

УДК 621.039.58

# АНАЛИЗ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКОГО ОБОСНОВАНИЯ ПРИМЕНИМОСТИ ТОЛЕРАНТНОГО ТОПЛИВА ДЛЯ АЭС. ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ И ТЕПЛОГИДРАВЛИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТОЛЕРАНТНОГО ТОПЛИВА

© 2024 г. А. Р. Забиров<sup>1, 2, \*</sup>, И. А. Молотова<sup>1, 2, \*</sup>,В. В. Ягов<sup>2</sup>, Д. В. Сиделев<sup>3</sup>, Д. А. Яшников<sup>1</sup>, С. А. Шевченко<sup>1</sup><sup>1</sup> ФБУ Научно-технический центр по ядерной и радиационной безопасности, Москва, Россия<sup>2</sup> ФГБОУ ВО «Национальный исследовательский университет «МЭИ», Москва, Россия<sup>3</sup> Национальный исследовательский томский политехнический университет, Томск, Россия

\* E-mail: irina\_molotova1705@mail.ru

Поступил в редакцию 23.04.2023 г.

После доработки 28.09.2024 г.

Принят к публикации 08.10.2024 г.

В обзоре описаны результаты исследований прочностных свойств материалов толерантного топлива, а также представлен анализ влияния материалов толерантного топлива на теплообмен при кипении, включая кризисные явления и нестационарный теплообмен в режиме повторного залива активной зоны реактора. В результате анализа литературы выявлены проблемы, требующие дальнейшего экспериментального и теоретического изучения.

DOI: 10.31857/S0040364424060156

## ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение

1. Термомеханические свойства толерантно-го топлива

1.1. Покрытия

1.2. Стали и сплавы

2. Теплогидравлические свойства толерант-ного топлива

2.1. Критический тепловой поток

2.2. Аварии, вызванные скачком реактивности

2.3. Аварии с потерей теплоносителя

Заключение

Список литературы

## ВВЕДЕНИЕ

В [1] было раскрыто понятие толерантного топлива (ТТ), его основные концепции и технологии. Выполнен анализ химической стойкости оболочек ТТ в нормальных и аварийных условиях работы реактора. В настоящей статье представлены результаты термомеханических и теплогидравлических исследований свойств ТТ. Важность данных исследований обосновывается тем, что целостность оболочек ТВЭЛов напрямую зависит от их механических свойств

особенно при высоких температурах и давлениях, соответствующих условиям аварийных режимов АЭС.

## 1. ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТОЛЕРАНТНОГО ТОПЛИВА

### 1.1. Покрытия

В [1] было показано, что концепция ТТ, подразумевающая нанесение на циркониевую оболочку тепловыделяющего элемента (ТВЭЛа) хромосодержащего покрытия, является наиболее проработанной на данный момент. Для покрытий одним из важных параметров, влияющих на его долговечность, является сила сцепления с основным материалом, т.е. адгезия.

Адгезия покрытий зависит от метода их нанесения. Далее представлен обзор результатов испытаний в условиях аварий с потерей теплоносителя (АПТ, loss of coolant accident – LOCA) циркониевых образцов с хромовыми покрытиями, нанесенными различными способами. При окислении паром при 1200°C отслаивания хромовых покрытий, нанесенных методом дугового испарения (МДИ, cathodic arc evaporation – CAE) (толщиной 10 [2] и 20 мкм [3]), а также методом

лазерной наплавки [4], не наблюдалось. При деформации до 4% образцов с хромовым покрытием, созданным методом лазерной наплавки, трещин на них не возникло [4]. Однако в экспериментах на растяжение и сжатие при деформации до 6% на покрытии появлялись трещины, что, по всей видимости, связано с влиянием лазерной технологии нанесения. Небольшие отслаивания хромового покрытия, нанесенного методом магнетронного распыления (MP, magnetron sputtering – MS), толщиной около 27 мкм, были замечены после испытаний на окисление паром при 1000°C и 1200°C [5]. Это связано с различием в значениях коэффициентов термического расширения хрома и циркония при высоких температурах, а также с тем, что незащищенные края позволили кислороду проникнуть между покрытием и циркониевой подложкой. Микроскопические исследования срезов образцов из сплава Zircaloy-4 с хромовым покрытием, нанесенным методом дугового испарения, показали наличие пузырей (рис. 1 [6]), которые образовывались либо в оксидном слое, либо в основном материале, но не на границе Zr–Cr [6]. Этот факт является косвенным подтверждением хорошей адгезии хромового покрытия, нанесенного данным способом.

В условиях АПТ образцы с хромовым покрытием, нанесенным методом физического осаждения из паровой фазы (ФОП), демонстрируют лучшую стойкость к окислению паром при 1200°C, а также в испытаниях на раздутие, при этом время до разрыва увеличивается в два раза по сравнению с образцами без покрытий [7–11]. Результаты испытаний в условиях АПТ и на растяжение, проведенные АО «ВНИИНМ» на различных материалах, также свидетельствуют о том, что лучшие термомеханические свойства демонстрируют образцы с покрытиями из чистого хрома и сплава FeCrAl с содержанием хрома 75%, в то время как многослойные покрытия из Cr–Al не выдержали испытаний – произошло их отслоение [12]. Цилиндрические цирконие-

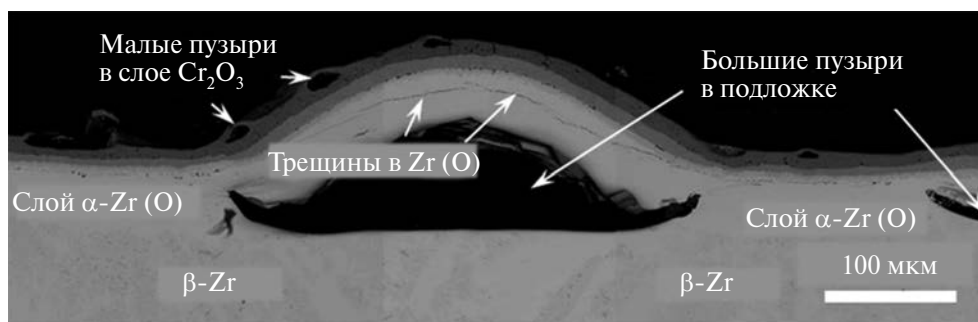
вые образцы с хромовым покрытием, нанесенным в KAERI (Южная Корея) методом холодного напыления (МХН, cold spraying – CS), имели более высокую температуру раздутия и разрыва, а также более низкие значения окружной деформации и размера разрыва по сравнению с образцами без покрытий [13]. Результаты испытаний по нагружению внутренним давлением также продемонстрировали, что при нанесении хромового покрытия среднее время до разрыва оболочки ТВЭЛа увеличивается до 5 мин по сравнению с цирконием [14].

Для оценки влияния трещин на механические свойства оболочек ТВЭЛов в условиях АПТ представляют интерес испытания на высокотемпературное окисление циркониевых образцов с хромовым покрытием с нанесением на него царапин без повреждения циркониевой подложки. Процесс поглощения кислорода через дефекты покрытия привел к росту  $\alpha$ -фазы, тогда как при неповрежденном покрытии окисления циркония не было замечено [15]. Однако покрытие хрома независимо от наличия на нем царапин значительно защищало от ускоренного поглощения кислорода и не приводило к снижению остаточной пластичности образцов.

## 1.2. Стали и сплавы

Различные исследования свидетельствуют о том, что с оболочками ТВЭЛов толерантного типа, выполненными из сталей и сплавов, могут возникнуть следующие проблемы: деградация механических свойств под действием нейтронного облучения; коррозионное растрескивание под напряжением (аустенитная сталь); низкотемпературное радиационное охрупчивание (ферритная сталь); снижение пластичности стали при температурах, характерных для нормальной эксплуатации ВВЭР (300–350°C) [16].

