинаковые дозово-температурные параметры облучения. Кроме того, зерна с сильно различающейся тонкой структурой расположены в непосредственной близости друг от друга. Поэтому, нельзя утверждать, что структурные и прочностные различия после облучения вызваны разным предварительным состоянием стали чехла после МТО (грань-ребро), что наблюдалось, например, в шестигранных чехлах сборок ЦЦ-19 [1] или П-258[15]. Данные металлографии свидетельствуют о наличии в пробах зерен с разным уровнем напряженного состояния, в том числе зерен с повышенной плотностью двойниковых и субзеренных границ. Границы зерен и двойников являются мощными ненасыщаемыми стоками для точечных дефектов, поэтому наличие на ряде участков повышенного содержания границ может существенно замедлить развитие вакансионной пористости или обусловить низкое содержание дефектов всех типов по сравнению с другими областями (вдали от границ). Потому это не может объяснить

наличие в материале сборки областей с гораздо более высоким уровнем вакансионного распухания (более развитой подсистемой вакансионных пор) и, одновременно, повышенной плотностью крупных вторичных выделений. На примерах исследования газонаполненных образцов с оболочками из аустенизированной стали 0Х16Н15МЗБ, облученных в реакторе БОР-60 при температурах 340-410°C в интервале доз 20-100сна [16, 17] было показано, что рост внешних напряжений приводит к росту распухания. Данный эффект объясняли сокращением инкубационного периода распухания при практически неизменной скорости распухания. Применительно к развитию дефектной структуры было также показано, что внешние напряжения ускоряли процесс эволюции ансамбля пор в материале. Как было установлено в настоящей работе, более высокое распухание областей-(2) по сравнению с областями-(1) на отметке «-375» достигается за счет увеличения плотности пор (в 5 раз) и незначительного увеличения среднего размера пор. Это может свидетельствовать в пользу более короткого инкубационного периода распухания в областях-(2) либо более высокой скорости распухания в них. Если первая возможная причина локального роста

распухания может быть обусловлена фактором напряжений, то вторая гипотеза при низких температурах облучения не находит достаточного экспериментального подтверждения. Если считать возможной причиной образования более развитой подсистемы вакансионных пор в зернах-(2) наличие внешних напряжений, то необходимо попытаться ответить на вопрос об источнике таких напряжений, поскольку известно, что материал сборки Н-214(1) не подвергался специальному внешнему нагружению. Для поиска решения, обратимся к факту существования в зернах-(2) в пробе на отметке «-375мм» высокой плотности вторичных карбидных частиц, в то время как в зернах-(1) той же пробы вторичные выделения еще образуются. Данный факт приводит к предположению о сильной неоднородности твердого раствора аустенита по содержанию примесей внедрения (С, Si и пр.) в разных зернах до и во время облучения. Наличие повышенной концентрации легких примесных атомов в зернах-(2) обеспечивает более раннее образование вторичных карбидных выделений TiC, а также, по-видимому, способствует эффективному удержанию атомов гелия (за счет образования комплексов «Не-атом примеси») в зернах-(2), которые, в свою очередь, являются «ловушками» для вакансий (и междоузельных атомов) [18] и могут способствовать зарождению и росту пор повышенной плотности. С другой стороны, наличие в отдельном зерне-(2) повышенной концентрации легких примесей приводит к увеличению параметра решетки аустенита. Объем зерна также увеличивается, и оно оказывается как бы «зажатым» в окружении зерен с нормальным содержанием примесей и меньшим значением параметра решетки. В результате на решетку зерна-(2) будут действовать внешние сжимающие напряжения со стороны соседних зерен, в результате чего под облучением возможно сокращение инкубационного периода распухания и более интенсивное развитие подсистемы вакансионных пор. В этой связи, необходимо заметить, что более высокое распухание стали 12Х18Н10Т на отметке «-900мм» по сравнению со сталью 08Х16Н11М3 на той же отметке при температуре облучения 280°C может быть также обусловлено более напряженным состоянием материала сборки Н-214(1) (за счет неоднородности содержания примесей внедрения) относительно сборки Н-214(2), где такого эффекта не наблюдалось.

Оценка упрочнения стали 12Х18Н10Т по результатам ПЭМ-исследований и измерений микротвердости

Радиационные дефекты, возникающие в материале в результате нейтронного облучения, вносят дополнительный упрочняющий эффект, который описывают в рамках модели «дисперсных барьеров» Орована [21]. Согласно модели «дисперсных барьеров» полное изменение предела текучести можно представить в виде суммы

$$\Delta\sigma = \sqrt{\sum_i (\Delta\sigma_{SR,i})^2},$$

где $\Delta\sigma_{SR,i} = M\alpha\mu b\sqrt{Nd}$ - вклад от локального «барьера» i-го сорта. Здесь М – фактор Тэйлора, α - мера мощности барьера; b – вектор Бюргерса движущейся дислокации, μ - модуль сдвига матрицы; N и d, соответственно, значения плотности и среднего размера дефектов, определяемые экспериментально.

Для количественной оценки радиационного упрочнения стали 12Х18Н10Т из ПЭМ-снимков при отсутствии данных по $\Delta\sigma$ для облученных стальных образцов можно воспользоваться известными значениям прироста микротвердости ΔH_v (по Виккерсу) и корреляционным соотношением между $\Delta\sigma$ и ΔH_v . Согласно Хигги и Хаммаду (1975г.) [19], корреляционное соотношение для сталей 304 и 316 имело вид: $\Delta\sigma = 3.55 \cdot \Delta H_v$, где H_v измеряется в кг/мм² и $\Delta\sigma$ - в МПа. Более поздняя работа Басби и др. (2005г.) [20] дала уточненное соотношение для аустенитных сталей: $\Delta\sigma = 3.03 \cdot \Delta H_v$, которое было применено в настоящей работе. Для расчета были использованы следующие константы: М = 3.06; α - равная 1 - для пор, 0.33 - для петель Франка и выделений, 0.2 - для мелких дефектов типа black dots; b = $2.5 \cdot 10^{-10}$ м; модуль сдвига для сталей типа Х18Н10 μ = 84 ГПа был взят из работы [22].

Согласно исследованиям необлученной стали 12Х18Н10Т (после МТО) при 25°C $H_v = 260$ кг/мм² (данная величина близка к H_v , измеренной в средней области грани чехла до облучения [1]), а после часового отжига при температуре 650°C – 229 кг/мм². Сплайн-интерполяция величины H_v для температур 280-333°C дает величину $H_v = 250$ кг/мм², которую, по-видимому, можно рассматривать в качестве микротвердости исходного состояния стали 12Х18Н10Т до облучения, но при температуре, близкой к температурам облучения.

Результаты расчета ΔH_v в сравнении с экспериментальными данными приведены на рисунке 6. Видно, что вклад в упрочнение от рассчитанных по ПЭМ-данным дефектам на большей части отметок неплохо согласуется с ΔH_v , полученной при измерении на материале сборки. Наблюдающееся отклонение на отметке «+75» связано, возможно, с тем, что здесь, как и на отметке «0», имело место изменение величины H_v от середины грани к ребру чехла. На отметке «0» уменьшение H_v на грани по сравнению с ребром оставило 20% [1]. Отметим, что ΔH_v может иметь разные значения для внутренней и внешней поверхностей стенки чехла. Как показали ПЭМ-исследования, в данной сборке имело место существенное различие в состоянии дефектной мик-

роструктуры между группами зерен, что может приводить к перепадам рассчитанных величин плотности и средних размеров дефектов. Это также может влиять на величину H_v , усиливая разброс значений.

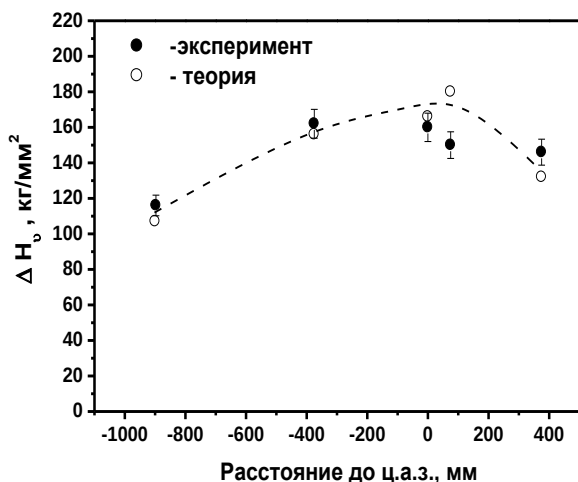


Рисунок 6. Изменение микротвердости облученной нейтронами стали 12Х18Н10Т на разных отметках от ц.а.з. сборки Н-214(1) реактора БН-350. Расчет выполнен по результатам ПЭМ-исследований стали

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведено пост-эксплуатационное микроструктурное исследование облученной нейтронами аустенитной стали 12Х18Н10Т – материала чехла бланкетной ТВС Н-214(1) реактора БН-350. Исследованы образцы проб, вырезанных с пяти отметок по высоте сборки, которым отвечали следующие интервалы изменений параметров облучения (доз, температур облучения и скоростей набора дозы): 0.65-12.6сна, 281-333°C и $(0.12-2.34) \cdot 10^{-8}$ сна/с. С помощью просвечивающей электронной микроскопии определены характеристики дефектной микроструктуры. Выявлен ряд особенностей радиационного повреждения материала чехла сборки Н-214(1).

ЛИТЕРАТУРА

- Максимкин, О.П. Анализ результатов и новая концепция исследования материалов тепловыделяющих сборок реактора БН-350 / О.П.Максимкин // Сборник материалов международной конференции «Ядерная и радиационная физика», (26-29 сентября 2005г.), Алматы, 2006, т.1, с.98-134.
- Максимкин, О.П. Радиационные эффекты в конструкционных материалах атомных реакторов ВВР-К и БН-350 / О.П.Максимкин // Материалы 9-й Международной конференции 4-7 июня 2007 г. Алматы: ИЯФ НЯЦ РК, 2001, с.470-489.
- Maksimkin, O.P. Characterization of 08Cr16Ni11Mo3 stainless steel irradiated in the BN-350 reactor / O.P.Maksimkin, K.V.Tsai, L.G.Turubarova, T.Doronina, F.Garner // Journal of Nucl. Mater. - 2004.- V.329-333.-P.625-629.
- Gusev, M.N. Correlation of yield stress microhardness 08Cr16Ni11Mo3 stainless steel irradiated to high dose in the BN-350 fast reactor / M.N.Gusev, O.P.Maksimkin, O.V.Tivanova, N.S.Silnaygina, F.A.Garner // Journal of Nucl. Mater. - 2006.- V. 359.- P. 258-262.
- Тиванова, О.В. Процессы локализации деформации, сопровождаемые структурно-фазовыми изменениями в металлах (Ni, Mo) и сплавах (12Х18Н10Т, 08Х16Н11М3, 03Х20Н45М4БРЦ), облученных нейтронами и альфа-частицами / О.В. Тиванова // Автореферат диссертация на соискание ученой степени к.ф.-м.н. по специальности 01.04.07. Алматы: ИЯФ НЯЦ РК, 2008, 40с.
- Кадыржанов, К.К. Распухание нержавеющей сталей 08Х16Н11М3 и 12Х18Н10Т, облученных в быстром реакторе БН-350 / К.К.Кадыржанов, С.Б.Кислицин, О.Г. Романенко, О.П. Максимкин, Т.Э.Туркебаев, К.В.Цай // Известия Высших учебных заведений. Физика.- 2004.- №11.- С.141-145.