Результаты предварительных расчетов показывают, что при нормальных условиях облучения ТВЭЛы со стальными оболочками всех ти-



**Рис. 1.** Морфология поперечного сечения образцов с хромовым покрытием после окисления при 1200°C в течение 3 ч [6].

пов сталеи толщиной 0.4 мм сохраняют свою форму [16]. ТВЭЛы со стальной оболочкой толщиной 0.35 мм из большинства ферритно-мартенситных сталеи также сохраняют свою геометрию, однако при такой толщине существует вероятность потери формы, что требует проведения экспериментов на исследовательских установках [16]. Для повышения устойчивости формы требуется применение сталеи с большей механической прочностью, используемых в быстрых реакторах, а также сталеи, дисперсионно-упрочненных оксидами (ДУО).

Наличие зазора между оболочкой ТВЭЛа и топливной матрицей, который имеется изначально в ТВЭЛах ВВЭР, может снизить уровень растягивающих напряжений в оболочке ТВЭЛа и тем самым уменьшить коррозионное растрескивание. Кроме того, оболочки ТВЭЛов из некоторых марок аустенитной стали могут выдерживать увеличение диаметра на 0.5–1% при распухании топлива без разгерметизации даже с учетом коррозионного растрескивания под напряжением [16]. Применение покрытий и биметаллических оболочек (ферритно-мартенситная сталь снаружи, аустенитная сталь внутри) является одним из возможных вариантов предотвращения этого процесса.

Вхождение в состав ферритных сплавов хрома приводит к негативному явлению охрупчивания в определенном диапазоне температур из-за выпадения хрома в  $\alpha$ -фазу [17]. Несколько компенсировать ухудшение свойств пластичности предлагается микродобавками легирующих элементов, использованием ДУО-сталеи с высокой жаропрочностью и коррозионной стойкостью или при помощи биметаллических оболочек [17].

Ферритные стали устойчивы к растрескиванию со стороны теплоносителя, а также к раздутию даже в условиях радиационного воздействия. Преимуществами сплава FeCrAl (класс ферритных сталеи) являются следующие термомеханические свойства [18].

1. Низкий коэффициент теплового расширения ( $12 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ) в диапазоне температур 300–400°C [19] позволяет уменьшить изменение геометрической формы ТВЭЛов, вызванное температурными изменениями, а также снизить термические напряжения в элементах тепловыделяющих сборок (ТВС).

2. Более высокое значение коэффициента теплопроводности по сравнению с циркониевыми сплавами способствует более интенсивному отводу тепла в теплоноситель и снижению температуры топлива, что увеличивает его стойкость к растрескиванию.

3. Устойчивость к коррозионному растрескиванию под воздействием теплоносителя позво-

ляет избежать выхода радиоактивных элементов в теплоноситель.

4. Высокая коррозионная стойкость в условиях нормальной эксплуатации реактора обусловлена образованием оксида хрома.

5. Высокие прочностные качества — жаропрочность и сопротивление ползучести, позволяют изготавливать более тонкие оболочки ТВЭЛа для уменьшения абсорбции тепловых нейтронов.

К недостаткам сплава FeCrAl следует отнести анизотропию механических свойств и возможную потерю прочности и свойств ползучести после сварки плавлением [20]. Для сохранения остаточной пластичности при нормальной эксплуатации реактора к концу кампании общее содержание хрома с алюминием в составе стали должно быть не более 12% [21], тогда как для сплава FeCrAl такое содержание в два раза выше. Для лучшего понимания свойств сплава FeCrAl необходимо получить дополнительную информацию в виду отсутствия достаточного количества экспериментальных данных. В работе [17] отмечается неудачный опыт использования сплава FeCrAl в отечественных реакторах на быстрых нейтронах в связи с его охрупчиванием под воздействием облучения. Так, выпадение  $\alpha$ -фазы хрома в процессе старения образцов при температурах от 450 до 600°C на протяжении 500 ч приводило к увеличению твердости и одновременно уменьшению пластичности и ударной вязкости [22].

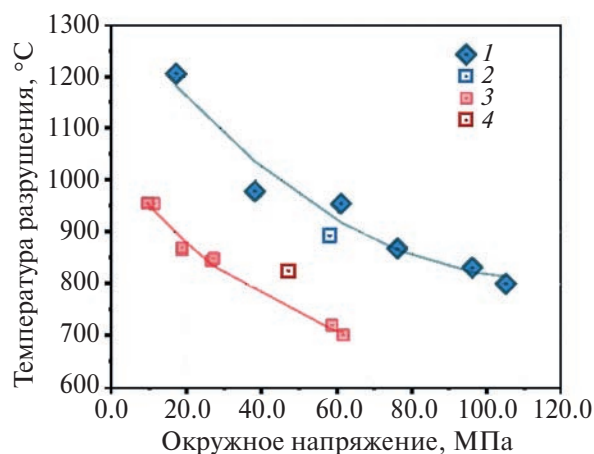
Механические свойства зависят от конечной микроструктуры и условий обработки сплава. Хорошее сочетание прочности и пластичности в диапазоне температур 25–800°C показал сплав FeCrAl (Fe–13.5Cr–4.5Al–2Mo) за счет легирования Nb различной концентрации [23]. Микроструктура сплава FeCrAl, изготовленного при помощи порошковой металлургии, имеет пористость около 1 мкм и зерна около 2–10 мкм в диаметре с многочисленными оксидными включениями размерами менее 500 нм, которые богаты Zr, Hf, Ti и другими второстепенными оксидообразующими элементами [18]. В случае традиционной плавки микроструктура содержит меньшее количество оксидов, а также имеет более крупные зерна и меньшую пористость.

При изучении свойств сплава FeCrAl с гомотогенным распределением оксидных наночастиц  $\text{YAlO}_3$  и  $\text{Y}_2(\text{Zr0.6Ti0.4})_2\text{O}_4$  было установлено [24], что прочность сплава FeCrAl растет с увеличением плотности дисперсоидов (отдельных частиц нерастворимых компонентов в микроструктуре сплава) в объеме металла и числа дислокаций. Однако при высоких температурах разницы в прочности данных сплавов исчезает, что,



вероятно, связано с другим механизмом деформации — скольжением границ зерен. В [25] предлагается включить в состав сплава FeCrAl оксидные частицы Zr и  $Y_2O_3$  для улучшения механических свойств. Отмечается, что необходимо тщательно контролировать содержание C и N, так как они связывают цирконий в труднорастворимые карбиды. В [25] также установлено, что содержание ниобия в сплаве FeCrAl должно быть не более 0.5%, поскольку при больших содержаниях Nb чрезмерный рост оксидной пленки  $Al_2O_3$  вызывает ее растрескивание. Кроме того, с увеличением содержания Nb растёт содержание соединений  $Fe_2Nb$ , которые оказывают влияние на рекристаллизацию при повышенных температурах [23].

Аварийные режимы работы ядерного реактора, вызванные скачком реактивности (АСР, reactivity initiated accident — RIA), представляют серьёзную опасность, так как приводят к резкому термическому расширению топлива и его механическому взаимодействию с оболочкой ТВЭЛа. Эксперименты по циклическому осушению ТВЭЛОВ, вызванному ожидаемыми переходными режимами без аварийного останова ядерного реактора [26], свидетельствуют о лучших прочностных свойствах сплава FeCrAl (C26M) по сравнению с цирконием, поскольку он выдерживал большее количество циклов нагрев—охлаждение и показал большую прочность на разрыв (рис. 2 [26]). Результаты моделирования термомеханического поведения ТВС с оболочками ТВЭЛОВ из сплава FeCrAl с использованием расчетного кода «Bison» (Idaho National Laboratory) также свидетельствуют о



**Рис. 2.** Окружное напряжение при разрыве в зависимости от температуры разрыва для оболочек ТВЭЛОВ из сплавов C26M (1, 2) и Zircaloy-2 (3, 4) в условиях АПТ (Oak Ridge National Laboratory): 1 — C26M (АПТ), 2 — C26M (циклическое осушение), 3 — Zircaloy-2 (АПТ), 4 — Zircaloy-2 (циклическое осушение) [26].

том, что сплав FeCrAl не уступает, а в случае устойчивости к коррозии превосходит по характеристикам циркониевые сплавы [27].

Ожидается, что потеря механических свойств для оболочек ТВЭЛОВ из сплава FeCrAl не произойдет в течение более 100 лет хранения в сухих контейнерах [28]. Сплав FeCrAl содержит в своем составе Cr и Mo в достаточных количествах для обеспечения защиты от коррозии в бассейнах выдержки. Данный сплав не реагирует с водородом с образованием гидридов, которые могут сделать оболочку ТВЭЛОВ хрупкой [28]. Возникновения проблем, связанных с химическим воздействием продуктов ядерного деления на оболочки ТВЭЛОВ из FeCrAl, не ожидается, однако необходимо проведение дополнительных исследований для оценки поведения ядерного топлива и его химического взаимодействия с оболочками ТВЭЛОВ из сплава FeCrAl. Кроме того, согласно [28], ТВЭЛы с оболочкой из FeCrAl можно подвергать традиционной переработке, при этом значительных отличий от существующей системы Zr— $UO_2$  не наблюдается.

Еще одним вариантом оболочек ТВЭЛОВ толерантного типа является использование сплава 42ХНМ. Сейчас сплав 42ХНМ используется в качестве материала оболочек поглощающих элементов (ПЭЛОВ) системы управления и защиты (СУЗ) в реакторах типа ВВЭР-1000 с гарантированным сроком эксплуатации 15 лет [29, 30]. Также этот сплав используется в качестве конструкционного материала активной зоны (АЗ) атомных ледоколов. Предлагается использовать данный сплав в качестве оболочек ТВЭЛОВ в реакторах ВВЭР, а также в качестве оболочек ТВЭЛОВ дисперсионного типа для атомных станций малой мощности: от 50 МВт (реакторные установки РИТМ-200 и плавучий энергоблок) и до 50 МВт (АЗ реакторной установки «Шельф-М») [31, 32]. Испытания кольцевых и цилиндрических образцов, макетов ПЭЛОВ, а также ТВЭЛОВ с оболочкой из сплава 42ХНМ проводились в исследовательских реакторах БОР-60, СМ-2, МИР (АО «ГНЦ НИИАР») [29, 31, 33]. Физические свойства сплава 42ХНМ приведены в табл. 1 [31].

Достоинством сплава 42ХНМ являются его высокие кратковременная и длительная пластичности в облученном состоянии при температурах 300–400°C. Имитаторы ТВЭЛОВ с сердечником из распухающей нетопливной композиции на основе карбида бора и оболочкой из сплава 42ХНМ после облучения в реакторе СМ-2 сохранили герметичность с деформацией оболочек 8%, в то время как имитаторы ТВЭЛОВ с оболочкой из аустенитной стали разрушались при деформации 1–1.5% [31]. Струк-

**Таблица 1.** Физические свойства сплава 42ХНМ [31]

Плотность (при 20°C), см <sup>3</sup>	8.1
Температура плавления, °C	1345
Сечение поглощения тепловых нейтронов, барн	4
Коэффициент теплопроводности в интервале 100–600°C, Вт/(м °C)	10–23
Коэффициент линейного расширения (при 100–800°C), 10 <sup>6</sup> град <sup>-1</sup>	15.1–18.4
Модуль упругости (при 20–700°C), ГПа	225–179
Теплоемкость (при 20–800°C), Дж/(моль град)	24.8–33.4

турная стабильность сплава сохраняется даже при длительном тепловом воздействии. Относительное общее удлинение в процессе старения при 450°C в течение 22500 ч изменилось не существенно (с 54.1 до 47.3%). Также отмечается, что сплав 42ХНМ обладает высоким сопротивлением усталости в необлученном и облученном состояниях [31].

К недостаткам данного сплава, которые могут ограничить его применение в качестве оболочек ТВЭЛов, относят большое сечение захвата тепловых нейтронов, меньшую по сравнению с цирконием температуру плавления и наличие относительно легкоплавких эвтектик [16]. Плавление 42ХНМ начинается при температурах 1400–1500°C, что ниже, чем у циркония (1800–1900°C). Однако разгерметизация оболочки ТВЭЛа под действием внутреннего давления газа происходит уже при 800°C, поэтому более высокая температура плавления для циркония не является ограничивающим фактором для использования сталей [17]. Кроме того, оксиды легирующих элементов сплава 42ХНМ имеют более высокую температуру плавления (1955°C у NiO, 2335°C – Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 2050°C – Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). Образование этих оксидов при значительном окислении может повысить температуру плавления образующегося композита [16]. При аварии типа АПТ циркониевые оболочки ТВЭЛов достигают температуры плавления примерно на 100 с раньше, чем оболочки ТВЭЛов из 42ХНМ, что связано с протеканием пароциркониевой реакции, несмотря на более высокую температуру плавления циркония [34].

При аварии типа АПТ необходимо обеспечивать пластичность материалов оболочек ТВЭЛов. Исследования механических свойств и структуры сплава 42ХНМ в исходном состоянии и после облучения в исследовательском реакторе БОР-60 с натриевым теплоносителем показали, что облучение улучшает механические свойства сплава при температурах до 700°C [33]. Пла-

стичность сплава 42ХНМ после облучения снизилась, однако оставалась удовлетворительной для рабочих температур водо-водяного реактора [33]. Причиной снижения пластичности 42ХНМ после облучения может являться напряженно-деформированное состояние ТВЭЛов в процессе эксплуатации.

Снижение пластических свойств сплавов, имеющих никель в составе, зависит не только от состава таких сплавов, но и от их структурного и фазового состояний. В работе [35] предполагается, что снижение пластичности сплава 42ХНМ в связи с высокотемпературным радиационным охрупчиванием может возникать из-за выделения хрупкой  $\alpha$ -фазы хрома на границах зерен. В [36] собраны имеющиеся данные по термомеханическим свойствам хромоникелевых сплавов. Характер разрушения зависит как от облучения, так и от температуры сплава. Так, в необлученном состоянии во всем диапазоне температур отжига наблюдается преимущественно вязкое транскристаллитное разрушение с высокой пластичностью. В облученном состоянии происходит вязкое транскристаллитное разрушение до 500°C, которое меняется на хрупкое межзеренное с дальнейшим увеличением температуры до 850°C. Основными факторами, совместно снижающими когезивную прочность границ зерен и способствующими хрупкому разрушению облученного сплава 42ХНМ в условиях длительных и коротких отжигов в интервале температур 600–800°C, могут выступать [37]:

- образование по границам зерен зоны прерывистого распада;
- выделение по границам зерен фазы  $\alpha$ -Cr. Коэффициент термического растяжения  $\alpha$ -Cr почти в два раза меньше, чем у 42ХНМ [38];
- появление пор по границам зерен;
- образование карбидных фаз (Cr,Ni)<sub>23</sub>C<sub>6</sub> на границах зерен.

Вышеуказанные факторы представлены на рис. 3 [36] в виде изменения пластичности облученного сплава 42ХНМ после коротких отжигов и объемной доли элементов микроструктуры, снижающих когезивную прочность границ зерен, от температуры изотермического отжига.

Микроструктурные исследования 42ХНМ до и после облучения методами просвечивающей электронной микроскопии и атомно-зондовой томографии показали, что нитриды титана были устойчивы на границе и внутри аустенитных зерен при нейтронном облучении [39]. Анализ химического состава областей вблизи границ аустенитных зерен свидетельствует об обеднении границ зерен никелем и обогащении хромом после нейтронного облучения [39]. Также после облучения наблюдались дислокационные

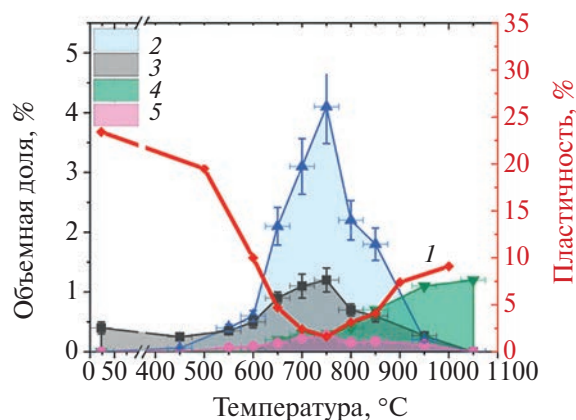


Рис. 3. Зависимость пластичности облученного сплава 42ХНМ (1) и объемной доли элементов микроструктуры от температуры испытаний: 2 — зоны прерывистого контакта, 3 —  $\alpha$ -Cr, 4 — поры, 5 — (Cr, Ni)<sub>23</sub>C<sub>6</sub> [36].