1. Мелкие вакансионные поры, со средним диаметром 7нм, обнаружены в стали 12Х18Н10Т на нижней отметке «-900мм» от ц.а.з., которой отвечали сравнительно низкие значения параметров облучения (0.65сна, 281°C и $0.12 \cdot 10^{-8}$ сна/с). Вакансионные поры наблюдались в материале всех проб, вырезанных на разных отметках по высоте сборки.

2. Показано, что долговременное нейтронное облучение привело к возникновению в материале сборки радиационных дефектов в виде дефектных дислокационных петель Франка, мелких комплексов дефектов «black dots» и вторичных выделений, большая часть которых представляет собой карбидные частицы TiC. Выделения наблюдаются в стали, начиная с отметки «-375мм» от ц.а.з.

3. Обнаружено существенное изменение типа дефектной структуры (величин плотности и средних размеров вакансионных пор и вторичных выделений) в соседних зернах на отметках «-375мм» и «0мм» от ц.а.з, по-видимому, обусловленное разной интенсивностью микроструктурных процессов под облучением. Вероятной причиной такого явления может служить неоднородность элементного состава твердого раствора аустенита в разных зернах в плане содержания примесей внедрения (C, Si и пр.). Наблюдаемые различия в плотности дефектов (вакансионных пор) в зернах на отметке «+75мм», вероятнее всего, связано с наличием в ряде зерен высокой плотности субзеренных и двойниковых границ, играющих роль эффективных стоков точечных дефектов и замедляющих формирование дефектной микроструктуры.

4. Проведен расчет радиационного упрочнения в рамках модели «дисперсных барьеров» и получено удовлетворительное согласие с экспериментальными данными для облученной стали 12Х18Н10Т сборки Н-214(1) на большей части отметок по высоте сборки.

7. Maksimkin, O.P. Void swelling of AISI 321 analog stainless steel irradiated at low dpa rates in the BN-350 reactor / O.P. Maksimkin, K.V. Tsai, L.G. Turubarova, T. Doronina, F. Garner // *Journal of Nucl. Mater.* - 2007. - V.367-370. - P.990-994.
8. Edwards, D.J. E.P.Simonen, F.A.Garner, L.R.Greenwood, B.M.Oliver, S.M.Bruemer Influence of irradiation temperature and dose gradients on the microstructural evolution in neutron-irradiated 316SS / D.J. Edwards, E.P.Simonen, F.A.Garner, L.R.Greenwood, B.M.Oliver, S.M.Bruemer // *Journal of Nucl. Mater.* - 2003. - V.317. - P. 32-45.
9. Garner, F.A. Chapter 6: Irradiation Performance of Cladding and structural steels in liquid metal reactors. / F.A.Garner // *Material Science and Technology: A Comprehensive Treatment.* - Vol. 10A, VCH Publishers. - 1994. - P. 419-543.
10. Garner, F.A. Recent developments concerning potential void swelling of PWR internals constructed from austenitic stainless steel. / F.A. Garner, D.J. Edwards, S.M. Bruemmer, S.I.Porollo, Yu.V.Konobeev, V.S.Neustroev, V.K.Shamardin, A.V.Kozlov // In: *Proc. of Intern. Symp. on Fontenvraund 5. Contribution of Materials Investigation to the Resolution of Problems Encountered in Pressurized Water Reactors.* - 2002. - P.393-404.
11. Sourmail, T. Literature Review. Precipitation in creep resistant austenitic stainless steels / T. Sourmail // *Materials Science and Technology.* - 2001. - V.17. - N1. - P. 1-14.
12. Иванов Л.И., Платов Ю.М. Радиационная физика металлов и ее приложения / Л.И. Иванов, Ю.М. Платов - М.: Интерконтакт, Наука. - 2002. - 300с.
13. Edwards, D.J. Evolution of fine-scale defects in stainless steels neutron-irradiated at 275°C / D.J.Edwards, E.P.Simonen, S.M.Bruemer // *Journal of Nucl. Mater.* - 2003. - V.317. - P.13-31.
14. Цай, К.В. Эволюция выделений вторичных фаз при отжиге аустенитной стали 12Х18Н9Т, облученной нейтронами до 5 сна / К.В.Цай, О.П.Максимкин, Л.Г.Турубарова // ФММ. -2007.-Т.103.-№3.-С.294-302.
15. Вахтин, А.Г. Распухание шестигранных чехлов ТВС реактора БН-600 / А.Г.Вахтин, С.И.Поролло, В.Д. Дмитриев, Ю.И.Александров // *Proceedings of the International Conference on Radiation Material Science, Alushta, May 22-25, 1990, Kharkov.* -1990.- V.7. - P.189-195.
16. Неустроев, В.С. Влияние напряжений на радиационное распухание и параметры вакансионной пористости облученных нейтронами аустенитных сталей / В.С. Неустроев, З.Е. Островский, В.К. Шамардин // ФММ. - 1998. - Т. 86. - Вып.1. - С. 115-125.
17. Neustroev, V.S. Experimental investigation of stress effect on swelling and microstructure of Fe-16Cr-15Ni-3Mo-Nb austenitic stainless steel under low-temperature irradiation up to high damage dose in the BOR-60 reactor / V.S.Neustroev, Z.E.Ostrovsky, V.K.Shamardin // *Journal of Nucl. Mater.* - 2004. - V.329-333. - P. 612-616.
18. Воеводин, В.Н. Эволюция структурно-фазового состояния и радиационная стойкость конструкционных материалов / В.Н.Воеводин, И.М. Неклюдов. - Киев: Наукова думка. - 2006. - 374с.
19. Higgy, H.R. Effect of fast-neutron irradiation on mechanical properties of stainless steels: AISI types 304,316 and 347 / H.R.Higgy, F.H.Hammad // *Journal of Nucl. Mater.* - 1975. - V.206. - P.287-305.
20. Busby, J.T. The relationship between hardness and yield stress in irradiated austenitic and ferritic steels / J.T.Busby, M.C.Hash, G.S.Was // *Journal of Nucl. Mater.* - 2005. - V. 336. - P.267.-278.
21. Lucas, G.E. The evolution of mechanical property change in irradiated austenitic steels / G.E.Lucas // *Journal of Nucl. Mater.* - 1993. - V. 206. - P.287.-305.
22. Неустроев, В.С. Эволюция микроструктуры стали типа Х18Н10Т при низкотемпературном облучении нейтронами как основной фактор упрочнения / В.С.Неустроев, З.Е.Островский, С.В.Белозеров // *Вопросы атомной науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение.* - 2007. - №6. - С.78-81.

«БН-350 РЕАКТОРЫНЫҢ РЕФЛЕКТОРЫ ТҰСЫНДА НЕЙТРОНДАРМЕН СӘУЛЕЛЕНГЕН 12Х18Н10Т БОЛАТҚА ЖҮРГІЗІЛГЕН МИКРОҚҰРЫЛЫМДЫҚ ЗЕРТТЕУЛЕР»

Цай К.В.

ҚР ҰЯО Ядролық физика институты, Алматы, Қазақстан

БН-350 реакторының Н-214(1) пайдаланып шығарылған бланкеттік жылушығарушы жинамасының қабынан кесіп алынған, 12Х18Н10Т тоттанбайтын болат үлгілерінің материалтану зерттеулерінің нәтижелері келтірілген. Болаттың 281-333°C температура аралығында 0.65-12.6 ажж зақымдаушы дозаларға дейін сәулелендіру нәтижесінде микроқұрылымының (жарық өткізуші электрондық микроскопия әдісі арқылы) және беріктік қасиеттерінің (микроқаттылықты өлшеу Виккерс бойынша) радиациялық өзгеруінің ерекшеліктері айқындалған.

**«MICROSTRUCTURAL INVESTIGATIONS OF 12CR18-NI10-TI STEEL IRRADIATED
WITH NEUTRONS IN THE REFLECTOR AREA OF THE BN-350 REACTOR»**

K.V. Tsay

Institute of Nuclear Physics NNC RK, Almaty, Kazakhstan

There are presented results of material science investigations made on specimens of 12Cr18-Ni10Ti stainless steel, cut out from the shroud of spent blanket assembly N-214(1) of the BN-350 reactor. Some peculiarities of radiation changes in microstructure (with the method of transmission electron microscopy) and steel strength (with microhardness measurements by Wikkors) were indicated as a result of irradiation to damage doses of 0.65-12.6 dpa over temperature range 281-333°C.

УДК 621.039.531: 621.78: 620.187.3

ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ОБЛУЧЕННОЙ НЕЙТРОНАМИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 12X18H10T В РЕЗУЛЬТАТЕ ПОСТ-РАДИАЦИОННЫХ ОТЖИГОВ

Максимкин О.П., Цай К.В., Турубарова Л.Г., Сильнягина Н.С., Доронина Т.А.

Институт ядерной физики НЯЦ РК, Алматы, Казахстан

Представлены данные по влиянию пост-радиационных отжигов на микроструктуру и свойства стали 12X18H10T, облученной нейтронами до повреждающих доз 7.3, 12.6 и 55.4 сна в реакторе БН-350. Исследования образцов до и после изохронных часовых отжигов в интервале температур 500-1050°C проводились методами металлографии, просвечивающей электронной микроскопии, измерения микротвердости и гидростатического взвешивания.

ВВЕДЕНИЕ

По мере накопления радиационного повреждения под облучением изменяется структурно-фазовое состояние аустенитных сталей, и развиваются радиационные эффекты распухания, ползучести, охрупчивания, приводящие к ухудшению механических характеристик материалов и сокращению срока их эксплуатации. Пост-радиационный отжиг позволяет частично восстановить механические свойства сталей посредством термически - индуцированного удаления продуктов радиационного повреждения [1-3] (исключением является необратимые изменения при облучении, связанные, например, с эффектом ВТРО[4]). Пост-радиационное восстановление свойств сталей актуально в свете необходимости продления срока эксплуатации реакторных установок, экспертной оценки ресурса безопасности и пр. Для выбора режимов необходимой термообработки требуется проведение широких предварительных исследований влияния пост-радиационных отжигов на изменение микроструктуры и свойств аустенитных сталей, в течение длительного времени облучавшихся в реальных условиях атомных энергетических установок. Материаловедческие исследования облученных сталей [5-7], как правило, включают применение методики просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) для изучения состояния дефектной структуры, измерения микротвердости и проведения механических испытаний для определения радиационного упрочнения. Увеличение числа применяемых методик, а именно, включение метал-

лографии и гидростатического взвешивания для определения плотности позволит получить более детальное представление об объекте исследований.

Целью настоящей работы являлось представление результатов комплексного применения методов металлографии, гидростатического взвешивания, измерения микротвердости и, в ряде случаев, ПЭМ для характеристики изменения состояния стали 12X18H10T (материала чехлов отработанных топливных сборок реактора БН-350) в результате серии последовательных изохронных отжигов.

ДЕТАЛИ ЭКСПЕРИМЕНТА

Объект изучения в данной работе - аустенитная нержавеющая сталь 12X18H10T – материал шести-гранных чехлов тепловыделяющих сборок: бланкетной Н-214(1) и топливной ЦЦ-19, длительное время эксплуатировавшихся в активной зоне реактора БН-350. При этом сборка Н-214(1) располагалась в области рефлектора, а сборка ЦЦ-19 вблизи центра активной зоны (ц.а.з.). Перед облучением сталь чехлов подвергалась термомеханической обработке – МТО (20%ХД + 800°C /1 час). Химический состав стали в состоянии поставки приведен в таблице 1.

Образцы для исследований вырезались из грани чехла сборки Н-214(1) с двух отметок «-375мм» и «75мм» (расстояние до ц.а.з.), а из чехла сборки ЦЦ-19 на отметке «+160мм». Выбранным пробам соответствовали различные дозовые и температурные характеристики облучения (таблицу 2).

Таблица 1. Химический состав аустенитной стали 12X18H10T (вес.%)

Fe	C	Cr	Ni	Ti	Si	Mn	P	S
Основа	0.12	17.00	10.66	0.50	0.34	1.67	0.032	0.013

Таблица 2. Изменение параметров облучения по высоте сборок реактора БН-350

Сборка	Расстояние от ц.а.з., мм	Доза, сна	Скорость набора дозы, 10 ⁻⁸ сна/с	Температура облучения, °C
Н-214(1)	-375	7.3	1.36	294
Н-214(1)	+75	12.6	2.34	318
ЦЦ-19	+160	55.4	113	370

Для проведения металлографических исследований и измерений микротвердости были приготовлены плоские стальные образцы размером 5×6×2 мм, вырезанные вблизи края грани шестигранного чехла. С целью выявления границ зерен образцы подвергались дополнительной механической шлифовке и полировке. Для характеристики микроструктуры облученной стали была использована оптическая металлография (микроскоп MeF-2). Измерения микротвердости поверхности стальных образцов выполнялись по методике Виккерса на приборе ПМТ-3 с индентером в форме алмазной пирамидки с углом при вершине 136°. Нагрузка на индентор при измерениях составляла 50г. Дополнительно проводились измерения плотности металлографических образцов до и после изохронных отжигов методом гидростатического взвешивания с использованием электронных весов КЕРН-770 (рабочая жидкость – метиловый спирт).

С целью изучения изменений микроструктуры и свойств облученной стали 12X18H10T в результате пост-радиационной термообработки подготовленные образцы подвергались изохронным часовым отжигам при нескольких последовательно достигаемых температурах в интервале от 500 до 1050°C. Отжиги проводили в вакуумной печи СШВЛ-0.62/16. Контроль температуры осуществлялся с помощью хромель-алюмелевой термопары, вакуум при отжиге поддерживался постоянным, ~10⁻⁴ мм.рт.ст. Исследования изменений микроструктуры и свойств образцов облученной стали осуществлялись после каждого этапа термической обработки. При этом определение микротвердости и среднего размера зерен проводилось на торцевой поверхности образца, что соответствовало поверхности поперечного сечения стенки чехла. Для сравнения одновременно проводили отжиги и исследование с помощью предложенных методик необлученной стали 12X18H10T в состоянии МТО. В случае материала сборки ЦЦ-19 (отметка «+160мм») для объяснения изменений плотности после отжига привлекались данные, полученные с помощью ПЭМ (на электронном микроскопе JEM-100CX при ускоряющем напряжении 100кВ).

ПОЛУЧЕННЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Металлографические снимки стали из сборок Н-214(1) и ЦЦ-19, полученные с торцевой поверхности стенки чехла, до и после проведения термообработки представлены на рисунках 1 и 2, соответственно. Данные металлографии по размерам зерен, результаты измерений микротвердости и плотности стали

после облучения и после проведения серии пост-радиационных отжигов приведены в таблице 3.

Серия металлографических снимков (рисунок 1) дает представление об эволюции структуры стали сборки Н-214(1) в процессе последовательных отжигов. Однородная до отжига микроструктура с равноосными зернами и небольшим разбросом зерен по размерам в результате изохронного отжига на обеих отметках «-375мм» и «+75мм» от ц.а.з. изменилась практически одинаково: 1) отжиг при 500°C не привел к заметным структурным изменениям; 2) отжиг при 600°C – начало полигонизации в зернах, увеличение числа двойников отжига; 3) отжиг при 700°C – черты первичной рекристаллизации (появление новых мелких зерен на фоне отдельных выросших зерен); 4) отжиг при 800°C начало роста среднего размера зерен (рисунок 3); 5) отжиг при 1050°C – резкое увеличение среднего размера зерен, наличие незначительного количества крупных карбонитридных частиц, в основном, по границам зерен.

В отличие от материала сборки Н-214(1), облученного до невысоких повреждающих доз, сталь чехла сборки ЦЦ-19 с отметки «+160», облученная до дозы 55.4сна, после серии отжигов при температурах 450-1050°C не проявила сильного изменения структуры. Однородная микроструктура с равноосными зернами до отжига сохраняется и после отжигов при 450°C и 650°C. Средний размер зерен начинает расти после отжига при 800°C и достигает максимума после отжига при 1050°C (рисунок 3). При этом изменение содержания вторичных выделений в зернах и по границам зерен малозаметно. В работе [8] ранее сообщалось о другой отличительной черте стали на данной отметке: наличии зерен с разной травимостью, в результате чего на снимке группы зерен с повышенной травимостью имели более темный окрас. Они наблюдались в стали на отметке «+160мм» до отжига; после отжигов при 450 и 650°C площадь, занимаемая темными зернами, практически не изменилась. После отжига при 800°C площадь темных зерен превысила площадь светлых зерен обычной травимости. После заключительного отжига при 1050°C имело место сокращение числа темных областей и рост среднего размера зерен, который составил только 50% от роста зерна в материале сборки Н-214(1).

Необлученная сталь 12X18H10T (МТО) при отжиге не показала существенных изменений формы и размеров зерен при температурах ≤800°C. Значительный рост среднего размера зерен наблюдался только в результате отжига при температуре 1050°C.

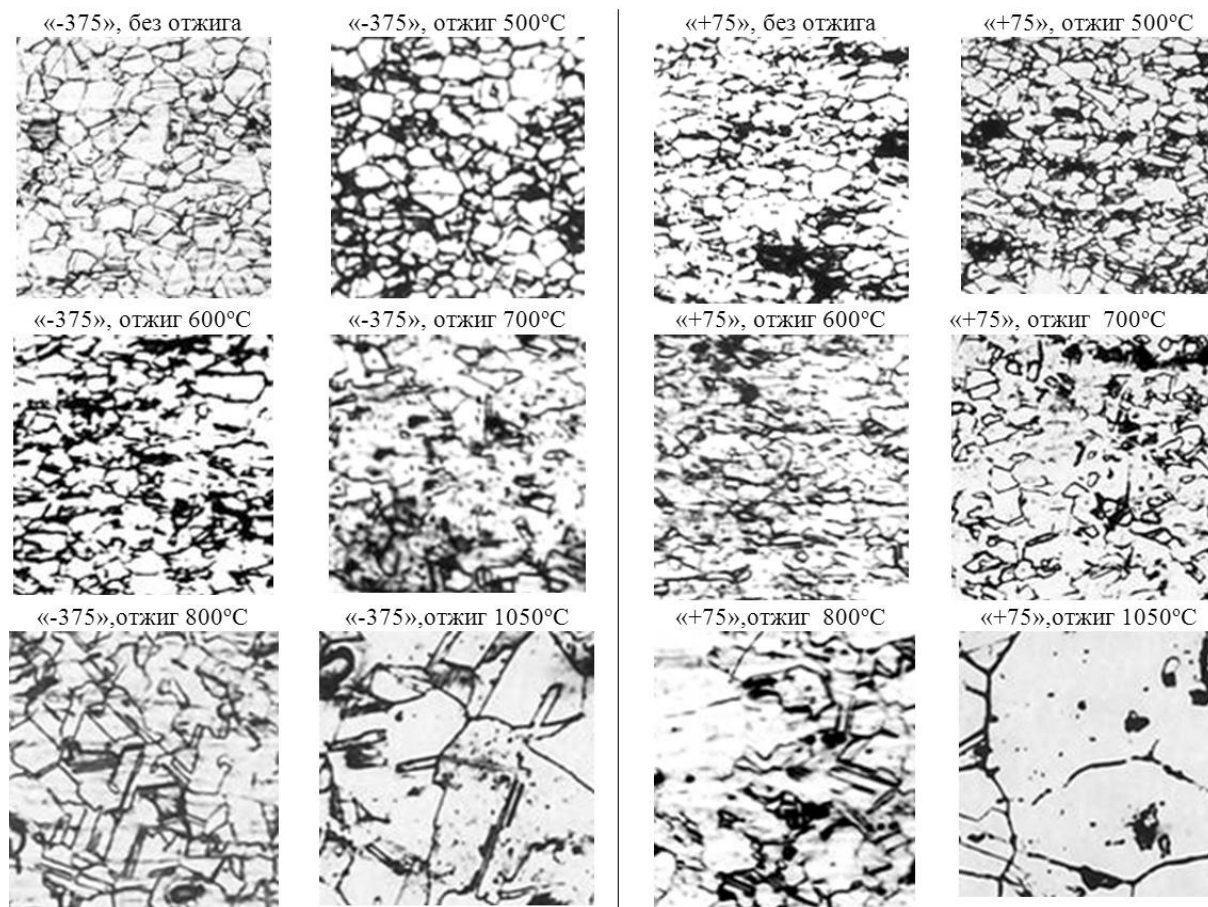


Рисунок 1. Металлографические снимки структуры аустенитной стали 12Х18Н10Т бланкетной сборки Н-214(1) для двух отметок «-375» и «+75» от ц.а.з. без отжига и после серии последовательных изохронных (1 час) отжигов в интервале температур 500-1050°С. (×400)