петли Франка и газовые поры (при невысокой температуре облучения 300–350°C).

Образцы из сплава 42ХНМ с содержанием азота 0.01–0.18% проявляют высокую структурную стабильность и свойства после длительного термического воздействия при 350–450°C по сравнению со свойствами сплава, содержащего азот в количестве 0.05–0.06% [40]. Кроме того, с увеличением содержания азота растет эквикогезивная температура (температура, при которой прочность зерен металла и их границ становится одинаковой). В структуре образцов с высоким содержанием азота в условиях облучения наблюдаются процессы ближнего порядка (упорядоченность во взаимном расположении атомов или молекул в веществе, которая повторяется только на расстояниях, соизмеримых с расстояниями между атомами). Эти процессы приводят к увеличению интенсивности рекомбинации радиационных дефектов, и, как следствие, сплав в меньшей степени становится подвержен радиационному охрупчиванию [40].

В [41] представлены результаты послереакторных исследований поглощающих стержней СУЗ ВВЭР-1000 с ПЭЛами конструкции 2173.00.000 с оболочкой из сплава 42ХНМ после эксплуатации в течение 10 лет на Калининской АЭС. Оболочка из 42ХНМ предпочтительнее стали 06Х18Н10Т, использовавшейся до 2000-х гг. в конструкции 2145.00.000<sup>1</sup>, поскольку она в меньшей степени подвержена радиационному охрупчиванию. Нарушения формы, наличия трещин, механических и коррозионных повреждений выявлено не было. Металлографические исследования как оболоч-

ки, так и сварных соединений ПЭЛов из 42ХНМ также не выявили дефектов, а испытания на разрыв кольцевых образцов свидетельствовали о сохранении деформационной способности с вязким характером разрушения [41].

**1.2.1. Молибден.** Молибден имеет высокую теплопроводность и сохраняет хорошую механическую прочность при высоких температурах (1000°C и выше), что может помочь сохранить геометрию ТВЭЛа, предотвращая раздутие и разрыв [28]. Такие свойства позволяют избежать разрыва ТВЭЛов в случае АПТ. Однако молибден имеет серьезные недостатки [28]:

- сложность в изготовлении тонкостенных молибденовых труб из-за проблем со сваркой;
- низкая стойкость к окислению;
- коррозия в воде в условиях эксплуатации реактора;
- высокая летучесть в окислительной среде при температуре > 500°C;
- радиационное охрупчивание;
- высокое значение сечения захвата тепловых нейтронов по сравнению с цирконием (более чем в 10 раз).

Учитывая механические свойства молибдена, можно уменьшить влияние захвата нейтронов, сделав оболочки ТВЭЛов более тонкими [42]. Предполагается, что ТВЭЛы с толщиной оболочки 0.2 мм частично компенсируют потерю реактивности [43]. Также исследования в реакторе «Halden» (Норвегия) показывают, что молибден высокой чистоты может сохранять небольшую остаточную пластичность, что дает возможность для дальнейшего усовершенствования [44, 45].

**1.2.2. Карбид кремния.** Оболочки ТВЭЛов на основе SiC демонстрируют значительно лучшую износостойкость по сравнению с оболочками из сплава Zirlo [46]. При этом по сравнению со сплавом Zirlo для карбида кремния наблюдалось снижение коэффициента объемного износа на 40–95% при трении о решетку из сплава Zirlo, дополнительно с этим значительно уменьшается износ самой решетки [46]. Предварительное окисление поверхности также способствует повышению износостойкости [46]. Эксперименты, направленные на сравнение прочностных характеристик облученных и необлученных образцов SiC при температурах до 1350°C [47], показали, что максимальное внутреннее давление и разрушающее напряжение соотносятся как 4 : 1. Эти значения для облученного и необлученного SiC одного порядка, однако для облученного материала в среднем немного выше.

Экспериментальных работ, направленных на изучение взаимодействия топлива с оболочкой ТВЭЛа из SiC, вызванного резким термическим расширением топлива в случае АСР, доста-

<sup>1</sup> ПЭЛы с поглощающим сердечником из порошка карбида бора и оболочкой из нержавеющей стали 06Х18Н10Т.



точно мало. Эксперименты на разрыв внутренним давлением демонстрируют, что оболочка из SiC характеризуется низкой деформацией разрушения [48]. Для композитов SiC/SiC ожидае-

мая деформация разрушения 0.57–1.2% аналогична ожидаемой деформации, вызванной тепловым расширением топливной таблетки, в предположении отсутствия зазора между оболочкой ТВЭЛа и топливной матрицей [48]. Следовательно, ТВЭЛы с оболочкой из композита SiC/SiC должны быть спроектированы таким образом, чтобы уменьшить возможные эффекты из-за перекрытия зазора во время постулируемой аварии АСР.

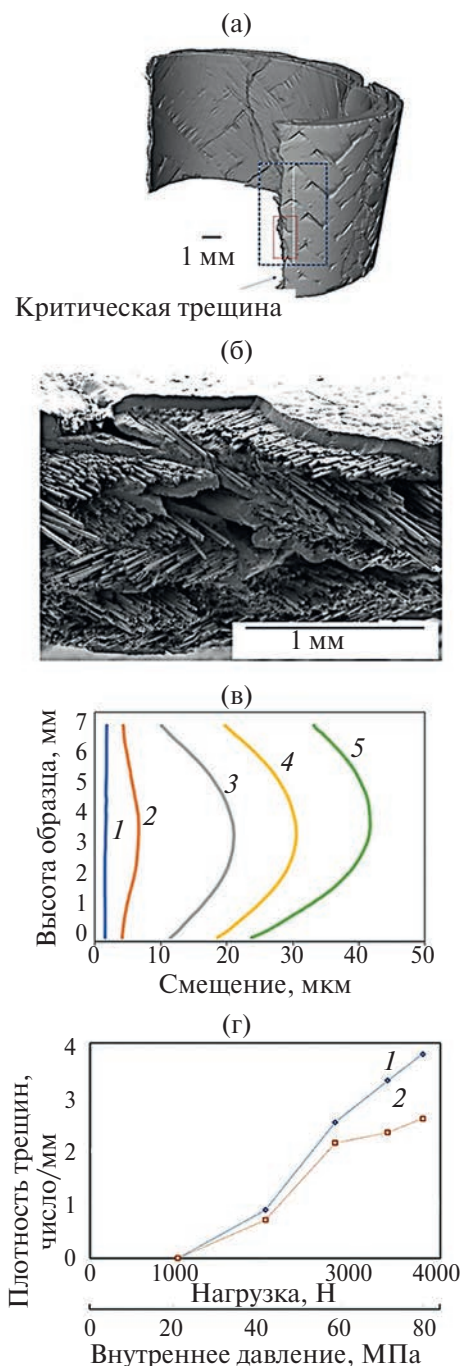
Использование рентгеновской компьютерной томографии (РКТ) позволило получить трехмерные изображения оболочки ТВЭЛа из SiC, находящейся под внутренним давлением, в том числе в момент разрушения (рис. 4а, 4б [49]). Была зафиксирована овализация образца, когда поперечное сечение принимало форму эллипса. Точные измерения деформации во время испытания на разрыв выявили неравномерную окружающую деформацию, являющуюся причиной неравномерного распределения докритического растрескивания, что может повлиять на герметичные свойства и прочность композитной оболочки ТВЭЛов.