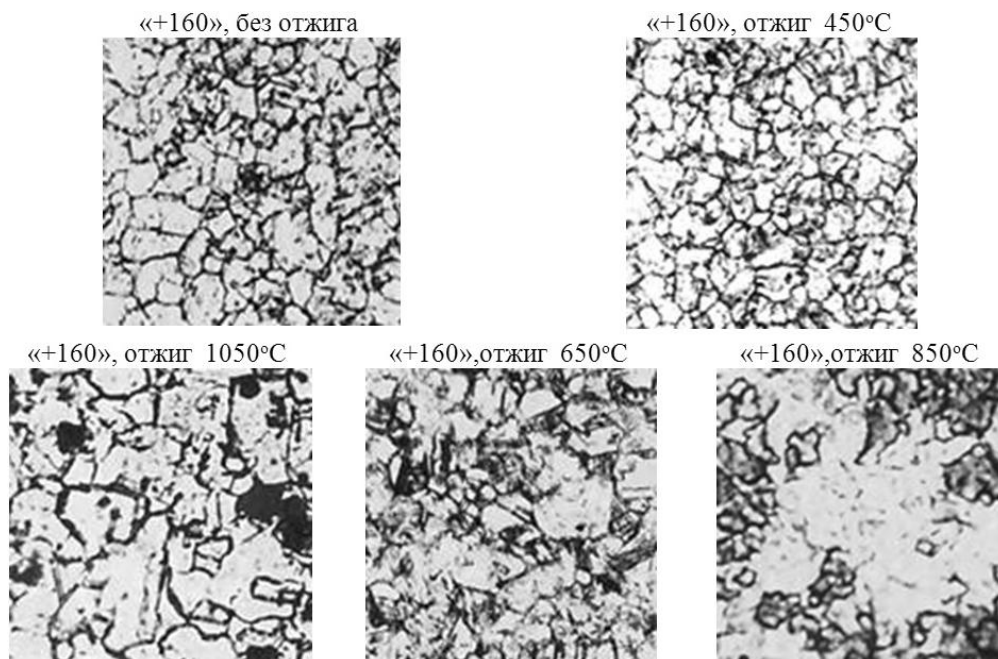


Рисунок 2. Металлографические снимки структуры аустенитной стали 12Х18Н10Т топливной сборки ЦЦ-19 на отметке «+160мм» от ц.а.з. без отжига и после нескольких последовательных изохронных (1 час) отжигов при различных температурах. (× 400)

**ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ОБЛУЧЕННОЙ НЕЙТРОНАМИ
АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т В РЕЗУЛЬТАТЕ ПОСТ-РАДИАЦИОННЫХ ОТЖИГОВ**

Таблица 3. Размер зерен, микротвердость и плотность стали 12Х18Н10Т до и после изохронных отжигов

Сборка Отметка от ц.а.з.	Т, °С	Размер зерен, мкм	$\bar{d}$, мкм	H _v , кг/мм ²	Плот-ность, г/см ³	Сборка Отметка от ц.а.з.	Т, °С	Размер зерен, мкм	$\bar{d}$, мкм	H _v , кг/мм ²	Плот-ность, г/см ³
Н-214(1) «-375»	294	5-15	10	412	7.856	ЦЦ-19 «+160»	370	10-50	16	390	7.438
	500	5-15	10	370	7.839		450	10-50	16	367	7.516
	600	5-15	10	244	7.813		650	20-75	18	320	7.525
	700	5-15	10	212	7.83		850	20-80	20	229	7.738
	800	20-25	23	158	7.839		1050	20-100	30	161	7.849
	1050	20-100	50	158	7.840						
Н-214(1) «+75»	318	5-15	12	400	7.846	Необл. МТО	25	5-15	10	260	7.8719
	500	5-15	12	340	7.766		650	5-15	12	229	7.8719
	600	5-15	12	244	7.818		850	20-45	15	190	7.8719
	700	5-15	12	218	7.843		1050	20-100	87	146	7.8719
	800	25-30	27	218	7.782						
	1050	20-100	60	160	7.790						

Результаты измерения микротвердости до и после изохронных отжигов для стали 12Х18Н10Т, облученной нейтронами до разных доз и необлученной, приведены на рисунке 4. Обращает на себя внимание близость значений микротвердости стали после облучения в сборках с малыми и высокими дозными параметрами (сна). Кинетика отжига радиационного прироста микротвердости (радиационного упрочнения) определяется углом наклона прямой, аппроксимирующей ход кривой $H_v(T_{an})$ в отдельных температурных интервалах. Видно, что сталь, облученная до высоких значений сна, имеет сходную кинетику отжига H_v со сталью с низким уровнем дозы только до температур 450-500°С, затем отжиг радиационного упрочнения стали с низким сна на обеих отметках протекает более интенсивно. Заметим, что, если сравнивать изменения H_v слабо облученной стали с микротвердостью необлученной стали (МТО), то температура 650°С характеризует полный отжиг величины радиационного упрочнения. При этом остающиеся в стали дефекты радиационно-термической природы продолжают упрочнять матрицу, однако количественно их упрочняющий эффект сравнивается с упрочняющим эффектом сетки дислокаций, которая сохраняется в необлученной стали (МТО) после отжига при 650°С.

При температурах выше 650°С отжиг стали с низким сна также имеет свои особенности. На менее облученной отметке «-375мм» он протекает равномерно и заканчивается при температуре отжига 800°С, после которой H_v практически не меняется. На отметке «+75мм» при температурах выше 600°С отжиг радиационного упрочнения замедляется. Однако после отжига при 1050°С сталь на обеих отметках показывает одинаковую микротвердость. Необходимо отметить, что отжиг при 1050°С (1 час) характеризуется полным снятием дополнительного упрочнения радиационно-термической природы у стали с высоким сна.

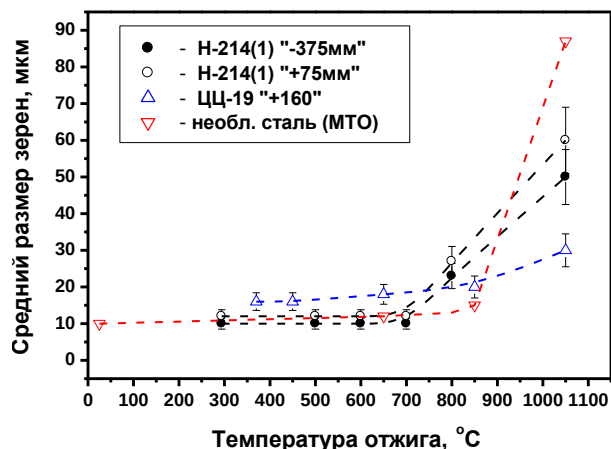


Рисунок 3. Изменение среднего размера зерна облученной нейтронами и необлученной (МТО) стали 12Х18Н10Т с ростом температуры изохронного отжига

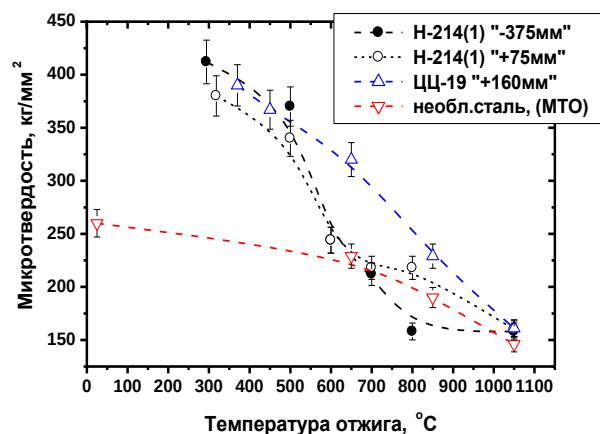


Рисунок 4. Изменение микротвердости облученной нейтронами и необлученной (МТО) стали 12Х18Н10Т с ростом температуры изохронного отжига

Пост-радиационная термическая обработка модифицирует состояние дефектной микроструктуры облученной стали, в результате чего может заметно изменяться ее плотность. Согласно данным измерения плотности методом гидростатического взвешивания (рисунок 5) суммарное изменение $\Delta\rho$ облу-

ченной стали после отжига при 1050°C (1 час) для стали с низким сна на отметках «-375мм» и «+75мм» составляет -0.2 и -0.7% исходной величины (до отжига), соответственно. Изменение плотности отрицательное, т.е. сталь после отжига становится менее плотной. Это можно объяснить перерастворением большей части карбонитридных выделений в матрице, в результате чего углерод переходит назад в твердый раствор, и параметр решетки аустенита будет увеличиваться. Другим фактором, приводящим к уменьшению плотности стали в результате отжига, мог бы служить рост вакансионных пор. Однако, согласно ПЭМ-исследованиям отожженных стальных образцов с отметки «+75мм» (где после облучения наблюдался максимум вакансионного распухания по высоте сборки Н-214(1) [9] (рисунок 6)), вакансионные поры полностью исчезали при температуре отжига 650°C и потому не могли влиять на уменьшение плотности.

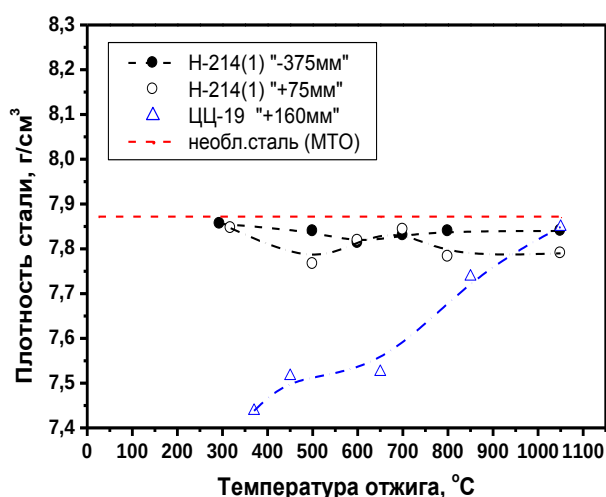


Рисунок 5. Изменение плотности облученной нейтронами и необлученной (МТО) стали 12Х18Н10Т с ростом температуры изохронного отжига

Как видно из рисунка 5, для материала сборки ЦЦ-19 с отметки «+160мм» изменение плотности имеет положительный знак и после заключительного отжига при 1050°C (1 час) составляет значительную величину, 5.5% от исходного значения (до отжига). Это свидетельствует о том, что в результате изохронных отжигов сталь уплотняется. Для объяснения данного факта также необходимо привлекать данные ПЭМ-исследований. Согласно ПЭМ (рисунок 6) тонкая микроструктура стали 12Х18Н10Т на отметке «+160мм» характеризуется наличием высокой плотности крупных вакансионных пор. Вакансионное распухание при этом составляет 2.1%, а средний диаметр пор достигает 21.3 нм. Отжиг при высоких температурах приводит к постепенному исчезновению вакансионных пор, в результате чего уменьшается объем стального образца, что при условии сохранения его массы приводит к увеличению плотности. В то же время сталь с низкими сна, в случае сборки Н-214(1) на отметках «-375» и «+75мм» [9], имеет незначительный уровень вакансионного распухания - 0.05% и 0.33%, соответственно. При этом средний диаметр пор ≤10нм. В результате последовательных отжигов мелкие поры низкой плотности исчезнут из микроструктуры гораздо раньше по температуре, чем крупные. Это является основным фактором, ответственным за более быстрый отжиг радиационного упрочнения в стали с малыми сна по сравнению с сильно облученным материалом сборки ЦЦ-19.

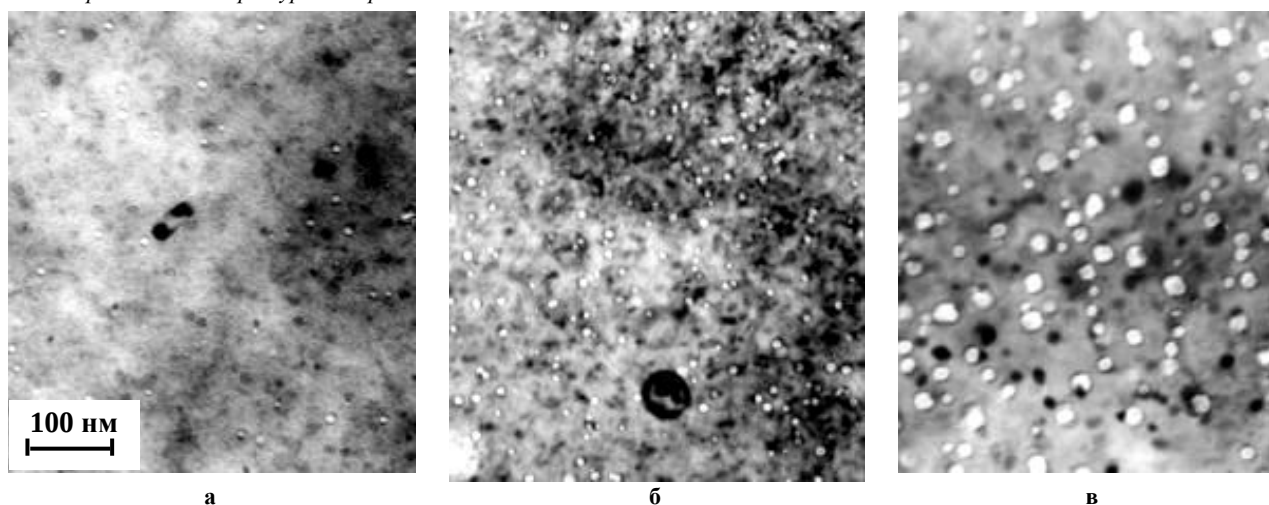


Рисунок 6. Вакансионные поры в облученной аустенитной стали 12Х18Н10Т: отметки «-375мм» (а) и «+75мм» (б) сборки Н-214(1); отметка «+160мм» сборки ЦЦ-19 (в)

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе приведен краткий обзор результатов исследований влияния часовых термических отжигов в интервале температур 500-1050°C на микроструктуру и свойства стали 12Х18Н10Т, облученной нейтронами в реакторе БН-350 до разных повреждающих доз при сравнительно низких температурах. Проведенные металлографические исследования структуры на мезоуровне, измерения микротвердости и гидростатической плотности стали после изохронных отжигов показали схожесть изменений параметров структуры и свойств у стали с низкими сна (отметки «-375мм» и «+75мм», сборка Н-214(1)) и, одновременно, сильное отличие поведения при отжиге структуры и свойств стали с высоким сна (отметка «+160мм», сборка ЦЦ-19). Показано, что радиационное упрочнение в стали с низким сна отжигается быстрее по сравнению со сталью с высоким сна.

Температура 1050°C является температурой полного отжига радиационно-термического упрочнения в

стали с высоким сна. После часового отжига при этой температуре необлученная сталь 12Х18Н10Т (МТО), а также облученная сталь обеихборок (с малыми и высокими сна) переходят в состояние, характерное для аустенизации. Заметим, однако, что в стали с малыми сна отжиг радиационного прироста микротвердости достигается уже при температуре 650°C.

Изменения плотности облученной нейтронами стали изборок Н-214(1) с низкими сна и ЦЦ-19 с высоким сна в результате серии последовательных отжигов имеют противоположные знаки. Плотность стали с низким сна уменьшается в результате отжига (на 0.2-0.7 %), что отвечает небольшому увеличению параметра решетки аустенита, по-видимому, связанного с перерастворением в матрице вторичных выделений. Плотность стали с высоким сна после аналогичных отжигов резко возрастает (на 5.5%), что, вероятнее всего, связано с исчезновением из микроструктуры вакансионных пор.

ЛИТЕРАТУРА

1. Porter, D.L. Response to annealing and reirradiation of AISI 304L stainless steel following initial high-dose neutron irradiation in EBR-II / D.L.Porter, G.L.McVay, L.C. Walters // In: Proc. of 10th Intern. Symp. on Effects of Radiation on Materials ASTM STP 725, ASTM, Savannah, GA, 1980.- P. 500-511.
2. Nikolaeva, A. V. Restoration of Mechanical Properties of Irradiated Steel by Thermal Annealing / A.V. Nikolaeva, Yu.A. Nikolaev and Yu.R. Kevorkyan // Atomic Energy.- 2001.-V.90.- N 6.- P. 475-479.
3. Cole, J.I. Microstructural changes induced by post-irradiation annealing of neutron-irradiated austenitic stainless steels / J.I.Cole, T.R.Allen // Journal of Nucl.Mater.- 2000.- V. 283-287.- P.329-333.
4. Вотинов, С.Н. Облученные нержавеющие стали / С.Н.Вотинов, В.И.Прохоров, З.Е. Островский.- М.: Наука.- 1987.- 127с.
5. Garner, F.A. The microstructural origins of yield strength changes in AISI 316 during fission or fusion irradiation / F.A.Garner, M.L.Hamilton, N.F.Panayotov, G.D. Johnson // Journal of Nucl.Mater.- 1981.- V. 103-104.- P. 803-808.
6. Johnson G.D., Garner F.A., Brager H.R., Fish R.L. A microstructural interpretation of the fluence and temperature dependence of the mechanical properties of irradiated AISI 316 / G.D.Johnson, F.A.Garner, H.R.Brager, R.L.Fish // In: Proc. of 10th Intern. Symp. on Effects of Radiation on Materials ASTM STP 725, ASTM, Savannah, GA, 1980, p. 393-412.
7. Неустроев, В.С. Эволюция микроструктуры стали типа Х18Н10Т при низкотемпературном облучении нейтронами как основной фактор упрочнения / В.С.Неустроев, З.Е.Островский, С.В.Белозеров // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. – 2007.- №6.-С.78-81.
8. Максимкин, О.П. Анализ результатов и новая концепция исследования материалов тепловыделяющихборок реактора БН-350 / О.П.Максимкин // Сборник материалов международной конференции «Ядерная и радиационная физика», (26-29 сентября 2005г.), Алматы, 2006, т. 1, с.98-134.
9. Maksimkin, O.P. Void swelling of AISI 321 analog stainless steel irradiated at low dpa rates in the BN-350 reactor / O.P.Maksimkin, K.V.Tsai, L.G.Turubarova, T.Doronina, F.Garner // Journal of Nucl. Mater. - 2007.- V.367-370.- P.990-994.

НЕЙТРОНДАРМЕН СӘУЛЕЛЕНДІРІЛГЕН 12Х18Н10Т АУСТЕНИТТІ БОЛАТТЫҢ РАДИАЦИЯДАН КЕЙІНГІ КҮЙДІРУДІҢ НӘТИЖЕСІНДЕ МИКРОҚҰРЫЛЫМЫ МЕН ҚАСИЕТТЕРІНІҢ ӨЗГЕРУІ

Максимкин О.П., Цай К.В., Турубарова Л.Г., Сильягина Н.С., Доронина Т.А.

ҚР ҰАО Ядролық физика институты, Алматы, Қазақстан

БН-350 реакторында 7.3, 12.6 және 55.4 аж зақымдаушы дозаларға дейін нейтрондармен сәулелендірілген 12Х18Н10Т болаттың микроқұрылымы мен қасиеттеріне радиациядан кейінгі күйдірудің ықпалы жөніндегі деректер келтірілген. Үлгілерді 500-1050°C температура аралығында бір сағаттық изохрондық күйдіруге дейінгі және одан кейінгі зерттеулер металграфия, жарық өткізуші электрондық микроскопия, микроқаттылықты өлшеу және гидростатикалық таразылау әдістері арқылы жүргізілді.

**POST-IRRADIATION ANNEALING – INDUCED CHANGES
IN MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF 12CR18-NI10-TI AUSTENITIC STEEL**

O.P. Maksimkin, K.V. Tsay, L.G. Turubarova, N.S. Sylnyagina, T.A. Doronina

Institute of Nuclear Physics NNC RK, Almaty, Kazakhstan

The data of post-irradiation annealing influence on both microstructure and properties of 12Cr18-Ni10-Ti steel irradiated to damage doses of 7.3, 12.6, 55.4 dpa in the BN-350 fast reactor are represented. Investigations of steel specimens before and after 1hour-annealings in the range 500-1050°C were carried out with methods of metallography, transmission electron microscopy, measurements of microhardness and hydrostatic weighting.

УДК 621.039.58

О ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ БЕРИЛЛИЕВОГО ОТРАЖАТЕЛЯ В СУЩЕСТВУЮЩЕЙ АКТИВНОЙ ЗОНЕ РЕАКТОРА ВВР-К

Аринкин Ф.М., Бейсебаев А.О., Гизатулин Ш.Х., Колточник С.Н., Чакров П.В., Чекушина Л.В.

Институт ядерной физики НЯЦ РК, Алматы, Казахстан

Приведены результаты расчетных исследований по обоснованию создания бериллиевого отражателя в существующей активной зоне реактора ВВР-К. Для этого с периферии активной зоны удалены 20 ТВС и установлены 23 Be блока. Рассчитаны распределение энерговыделения по ТВС активной зоны, плотности потоков нейтронов в облучательных каналах, а также два цикла работы реактора по двадцать одному дню. Выполнен теплогидравлический расчет для наиболее теплонапряженной ТВС активной зоны. Показано, что теплотехническая надёжность активной зоны с бериллиевым отражателем обеспечивается.

ВВЕДЕНИЕ

В связи с изменением тематики проводимых на реакторе ВВР-К научно-исследовательских работ появилась возможность изменения конфигурации активной зоны, направленная на повышение её экономичности. Так, вместо центрального канала диаметром 140 мм, образованного в вытеснителе из бериллия, установленного на месте извлеченных семи тепловыделяющих сборок (ТВС) [1], было организовано три облучательных канала диаметром 60 мм, расположенных в центральной области активной зоны [2].

РЕЗУЛЬТАТЫ РАСЧЕТНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

В настоящее время стационарная загрузка активной зоны реактора (обеспечивающая 40 %-е выгорание топлива в выгружаемых ТВС) составляет 64 ТВС 1-го типа и 12 ТВС 2-го типа. Картограмма загрузки активной зоны приведена на рисунке 1.