Эксперименты, воспроизводившие условия аварии типа АПТ (цилиндрические образцы подвергаются внутреннему давлению до 16 МПа в условиях окисления до 1200°C в атмосфере водяного пара), демонстрируют, что в указанном диапазоне температур и давлений образец из композитного SiC не разрушается [50]. В этой связи образцы из SiC испытывались на установке с расширяющимся ниобиевым сердечником, что позволило увеличить температуру экспериментов до 1900°C. Композитная оболочка из SiC сохраняла не менее 90% прочности при температурах до 1650°C и не менее 60% прочности при 1920°C (рис. 5 [50]). В этой же работе отмечено, что образец с хромовым покрытием разрушался при более высоких температурах и давлениях, чем образец из Zircaloy-4 [50]. Образец из сплава FeCrAl разрушается при высоких температурах (900–1200°C) под относительно невысокими давлениями (до 6 МПа). При более низких температурах разрушение происходит при схожих давлениях, что и для образца с хромовым покрытием (6–12 МПа).

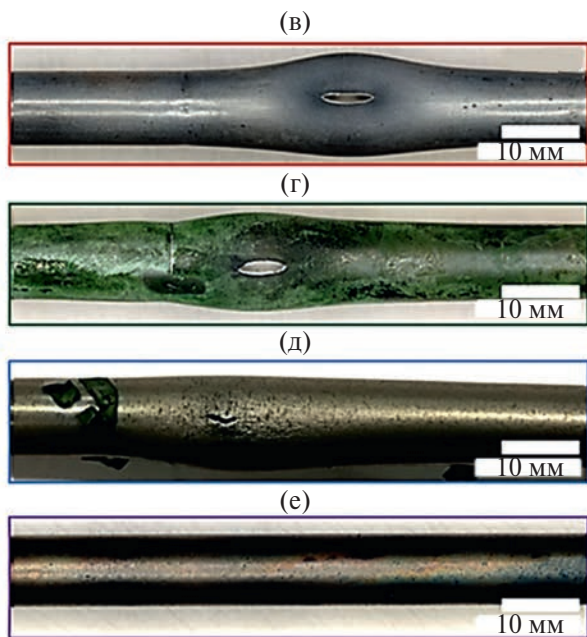
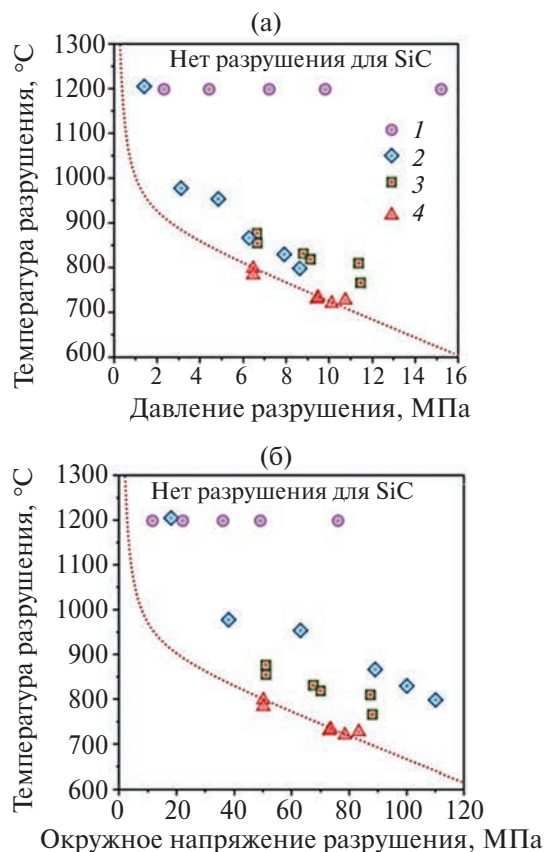
## 2. ТЕПЛОГИДРАВЛИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТОЛЕРАНТНОГО ТОПЛИВА

### 2.1. Критический тепловой поток

Переход от пузырькового кипения к пленочному имеет явно выраженный кризисный характер: при небольшом увеличении теплового потока качественно изменяются механизмы теплообмена, новое равновесное состояние устанавливается при сильно отличающемся от исходного зна-



**Рис. 4.** Визуализация образца SiC методом РКТ (а), (б) и (в) влияние приложенной нагрузки на радиальные смещения (вертикальная плоскость): 1 – 1000 Н, 2 – 2000, 3 – 2800, 4 – 3400, 5 – 3800; (г) зависимость плотности осевых трещин от приложенной нагрузки на наружной и внутренней поверхностях, осредненной по всей окружности: 1 – внутренняя поверхность, 2 – внешняя поверхность [49].



**Рис. 5.** Взаимосвязь между температурой, давлением разрыва (а) и окружным напряжением разрушения (б) для оболочек из SiC (1), сплава FeCrAl (2), Zircaloy-4 с хромовым покрытием (3), Zircaloy-4 (4) во время испытаний на разрыв АПТ; фотографии образцов после испытаний: (в) Zircaloy-4, температура разрыва — 800°C, давление разрыва — 6.4 МПа; (г) Zircaloy-4 с хромовым покрытием, 878, 6.6; (д) сплав FeCrAl, 868, 6.3; (е) SiC, не указана, 7.2 [50].

чения температурного напора ( $\Delta T = T_w - T_s$ ). Критический тепловой поток (КТП) в большинстве случаев устанавливает допустимый предел безаварийных технологических режимов, поскольку превышение этого значения ведет к пленочному кипению и значительному повышению температуры оболочки ТВЭЛа, что приводит к ее разрушению. В атомной энергетике КТП оценивается как основной критерий запаса надежности в легководных реакторах [51]. Достижение КТП влияет на развитие аварийных событий, а также на характеристики безопасности реактора.

Существуют две основные теории, описывающие кризис пузырькового кипения: гидродинамическая модель и модель роста сухих пятен [52–54]. О влиянии поверхности на КТП написано большое количество работ и обзоров, например, [55, 56]. Однако при изучении влияния на КТП новых материалов и свойств поверхности, не отраженных в моделях кризиса, необходимо проведение экспериментальных исследований. Далее в качестве первого приближения к реальным процессам приведены работы по исследованию КТП на материалах ТТ, полученных в стационарных условиях. Стоит отметить, что такие эксперименты дают только качественное представление о развитии кризисных явлений в АЗ реактора и влиянии на них материала оболочки ТВЭЛов. Информация по экспериментальным исследованиям КТП представлена в табл. 2.

На возникновение кризиса влияет большое количество факторов, в том числе со стороны теплоотдающей поверхности: шероховатость и смачиваемость. Еще полвека назад [57] было показано, что смачиваемость влияет на КТП. Аналогичные результаты были получены в [58] при использовании трубок и пластинок из нержавеющей стали с различным способом обработки поверхности. Материал оказывает влияние на КТП и при кипении криогенных жидкостей [59]. Систематический анализ влияния тепловой активности материала на КТП представлен в [60], где показано, что с уменьшением тепловой активности  $\sqrt{\rho c \lambda}$  ( $\rho$  — плотность,  $c$  — теплоемкость,  $\lambda$  — теплопроводность) КТП также уменьшается.

В [61] представлен анализ влияния материалов оболочек ТВЭЛов ТТ на теплообмен и гидродинамику при кипении. Результаты продемонстрировали рост шероховатости и уменьшение контактного угла смачивания на образцах после испытаний. Было выявлено, что статический контактный угол уменьшается с ростом температуры и давления, и это падение более выражено для шероховатых и окисленных образцов. Исследования по кипению при атмосферном давлении на образцах из Zirlo, Zirlo + Cr, Zirlo + FeCrAl, AISI304, латуни продемонстри-



**Таблица 2.** Экспериментальные исследования КТП на материалах толерантного топлива применительно к оболочкам ТВЭЛов

Материал	Образцы	Жидкость	Условия испытаний	КТП, кВт/м <sup>2</sup>	Ссылка
Zircaloy-4, необлученный	Плоские образцы	Насыщенная де-ионизированная вода	Кипение в большом объеме, атмосферное давление	784.14	[64]
Zircaloy-4, облученный				749.66	
Zircaloy-4 + Cr (МХН), 30 мкм, необлученный (плоские образцы)				711.67	
Zircaloy-4 + Cr (МХН), 30 мкм, облученный				676.83	
316L	Вертикальные трубки	Насыщенная вода	Кипение в большом объеме, атмосферное давление	700	[65]
316L + Cr (МР), 1.5 мкм				850	
316L + FeCrAl (МР), 1.5 мкм				840	
Нержавеющая сталь	Плоские образцы	Насыщенная де-ионизированная вода	Кипение в большом объеме, атмосферное давление	1020	[68]
Нержавеющая сталь + SiC (ФОП), 0.4–1 мкм				1230–1470	
Нержавеющая сталь + Cr (ФОП), 1–10 мкм	Цилиндры	Насыщенная де-ионизированная вода	Кипение в большом объеме, атмосферное давление	700	[69]
Zircaloy-4				635	
SiC	Вертикальная труба	Недогретая вода, 40°С на входе	Поток жидкости (300 и 1000 кг/м <sup>2</sup> с), атмосферное давление	1037	[73]
AISI316, FeCrAl				2200, 3400 (стационарный режим); до 2500 и 4600 (нестационарные режимы)	
Zircaloy-4	Стержни	Недогретая вода, 24°С на входе	Поток жидкости (750 кг/м <sup>2</sup> с), атмосферное давление	2700	[76]
Zircaloy-4 + Cr (ФОП)				2600	
Zircaloy-4 + Cr (МХН)				2300	
Zircaloy-4	Плоские образцы	Вода	Поток жидкости (300 и 500 кг/м <sup>2</sup> с), атмосферное давление	1462, 1987	[77]
Zircaloy-4 + ZrSi <sub>2</sub> (МР), 0.9 мм				1856, 2090	
Zircaloy-4 + ZrSi <sub>2</sub> (электроосаждение), диаметр частиц $d_p = 3.42$ мкм и толщина $\delta_p = 2.71$ мкм; $d_p = 3.42$ , $\delta_p = 4.37$ ; $d_p = 4.63$				2064, 2352, 2705	
Zircaloy-4	Плоские образцы	Недогретая вода (недогрев на входе 80 К)	Поток жидкости (750 кг/(м <sup>2</sup> с)), давление на выходе – 116 кПа	2370	[82]
Zircaloy-4 + Cr (МХН, грубодисперсное)				2100	
Zircaloy-4 + Cr (МХН, мелкодисперсное)				2350	
Zircaloy-4 + Cr (ФОП)	Стержни	Недогретая вода (недогрев на входе 4 К)	Поток жидкости (2075 кг/(м <sup>2</sup> с)), давление – 15.5 МПа	2300	[83]
Zirlo				2500	
Zirlo + Cr (МХН)	Стержни	Недогретая вода (недогрев на входе 12, 20, 30 К)	Поток жидкости (2712 кг/(м <sup>2</sup> с)), давление – 15.5 МПа	2500	[83]
Сплав FeCrAl (APMT: Fe–21Cr–5Al–3Mo)				1500, 1700, 2100	

ровали рост КТП с увеличением тепловой активности металла. В [62] установлено, что различные покрытия могут изменять температурный напор для данного теплового потока как в сторону его увеличения, так и в сторону уменьшения. В [63] наблюдался рост КТП при кипении в большом объеме за счет наличия шероховатости на покрытиях из Cr и CrAl, которые были нанесены на образцы из нержавеющей стали. Авторы сделали вывод, что на КТП существенно влияет рост сухого пятна, и этот рост интенсивнее на покрытиях с лучшей смачиваемостью. Для облученных образцов с покрытием из Cr, нанесенным методом МХН, наблюдается уменьшение смачиваемости по сравнению с необлученными образцами, при этом снижается КТП (табл. 2) [64]. Шероховатость поверхностей значительно не изменилась после облучения, максимальную шероховатость имел необработанный образец.

Для покрытий из FeCrAl и Cr, нанесенных методом МР, наблюдалось увеличение КТП почти на треть по сравнению с базовой поверхностью из нержавеющей стали (рис. 6 [65], табл. 2) [65]. Как отмечают авторы [65], это связано не с теплофизическими характеристиками покрытий, а с их структурой, полученной в процессе нанесения. Интересно отметить, что в некоторых работах, например в [66], значения КТП для гидрофобных и гидрофильных поверхностей практически одинаковы, что выглядит странно, поскольку не демонстрирует отрицательного влияния гидрофобности поверхности. В [67] КТП на гидрофобной поверхности почти в шесть раз ниже, чем на гидрофильной.

Для покрытий из карбида кремния (SiC) на нержавеющей стали экспериментально зафиксированы более высокие значения КТП, чем на стальной пластине и пластине, покрытой хромом (табл. 2) [68]. Кроме того, для SiC выявлен рост КТП с увеличением толщины покрытия. Авторы объяснили полученные результаты более высокой смачиваемостью SiC. Экспериментальные результаты, полученные на цилиндрах из сплава Zircaloy-4 и SiC, продемонстрировали, что средние значения КТП для образца из SiC на 63% выше по сравнению с Zircaloy-4 (табл. 2) [69]. Это вызвано более высокой теплопроводностью SiC, что препятствует появлению сухих пятен в процессе пузырькового кипения [70]. Кроме того, поверхность из SiC была более шероховатая. Стоит отдельно отметить тот факт, что образцы из SiC не разрушались после возникновения кризиса кипения и сохраняли свою геометрическую и структурную целостность [69].

Наибольшую ценность представляют экспериментальные и численные результаты, приближенные к реальным условиям, которые учиты-

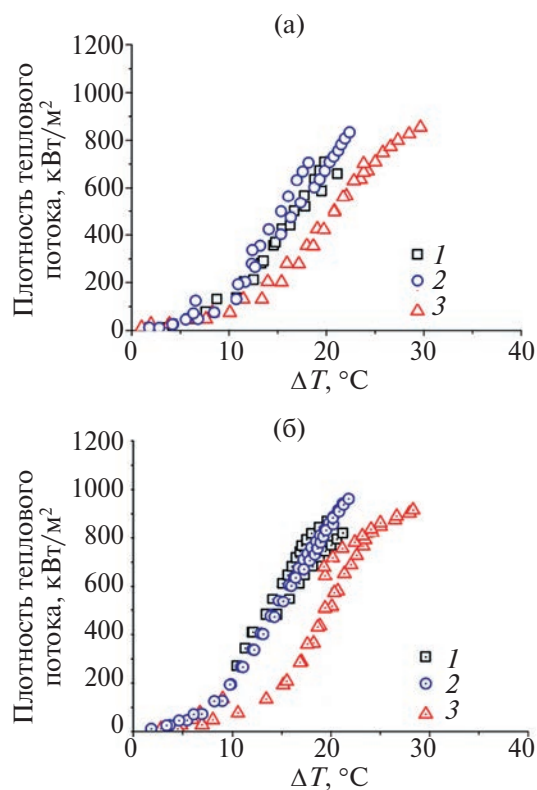


Рис. 6. Кривые кипения: 1 — нержавеющая сталь; 2, 3 — покрытия из сплава FeCrAl и Cr; обработка наждачной бумагой зернистостью 800 (SP800) (а) и 60 (SP60) (б) [65].

вают нестационарность процесса. Как известно, значения КТП при нестационарном набросе мощности могут отличаться от стационарных значений КТП [71]. Течение теплоносителя увеличивает коэффициент теплоотдачи (КТО) однофазной конвекции, тем самым уменьшая перегрев стенки. Это приводит к тому, что начало кипения в потоке жидкости происходит при тем больших тепловых потоках, чем выше скорость жидкости. На КТП оказывает влияние и геометрия ТВС, обычно кризис возникает в узких зазорах [71].