ТВС 1-го типа содержит пять трубчатых тепловыделяющих элемента (ТВЭЛ), ТВС 2-го типа состоит из

трёх наружных ТВЭЛов и имеет внутри полость для установки рабочих органов (РО), экспериментальных каналов и устройств. Из двенадцати ТВС 2-го типа шесть используются для установки РО СУЗ и шесть для размещения экспериментальных образцов их бериллия. Остаточный запас реактивности активной зоны (после выработки кампании) для указанной загрузки составил $4,83 \% \Delta K_{эф}/K_{эф}$ (далее $\Delta K/K$). При этом при работе реактора на мощности 6 МВт запас реактивности расходуется следующим образом:

- стационарное отравление $2,9 \div 3,1 \% \Delta K/K$;
- выгорание топлива и накопление долгоживущих осколков деления $0,09 \div 0,1 \% \Delta K/K$;
- температурный эффект реактивности $0,04 \% \Delta K/K$ на градус Цельсия.

Расчетная кривая изменения запаса реактивности за цикл работы реактора приведена на рисунке 2.

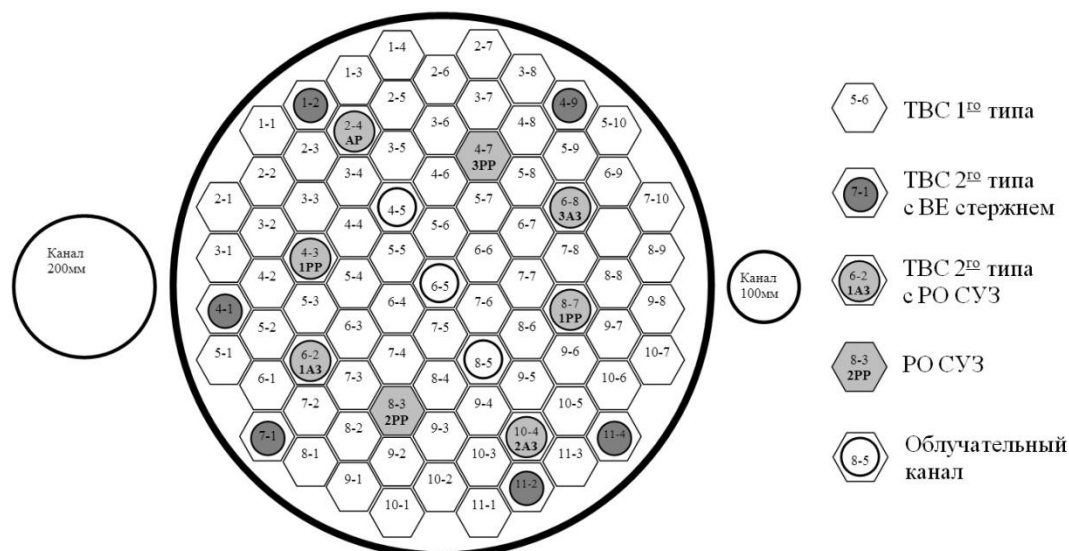


Рисунок 1. Картограмма загрузки активной зоны ВВР-К 76 ТВС

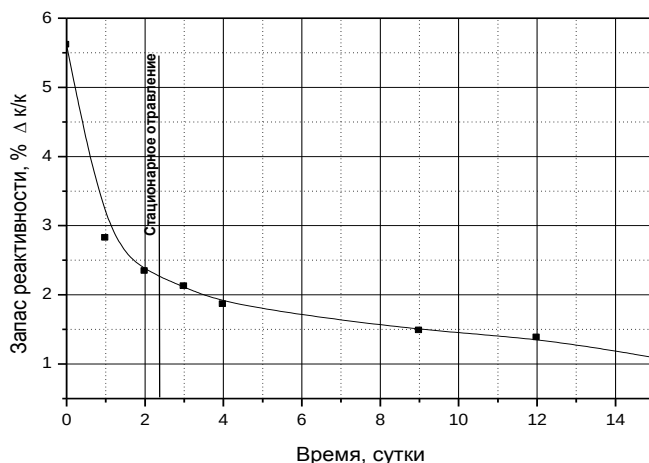


Рисунок 2. Зависимость потери реактивности от времени работы реактора на мощности 6 МВт

Расчеты выполнены с помощью трёхмерного кода MCU-REA [3], реализующего для моделирования процессов в активной зоне метод Монте-Карло. Сравнение результатов расчета и эксперимента (эксплуатационные данные) показали их хорошее согласие, что в дальнейшем позволило большую часть исследований по улучшению характеристик активной зоны проводить с использованием расчетных методов.

В таблице 1 приведены эффективности РО СУЗ, которые показывают их достаточность для обеспечения безопасной работы реактора.

Суммарная эффективность при одновременном погружении РО РР больше, чем сумма отдельных РО, что говорит о положительной интерференции, что повышает безопасность эксплуатации реактора. Относительно большая величина эффективности РО РР1 объясняется тем, что в этом случае на одном приводе закреплены два поглощающих стержня.

Значения величины энерговыделения и среднего выгорания топлива в ТВС для стационарного режима приведены в таблице 2, здесь полужирным шрифтом выделены номера ячеек вместе со значениями энерговыделения и выгорания ТВС внешнего ряда.

Таблица 1. Эффективность РО СУЗ

РО СУЗ	ΣРР+АР	Σ1РР	2РР	3РР	АР	ΣАЗ	1АЗ	2АЗ	3АЗ
Эфф.эксп, %	-	2,45	1,78	1,87	0,5	-	0,95	0,66	1,0
Эфф.расч, %	6,8	2,3	1,47	1,51	0,5	2,47	0,75	0,72	0,77

* В качестве РО используются «тонкие» стержни из карбида бора, устанавливаемые в ТВС 2-го типа

Таблица 2. Значения энерговыделения и выгорания в ТВС активной зоны

№ ячейки	Энерговыделение кВт	Выгорание %	№ ячейки	Энерговыделение кВт	Выгорание %
2 - 4 АР	53,8	37,4	9 - 4	106,2	27,5
4 - 3 1РР	62,7	44,2	9 - 5	111,8	23,8
8 - 7 1РР	61,8	46,1	9 - 6	80,5	41,0
6 - 2 АЗ1	56,4	43,3	3 - 2	68,5	35,2
6 - 8 АЗ3	58,3	42,9	7 - 9	73,2	36,7
10 - 4 АЗ2	55,0	37,0	9 - 7	73,7	31,1
4 - 4	134,3	8,5	10 - 3	71,6	32,8
4 - 8	73,2	37,0	5 - 2	70,2	34,1
5 - 4	106,2	35,4	10 - 5	67,8	38,4
5 - 5	147,8	24,4	2 - 3	72,1	31,1
5 - 6	143,4	27,8	2 - 5	71,3	29,5
6 - 6	133,8	26,2	5 - 9	70,9	32,8
7 - 6	145,7	27,0	6 - 1	61,5	29,5
7 - 5	145,7	24,6	6 - 9	64,6	27,0
6 - 4	135,4	23,5	2 - 2	64,1	28,7
5 - 7	113,7	24,8	2 - 5	61,8	24,6
6 - 7	124,7	8,2	10 - 6	67,1	24,6
6 - 3	116,5	19,7	10 - 2	65,5	23,0
7 - 4	124,0	7,4	11 - 3	49,8	45,1
7 - 7	127,5	11,5	9 - 8	51,0	41,8
8 - 6	128,0	22,1	3 - 1	46,8	44,3
3 - 3	77,4	39,3	9 - 1	48,9	44,3
3 - 4	104,3	24,6	3 - 8	46,8	43,4

№ ячейки	Энерговыведение кВт	Выгорание %	№ ячейки	Энерговыведение кВт	Выгорание %
3 - 5	115,1	8,2	11 - 4*	48,5	18,4
3 - 6	76,0	39,3	11 - 2*	51,6	20,2
3 - 7	68,1	36,1	4 - 1*	48,3	20,1
4 - 2	71,6	37,7	1 - 2*	53,5	19,8
4 - 6	120,7	21,3	4 - 9*	49,7	19,3
5 - 3	80,0	43,9	7 - 1*	47,1	19,1
5 - 8	80,7	44,7	2 - 1	49,1	27,8
7 - 2	70,2	36,8	10 - 7	51,5	29,5
7 - 3	79,5	43,9	10 - 1	48,2	32,4
7 - 8	82,3	45,0	7 - 10	47,3	41,7
8 - 2	73,2	37,7	5 - 1	44,4	42,3
8 - 4	129,1	10,7	2 - 7	51,5	23,4
8 - 8	74,6	39,0	11 - 1	51,5	29,8
9 - 2	68,5	35,2	1 - 4	52,6	26,6
9 - 3	78,1	39,3	5 - 10	44,4	43,4

*-ТВС 2-го типа со вставками их бериллия

При расчете значений плотности потока нейтронов для уменьшения статистической погрешности рассматривалось около 70 миллионов историй. Регистрационная зона задавалась в виде цилиндра высотой 10 мм и диаметром 11 мм, расположенного по центру активной зоны. Величины плотности потока тепловых ($E_n \leq 0.4$ эВ) и быстрых ($E_n > 1,15$ МэВ) приведены в таблице 3.

Как уже говорилось выше, отказ от центрального канала диаметром 140 мм дал возможность использовать в центре активной зоны шесть высокоэффективных ТВС. Это, в свою очередь, позволило расчетным путём рассмотреть вариант компоновки активной зоны, когда внешний ряд ячеек (23-24шт.) будет занят вместо ТВС бериллиевыми блоками, имеющим те же габаритные размеры.

Предварительно на реакторе ВВР-К была экспериментально оценена эффективность замены бериллиевых блоков на ТВС. Для этого из ячеек 9 - 8 и 11 - 7 были извлечены ТВС с выгоранием 16,4 и 13,6 % соответственно, общая потеря реактивности при этом составила 0,55 %Δк/к. Загрузка в эти ячейки бериллиевых блоков увеличила запас реактивности 0,44 %Δк/к. Таким образом по этим оценкам можно

сделать вывод, что замена «подгоревших» ТВС на бериллиевые блоки в крайнем ряду ячеек, незначительно скажется на балансе реактивности реактора. На рисунке 3 приведена предполагаемая картограмма загрузки активной зоны с боковым отражателем из бериллия.

Для активной зоны, содержащей 76 ТВС (рисунок 1) остаточный запас реактивности составил, как уже указывалось, 4,83 %Δк/к. Замена 20-ти ТВС из периферийных ячеек на 23 бериллиевых блока (рисунок 3) привела к небольшому увеличению реактивности до 4,97 % Δк/к. При этом эффективность РО СУЗ (таблицу 4) несколько увеличилась.

Установка бериллиевого отражателя изменила картину энергоснабжения по ТВС активной зоны, поэтому был проведен расчет двух кампаний и в таблицах 5 и 6 представлены результаты расчета энергоснабжения и достигнутого выгорания соответственно.

Как видно из таблицы 5, в ячейке 5-5 находится ТВС с максимальным энергоснабжением 170,8 кВт и наиболее энергонапряженными гранями в направлении облучательных каналов в ячейках 4 - 5 и 6 - 5.

Таблица 3. Значения плотности потока тепловых и быстрых нейтронов

Облучательный канал	Существующая активная зона	
	Тепловые	Быстрые
В ячейке 4 - 5	9,8E+13	1,7E+13
В ячейке 8 - 5	1,0E+14	1,7E+13
В ячейке 8 - 9	3,6E+13	5,0E+12
В баке (Ø 100 мм)	8,7E+12	3,0E+11

Таблица 4. Эффективность РО СУЗ для активной зоны 56 ТВС+23 Ве блока

РО СУЗ	ΣPP+AP	Σ1PP	2PP	3PP	AP	ΣA3	1A3	2A3	3A3
Эфф.расч, %	7,45	2,3	1,64	1,70	0,6	2,57	0,84	0,59	0,96

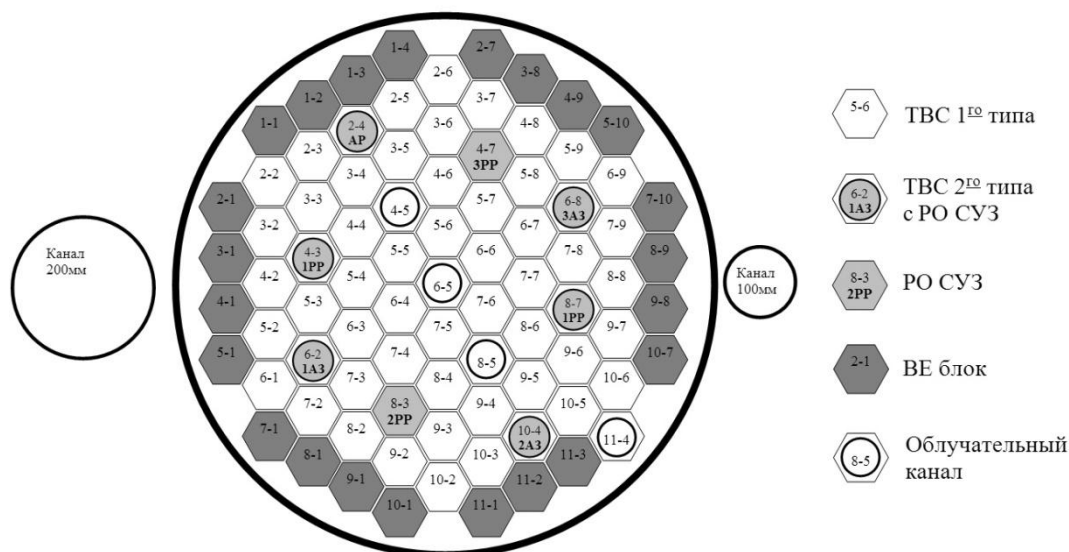


Рисунок 3. Картограмма загрузки активной зоны ВВР-К с боковым бериллиевым отражателем

Таблица 5. Распределение энерговыделения по ТВС активной зоны (рисунок 3)

№ ячейки	Энерговыд. кВт	№ ячейки	Энерговыд. кВт	№ ячейки	Энерговыд. кВт	№ ячейки	Энерговыд. кВт
2 - 4 АР	70,6	6 - 4	157,9	5 - 3	95,9	7 - 9	88,9
4 - 3 1РР	75,0	5 - 7	132,2	5 - 8	96,6	9 - 7	86,6
8 - 7 1РР	69,1	6 - 7	147,4	7 - 2	86,1	10 - 3	86,6
6 - 2 А31	75,5	6 - 3	138,0	7 - 3	95,9	5 - 2	90,5
6 - 8 А33	76,2	7 - 4	147,4	7 - 8	95,9	10 - 5	80,0
10 - 4 А32	72,7	7 - 7	145,0	8 - 2	91,2	2 - 3	93,6
4 - 4	161,4	8 - 6	139,0	8 - 4	149,7	2 - 5	91,2
4 - 8	93,6	3 - 3	94,0	8 - 8	88,9	5 - 9	91,2
5 - 4	121,6	3 - 4	126,3	9 - 2	86,6	6 - 1	78,6
5 - 5	170,8	3 - 5	143,4	9 - 3	88,0	6 - 9	81,9
5 - 6	165,2	3 - 6	91,2	9 - 4	119,3	2 - 2	81,9
6 - 6	154,4	3 - 7	88,9	9 - 5	121,6	2 - 5	82,3
7 - 6	163,1	4 - 2	93,1	9 - 6	85,9	10 - 6	76,5
7 - 5	165,9	4 - 6	145,0	3 - 2	91,7	7 - 9	79,8

Таблица 6. Значения выгорания в ТВС активной зоны ВВР-К (картограмма рисунка 3)

№ ячейки	Выгорание % *	Выгорание % **	№ ячейки	Выгорание % *	Выгорание % **
2 - 4 АР	37,4	40,8	5 - 3	43,9	47,2
4 - 3 1РР	44,2	3,4	5 - 8	44,7	48,0
8 - 7 1РР	46,1	3,4	7 - 2	36,8	39,9
6 - 2 А31	43,3	3,5	7 - 3	43,9	47,1
6 - 8 А33	42,9	3,5	7 - 8	45,0	48,3
10 - 4 А32	37,0	40,5	8 - 2	37,7	41,0
4 - 4	8,5	14,3	8 - 4	10,7	16,3
4 - 8	37,0	40,3	8 - 8	39,0	42,2
5 - 4	35,4	39,7	9 - 2	35,2	38,3
5 - 5	24,4	30,4	9 - 3	39,3	42,7
5 - 6	27,8	33,5	9 - 4	27,5	31,6
6 - 6	26,2	31,6	9 - 5	23,8	28,1
7 - 6	27,0	32,5	9 - 6	41,0	43,7
7 - 5	24,6	30,0	3 - 2	35,2	38,4
6 - 4	23,5	29,0	7 - 9	36,7	40,0
5 - 7	24,8	29,5	9 - 7	31,1	34,5
6 - 7	8,2	13,6	10 - 3	32,8	36,1
6 - 3	19,7	24,4	5 - 2	34,1	37,7
7 - 4	7,4	12,8	10 - 5	38,4	41,2
7 - 7	11,5	16,8	2 - 3	31,1	34,5
8 - 6	22,1	27,2	2 - 5	29,5	33,1
3 - 3	39,3	42,6	5 - 9	32,8	36,5
3 - 4	24,6	29,0	6 - 1	29,5	32,7
3 - 5	8,2	13,2	6 - 9	27,0	30,3

№ ячейки	Выгорание % *	Выгорание % **	№ ячейки	Выгорание % *	Выгорание % **
3 - 6	39,3	42,4	2 - 2	28,7	31,5
3 - 7	36,1	38,9	2 - 5	24,6	27,9
4 - 2	37,7	41,2	10 - 6	24,6	27,6
4 - 6	21,3	26,6	10 - 2	23,0	25,8

* на начало 1-ой кампании, ** на конец 2-ой кампании

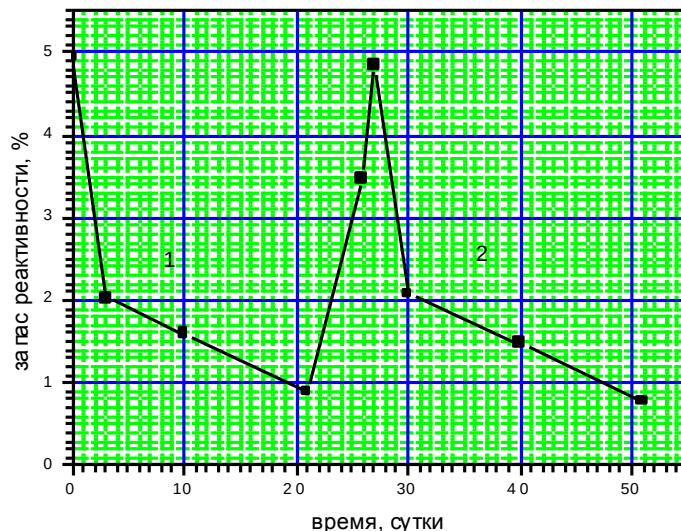
По окончании 1-ой кампании были заменены на свежие четыре ТВС 2-го типа и за счет этой операции был обеспечен достаточный запас реактивности для второй кампании. В ячейках 5-8 и 7-8 было достигнуто 48 % выгорание на конец второй кампании и теперь они тоже подлежат выгрузке

На рисунке 4 представлен ход двух кампаний реактора ВВР-К.

Результаты расчетов показали, что уменьшение объема активной зоны и установка бокового бериллиевого отражателя не повлияли на длительность

кампании. Для этой зоны были рассчитаны плотности потоков тепловых и быстрых нейтронов в облучательных каналах активной зоны и в баке аппарата, результаты представлены в таблице 7.

По программе ASTRA [4] был выполнен расчёт теплового режима наиболее энергонапряженной ТВС в ячейке 5-5. Рассматривался сектор ТВС, направленный на один из облучательных каналов. Распределение энерговыделения по высоте активной зоны для программы ASTRA приведено в таблице 8.



1. кампания после выгрузки 20 ТВС и загрузки 23 Ве блоков; 2. следующая кампания после отстоя в течении 6-ти суток и замены четырёх ТВС 2-го типа с 45÷48%-ным выгоранием на свежие

Рисунок 4. Кампании реактора с загрузкой активной зоны 56 ТВС + 23 Ве блока

Таблица 7. Значения плотности потока тепловых и быстрых нейтронов

Облучательный канал	Активная зона 56 ТВС+23 Ве блока	
	Тепловые	Быстрые
В ячейке 4 – 5	1,14E+14	7,7E+13
В ячейке 8 - 5	1,11E+14	7,4E+13
В ячейке 11 - 4	3,9E+13	1,9E+13
В баке (Ø 100 мм)	8,2E+12	8,0E+12

Таблица 8. Распределение энерговыделения по высоте активной зоны

Расстояние от верха зоны, см	Энерговыделение, отн. ед.	Расстояние от верха зоны, см	Энерговыделение, отн. ед.
0	0,36	36	1,00
6	0,45	42	0,94
12	0,62	48	0,80
18	0,77	54	0,63
24	0,91	60	0,43
30	0,99		

С учетом всех неравномерностей по высоте и азимуту максимальная плотность энерговыделения в сердечнике ТВС в ячейке 5-5 составила $1,163 \text{ кВт/см}^3$. При расчете использовались следующие входные данные.

Коэффициент теплопроводности материала оболочек – $0,170 \text{ кВт/м}^\circ\text{C}$.

Коэффициент теплопроводности материала сердечников – $0,080 \text{ кВт/м}^\circ\text{C}$.