## 2.2. Аварии, вызванные скачком реактивности

Экспериментальные данные по КТП в потоке теплоносителя являются более приближенными к реальным условиям, а КТП при нестационарных условиях могут быть полезны при анализе аварий типа АСР и АПТ. Резкий выброс регулирующего стержня может послужить причиной кратковременного экспоненциального роста мощности продолжительностью около 10 мс [72]. Такое увеличение мощности вызывает рост температуры оболочки ТВЭЛа, на которой может произойти вскипание теплоносителя. Если при этом будет достигнут критический тепло-

вой поток, то ухудшенный отвод тепла в режиме пленочного кипения может привести к сильному перегреву оболочки ТВЭЛа вплоть до ее плавления. Для исследования эффекта нестационарного наброса мощности в условиях вынужденного течения теплоносителя в трубах из нержавеющей стали и FeCrAl были выполнены экспериментальные работы [73]. При высоких массовых расходах нестационарный КТП имел более высокие значения по сравнению со стационарным КТП (табл. 2).

Эксперименты, проведенные в [74] при вынужденном течении в трубе с постоянным нагревом, показали, что для сплава FeCrAl значения КТП превышают значения, приведенные в скелетных таблицах [75]. Кроме того, КТП для сплава FeCrAl превосходят КТП, достигнутые для циркония и Inconel. Дополнительно были проведены эксперименты с импульсным набросом мощности на трубке из FeCrAl. Результаты продемонстрировали рост КТП на 39% по сравнению со скелетными таблицами и на 23% по сравнению с КТП для FeCrAl при постоянном тепловыделении [74]. В работе [76] изучалась теплоотдача при кипении в потоке недогретой воды (табл. 2). С использованием волоконно-оптических датчиков выявлена неравномерность температурного профиля для образца с хромовым покрытием. Для образца с покрытием из Cr, нанесенного методом МХН, КТП имел самое низкое значение, что связано с его плохой смачиваемостью.

Экспериментальные результаты [77] демонстрируют существенный рост КТП при вынужденном течении воды (до 156%) с увеличением пористости покрытия  $ZrSi_2$ , нанесенного на Zircaloy-4 (табл. 2). Стоит отметить, что влияние пористого покрытия на КТП изучается достаточно давно. Аналогичные результаты были получены при кипении фреона и азота на пористых покрытиях в большом объеме [78]. В экспериментах КТП увеличивался с ростом пористости и среднего радиуса пор. Стоит отметить, что на КТП на пористых покрытиях влияет режим течения теплоносителя. Исследования, проведенные в [79] по влиянию капиллярно-пористой вставки на КТП в широком диапазоне массовых скоростей (от 1000 до 2000 кг/м<sup>2</sup>с), паросодержаний (от –0.85 до 1) и при давлениях (до 13 МПа), показали, что наличие пористой вставки неоднозначно влияет на КТП. Воздействие вставок зависит от большого числа параметров и оказывается эффективным только в области высоких скоростей и положительных паросодержаний. В [80] показано, что пористые покрытия весьма существенно изменяют механизмы теплообмена и кризиса осушения в дисперсно-кольцевых потоках. Стоит отметить, что шероховатость по-

верхности не оказывает значительного влияния на кризис теплообмена. Это подтверждено работами, проведенными на большом количестве образцов с различной шероховатостью [81].

Особое внимание стоит уделить совместной работе трех американских институтов [82], в которой представлены результаты экспериментальных исследований кризиса теплообмена на материалах ТТ с хромовым покрытием (см. табл. 2). Эксперименты продемонстрировали отсутствие существенной разницы в КТП между циркониевым и хромовым покрытием как при низких, так и при высоких приведенных давлениях. Эксперименты в условиях нарастающего теплового потока показали, что шероховатость поверхности (гладкая на наномасштабе 0.01 мкм и шероховатая на 0.3 мкм) влияния не оказывает. Наличие загрязнений по поверхности теплообмена также не оказывает влияние на возникновение и величину КТП. Работа [83] дополняет вышеописанные исследования экспериментами на сплаве FeCrAl (см. табл. 2). Существенных различий в величине КТП для выбранных материалов зафиксировано не было. Послетестовый рентгенографический и оптический анализ продемонстрировал, что материалы ТТ выдерживают кратковременные переходные процессы при кризисах практически без повреждений, тогда как существующие циркониевые оболочки ТВЭЛов показывают значительное окисление [83].

При малом количестве экспериментальных данных интерес представляют численные исследования. В [84] представлены результаты численного моделирования в программе «COBRA-EN» условий АСР с использованием материалов ТТ. Результаты расчетов показывают, что максимальная температура оболочки ТВЭЛа и центра топлива может быть снижена при использовании в качестве материалов оболочки ТВЭЛа сплава FeCrAl и композитов SiC/SiC по сравнению с цирконием. Результаты моделирования с использованием программ «Relap5/Mod3.4» и «COBRA-EN» демонстрируют уменьшение максимальной температуры оболочки ТВЭЛа и топлива для сплава FeCrAl и рост температур при использовании облученного SiC в условиях АСР [85]. Обнаружено, что при увеличении длины канала при аварии с вводом реактивности максимальная температура оболочки ТВЭЛа снижается. В [86] представлены результаты численных исследований в программах «DRAGON-V4.1» и «PARCSV2.6» аварийных ситуаций в реакторе малой мощности типа SMART [87] с использованием ТТ (оболочки ТВЭЛов из SiC и FeCrAl). В АЗ реактора размещаются 57 ТВС с квадратной решеткой, каждая из которых содержит 17 × 17 топливных стержней. Для



корректности теплогидравлических расчетов использовали такие теплофизические свойства SiC и FeCrAl, как удельная теплоемкость и теплопроводность при различных температурах, заимствованных из [88]. Необходимо отметить сложное поведение коэффициента теплопроводности SiC, имеющего значительные отличия для необлученного и облученного SiC [89]. В [86] анализировалась авария типа АСР, имитирующая отказ в верхней части корпуса реактора, где крепится механизм привода управляющего стержня. Наибольший скачок мощности наблюдается при использовании в качестве оболочек ТВЭЛов SiC (на 5% больше), а минимальный – при использовании сплава FeCrAl, что связано с различной поглощающей способностью данных материалов. Результаты моделирования свидетельствуют о том, что осевое распределение мощности и температуры в начале и середине цикла для трех видов оболочек ТВЭЛов очень близко, однако в конце цикла распределение температуры оболочек ТВЭЛов из SiC и Zircaloy сильно отличается от распределения температуры FeCrAl. Продолжительность цикла работы реактора максимальна при использовании SiC в оболочках ТВЭЛов и минимальна для сплава FeCrAl. Результаты трехмерного моделирования с использованием программы «PARCS» режимов аварий типа АСР демонстрируют схожее нейтронно-физическое поведение при АСР для оболочек ТВЭЛов из SiC/SiC и оболочек из сплава Zircaloy [90]. Результаты расчетов, выполненных для оболочек из сплава FeCrAl, указывают на аналогичное выделение энергии, но с более короткими импульсами большей амплитуды.

### 2.3. Аварии с потерей теплоносителя

Классическим примером аварии типа АПТ является авария с гильотинным разрывом ГЦТ, которая приводит к осушению АЗ реактора. При этом реакторы продолжают генерировать значительное количество тепла за счет процессов радиоактивного распада в топливе. Без отвода тепла повышение температуры АЗ реактора может привести к разрушению оболочек ТВЭЛов и выбросу радиоактивности в теплоноситель [72]. Для охлаждения АЗ срабатывают защитные системы и происходит залив водой из системы аварийного охлаждения АЗ реактора. В процессе залива на поверхности ТВЭЛов наблюдаются все режимы кипения от пленочного до пузырькового. Необходимо проанализировать влияние свойств новых материалов ТТ на теплообмен при охлаждении в случае повторного залива АЗ реактора. Понимание закономерностей нестационарного пленочного кипения недогретой жидкости и возможность точ-

ного предсказания температуры перехода к интенсивному режиму охлаждения  $T_{tr}$  даст более полную информацию о влиянии материалов ТТ на аварийные ситуации типа АПТ.