Температура воды на входе в ТВС – 35°C и 45°C .

Давление воды на входе в ТВС – 1,35 бар.

Перепад давления на активной зоне – 0,15 бар (~1,5 м вод. ст.), 0,20 бар (~2,0 м вод. ст.) и 0,30 бар (~3,0 м вод. ст.), причём 0,2 этой величины – паде-

ние на входе; 0,6 – падение в зазорах ТВС; 0,2 – падение на выходе.

Скорость воды в зазорах для трёх рассматриваемых значений перепада давления на активной зоне – 1,86, 2,15 и 2,64 м/с соответственно.

Мощность реактора – 6000 кВт. Максимальная плотность энерговыделения в сердечниках ТВС для расчёта по программе ASTRA – $1,163 \text{ кВт/см}^3$ ($1,163 \cdot 10^6 \text{ кВт/м}^3$).

Результаты расчёта для двух значений температуры воды на входе в ТВС и трёх значений перепада давления на активной зоне приведены в таблице 9.

Как видно из таблицы 9, несмотря на изменение конфигурации и состава, теплотехническая надёжность активной зоны обеспечивается.

Таблица 9. Результаты теплового расчета для наиболее энергонапряженной ТВС активной зоны (рисунк 3) в ячейке 5 - 5

Мощность ТВС, кВт	170,8					
Макс. плотность энерговыделения в сердечнике твэла*, Вт/см ³	1.163					
Температура воды на входе в активную зону, °C	35			45		
Перепад давления на активной зоне, бар	0,15	0,20	0,30	0,15	0,20	0,30
Макс. тепловой поток с наруж./внутр. поверхностей твэла, кВт/м ² (на 1-ом твэле)	363/334	362/335	362/335	364/333	363/334	363/334
Максимальная температура поверхности твэла, °C (на 1-ом твэле)	68	65	61	77	73	69
Температура начала кипения воды на поверхности твэлов (по Форстеру-Грейфу) °C	122	122	121	122	122	121
Коэффициент запаса до начала кипения на поверхности твэлов по температуре	2.62	2.90	3.32	2.43	2.70	3.09

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Для существующей конфигурации активной зоны реактора обеспечивается длительность кампании 21 день при максимальном выгорании топлива 40 – 45%. Использование ограниченного бокового бериллиевого отражателя (23 блока) длительность кампании и глубина выгорания сохраняется. При этом за счет уменьшения объёма активной зоны повышается плотность

потока нейтронов в облучательных каналах, расположенных в центральной области активной зоны. Переход к стационарному режиму перегрузок также значительно повысит и плотность потока тепловых нейтронов в облучательных каналах, расположенных в отражателе. Теплотехническая надёжность при данном составе активной зоны обеспечивается.

ЛИТЕРАТУРА

1. Модернизированный реактор ВВР-К и его использование в народном хозяйстве Казахстана / Ж.С.Такибаев [и др.] // Вестник АН КазССР. – 1972. - №2. - С.15-16.
2. Возобновление эксплуатации реактора ВВР-К. - Алматы., 1998. – 248 с.
3. Программа MCU-REA с библиотекой ядерных констант DLC/MCUDAT-2.1 // Вопр. атомной науки и техники. Сер. Физика атомных реакторов. - 2001. - Вып. 3. - С.55-62.
4. Емельянов, М.К. Программа “ASTRA” для расчета теплового режима ТВС с трубчатыми коаксиальными твэлами / М.К.Емельянов, А.В. Талиев // Препринт ИАЭ-4112/4. - М., 1985.

ССР-Қ РЕАКТОРЫНЫҢ ҚОЛДАНЫСТА БАР АКТИВТІ АЙМАҒЫНДА БЕРИЛЛИЙЛІК ШАҒЫЛДЫРҒЫШТЫ ПАЙДАЛАНУ МҮМКІНШІЛІГІ ТУРАЛЫ

Аринкин Ф.М., Бейсебаев А.О., Гизатулин Ш.Х., Колточник С.Н., Чакров П.В., Чекушина Л.В.

ҚР ҰЯО Ядролық физика институты, Алматы, Қазақстан

ССР-Қ реакторының қолданыста бар активті аймағында бериллийлік шағылдырғыш жасауды негіздеу бойынша есептемелік зерттеулердің нәтижелері келтірілген. Сол үшін активті аймақтың шеткі жағынан 20 ЖШЖ алып тасталып 23 Ве блок орнатылған. Активті аймақтың ЖШЖ бойынша энергия бөлініп шығу үлестірімі, сәулендіру арналарында нейтрондар ағынының тығыздығы, сондай-ақ реактор жұмысының жиырма бір күннен екі циклі есептеп шығарылған. Активті аймақтың ең жылулық шиеленіскен ЖШЖ үшін жылудигидравликалық есептеу орындалған. Бериллийлік шағылдырғышы бар активті аймақтың жылутехникалық сенімділігі қамтамасыз етілетіні көрсетілген.

ON POSSIBILITY TO USE BERYLLIUM REFLECTOR IN THE WWR-K REACTOR EXISTING CORE

F.M. Arinkin, A.O. Beisebaev, Sh.H. Gizatulin, S.N. Koltchnik, P.V. Chakrov, L.V. Chekushina

Institute of Nuclear Physics NNC RK, Almaty, Kazakhstan

Results of calculation studies on substantiation of usage of beryllium reflector in existing core of the WWR-K reactor are presented. Removal of 20 FAs from the core periphery and installation of 23 beryllium pieces is implied. Distribution of the generated power over the core fuel assemblies and the neutron flux density values in irradiation channels are calculated, as well as two 21-day cycles of reactor operation. Heat-hydraulic calculation for the hottest FA of the core is performed. Heat-engineering reliability of the core with beryllium reflector is shown to be assured.

СПИСОК АВТОРОВ

Аринкин Ф.М., 106
Батырбеков Г.А., 4, 12
Батырбеков Э.Г., 72
Бейсебаев А.О., 106
Васильев Ю.С., 21
Гизатулин Ш.Х., 106
Горлачев И.Д., 81
Гусев М.Н., 27, 41
Гучева О.А., 12
Дерявко И.И., 50
Доронина Т.А., 99
Жилкашинова А.М., 57, 62

Жотабаев Ж.Р., 21
Зверев В.В., 21
Кадыржанов К.К., 4, 12
Киреев А.В., 81
Князев Б.Б., 81
Козлов Э.В., 62, 66
Колточник С.Н., 106
Кульжанов Д.Ш., 50
Лысухин С.Н., 81
Максимкин О.П., 27, 41, 99
Маханов У.М., 4
Платов А.В., 81

Попова Н.А., 57
Сильнягина Н.С., 99
Скаков М.К., 57, 62, 66
Токтогулова Д.А., 27, 41
Турубарова Л.Г., 99
Увалиев Б.К., 66
Ударцев С.В., 50
Цай К.В., 88, 99
Чакров П.В., 106
Чекушина Л.В., 106
Чудинова М.В., 34

ТРЕБОВАНИЯ К ОФОРМЛЕНИЮ СТАТЕЙ

Статьи предоставляются в виде электронной (на гибком диске или по электронной почте присоединенным (attachment) файлом) в формате MS WORD и печатной копии.

Текст печатается на листах формата А4 (210×297 мм) с полями: сверху 30 мм; снизу 30 мм; слева 20 мм; справа 20 мм, на принтере с высоким разрешением (300-600 dpi). Горизонтальное расположение листов не допускается.

Используются шрифт Times New Roman высотой 10 пунктов для обычного текста и 12 пунктов для заголовков. Пожалуйста, для заголовков используйте стили (Заголовок 1, 2...) и не используйте их для обычного текста, таблиц и подписочных подписей.

Текст печатается через одинарный междустрочный интервал, между абзацами – один пустой абзац или интервал перед абзацем 12 пунктов.

В левом верхнем углу должен быть указан индекс УДК. Название статьи печатается ниже заглавными буквами. Через 3 интервала после названия, печатаются фамилии, имена, отчества авторов и полное наименование, город и страна местонахождения организации, которую они представляют. После этого, отступив 2 пустых абзаца или с интервалом перед абзацем 24 пункта, печатается основной текст.

При написании статей необходимо придерживаться следующих требований:

- Статья должна содержать аннотации на казахском, английском и русском языках (130-150 слов) с указанием названия статьи, фамилии, имени, отчества авторов и полного названия, города и страны местонахождения организации, которую они представляют;
- Ссылки на литературные источники даются в тексте статьи цифрами в квадратных [1] скобках по мере упоминания. Список литературы следует привести по ГОСТу 7.1-2003;
- Иллюстрации (графики, схемы, диаграммы) должны быть выполнены на компьютере (ширина рисунка 8 или 14 см), либо в виде четких чертежей, выполненных тушью на белом листе формата А4. Особое внимание обратите на надписи на рисунке – они должны быть различимы при уменьшении до указанных выше размеров. На обороте рисунка проставляется его номер. В рукописном варианте на полях указывается место размещения рисунка. Рисунки должны быть представлены отдельно в одном из форматов *.tif, *.gif, *.png, *.psx, *.dxf с разрешениями 600 dpi.
- Математические формулы в тексте должны быть набраны как объект Microsoft Equation или MathType. Химические формулы и мелкие рисунки в тексте должны быть вставлены как объекты Рисунок Microsoft Word. Следует нумеровать лишь те формулы, на которые имеются ссылки.

К статье прилагаются следующие документы:

- рецензия высококвалифицированного специалиста (доктора наук) в соответствующей отрасли науки;
- выписка из протокола заседания кафедры или методического совета с рекомендацией к печати;
- акт экспертизы (экспертное заключение);
- на отдельном листе автор сообщает сведения о себе: фамилия, имя, отчество, ученая степень, должность, кафедра и указывает служебный и домашний телефоны, адрес электронной почты.

Текст должен быть тщательным образом выверен и отредактирован. В конце статья должна быть подписана автором с указанием домашнего адреса и номеров служебного и домашнего телефонов, адрес электронной почты.

Статьи, оформление которых не соответствует указанным требованиям, к публикации не допускаются.

Ответственный секретарь д.т.н. М.К. Мукушева
тел. (722-51) 2-33-35, E-mail: MUKUSHEVA@NNC.KZ

Технический редактор А.Г. Кислухин
тел. (722-51) 2-33-33, E-mail: KISLUHIN@NNC.KZ

Адрес редакции: 071100, Казахстан, г. Курчатов, ул. Тәуелсіздік, 6.
<http://www.nnc.kz/vestnik>

© Редакция сборника «Вестник НЯЦ РК», 2001.

Регистрационное свидетельство №1203-Ж от 15.04.2000г.
Выдано Министерством культуры, информации и общественного согласия Республики Казахстан

Тираж 300 экз.

Выпуск набран и отпечатан в типографии
Национального ядерного центра Республики Казахстан
071100, Казахстан, г. Курчатов, ул. Тәуелсіздік, 6.