В экспериментах по охлаждению циркониевых образцов с хромовым покрытием в насыщенной воде установлено, что  $T_{tr}$  образца без защитного покрытия увеличивалась из-за окисления поверхности (табл. 3) [91]. Действительно образование оксидного слоя приводит к уменьшению тепловой активности поверхности, а также к росту ее шероховатости [92]. Хром более устойчив к окислению по сравнению с цирконием, в связи с чем  $T_{tr}$  при охлаждении образца с хромовым покрытием не менялась при повторных экспериментах. Также для образца с хромом период пленочного кипения составляет более продолжительное время, что авторы связывают с более высокой теплопроводностью хрома и большим объемом образца с покрытием по сравнению с образцом из сплава Zircaloy-4 без покрытия (что вызывает недоумение ввиду ничтожности прибавки к массе образца за счет тонкого покрытия).

Более приближенные к реальным условиям эксперименты были выполнены группой корейских исследователей (табл. 3) [93]. Экспериментальные результаты по охлаждению трубчатых образцов с хромовым покрытием на нержавеющей стали в потоке воды продемонстрировали интенсификацию процесса охлаждения образцов с ростом недогрева жидкости. В условиях пленочного кипения насыщенной жидкости различий между охлаждением образцов в отсутствие и с нанесенным покрытием (в том числе окисленным) не наблюдалось. При наличии недогрева быстрее охлаждался образец с предварительно окисленной поверхностью. Стоит отметить, что  $T_{tr}$  у всех типов поверхностей отличается не более чем на 50 К. По всей видимости, это объясняется доминирующим влиянием вынужденного движения жидкости, при котором эффект состояния поверхности менее заметен по сравнению с условиями охлаждения в большом объеме.

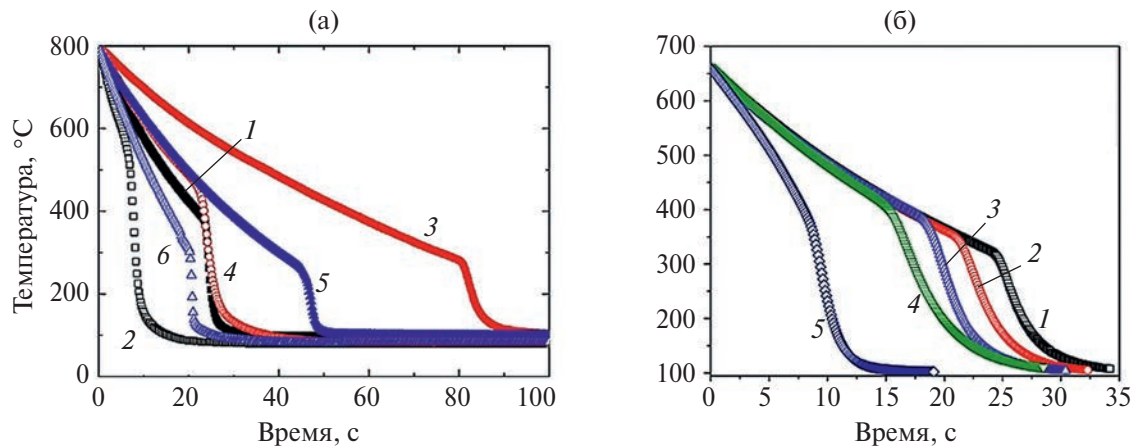
При охлаждении образцов из сплава FeCrAl в воде с небольшим недогревом значительного влияния шероховатости ( $R_a = 0.2$  и  $1.6$  мкм) не выявлено (табл. 3) [94]. С ростом недогрева наблюдается увеличение  $T_{tr}$ . Качественный анализ поведения межфазной границы жидкость–пар на основе обработки кадров видеосъемки демонстрирует уменьшение толщины паровой пленки с ростом недогрева жидкости и увеличением шероховатости образцов. Авторами [94] также предложена корреляция для числа Нуссельта Nu в режиме устойчивого пленочного кипения на основе комбинации безразмерных чисел подобия Прандтля Pr, Грасгофа Gr и

Якоба Ja. Влияние тепловой активности металла и оксидного слоя на его поверхности отмечено в работе [95] при охлаждении образцов из сплавов FeCrAl и Zircaloy-4 в воде с небольшим недогревом (см. табл. 3). Влияние тепловой активности тем заметнее, чем больше недогрев воды. Влияние шероховатости и окисления также демонстрируется в [96] при охлаждении циркониевых образцов в воде. Наблюдается рост  $T_{tr}$  на шероховатом образце, а также  $T_{tr}$  увеличивалась с ростом толщины оксидного слоя (рис. 7б [96], табл. 3). В [97] окисленное хромовое покрытие показало более высокую скорость охлаждения, чем окисленное покрытие из FeCrAl, хотя образец с покрытием из FeCrAl до окисления имел более высокую  $T_{tr}$ . Авторы отмечают влияние смачивания и окисления поверхности. В работе [98] также демонстрируется влияние недогрева жидкости при охлаждении материалов ТТ (FeCrAl, SiC) при сопоставлении с данными, полученными для насыщенной жидкости [96] (рис. 7а [96, 98]). Это связано с ростом КТО при устойчивом пленочном кипении за счет уменьшения толщины паровой пленки и вклада свободной конвекции у межфазной границы [99, 100].

В [98] представлены результаты численного моделирования условий залива камеры снизу при аварии с большой течью теплоносителя с помощью программы «MARS 3D». Результаты моделирования также выявили уменьшение времени охлаждения с ростом недогрева воды. Однако наблюдается различие в значениях  $T_{tr}$ , полученных при проведении расчетов в программе «MARS 3D» и в эксперименте на SiC. Стоит отметить, что все модели, заложенные в расчетные коды, качественно отражают рост  $T_{tr}$  с уменьшением тепловой активности материала. Все эксперименты были проведены для чистых поверхностей без

окалины, что отличает их от реальных условий, при этом были измерены характеристики поверхности до и после экспериментов. Так, у всех образцов увеличивалась шероховатость и толщина оксидного слоя, а контактный угол смачиваемости уменьшался. Это необходимо учитывать в подобном рода экспериментах и при моделировании аварийного залива АЗ реактора.

При охлаждении высокотемпературных образцов (2000°C) SiC триплексной структуры в воде с недогревом 10 К отмечены огромные термомеханические напряжения, которые испытывает образец [101]. Рентгеновское исследование показало, что трещины в основном образуются во внутреннем монокристаллическом слое SiC. При этом 75% образцов не разрушились после охлаждения в воде, хотя рентгеновское исследование показало в них наличие трещин. Высокотемпературный нагрев образцов проходил без изменения формы образцов и оплавления, что подтверждает отличную стойкость SiC в условиях аварии АПТ. В [102] поверхность образца из SiC была значительно повреждена после экспериментов по охлаждению и содержала микротрещины, язвы и пористый оксидный слой. Трещины были вызваны термическим ударом при охлаждении от высоких начальных температур образца, что обусловлено низкой трещиностойкостью SiC, а образование язв и пористого оксидного слоя на SiC связано с его высокотемпературным окислением в среде водяного пара. Пористый оксидный слой образовывался по двум причинам: увеличение скорости испарения  $\text{SiO}_2$  и разрушение  $\text{SiO}_2$  вследствие теплового удара. Такой пористый оксидный слой выступает в качестве низкотеплопроводного шероховатого покрытия. При этом наблюдалось уменьшение общего времени охлаждения SiC с ростом толщины оксидного слоя. Как показывают рабо-



**Рис. 7.** Влияние материала образца на процесс охлаждения в насыщенной (1, 3, 5) и недогретой (2, 4, 6) воде [98] (а); (б) влияние состояния поверхности на процесс охлаждения в насыщенной воде: 1 – Zircaloy-4, гладкая поверхность; 2–4 – Zircaloy-4, окисленные образцы (2 –  $\delta = 8.8$  мкм, 3 – 24.7, 4 – 55.6); 5 – Zircaloy-4, шероховатая поверхность ( $R_a = 12$  мкм) [96].

**Таблица 3.** Исследования  $T_{tr}$  на материалах толерантного топлива применительно к оболочкам ТВЭЛов

Материал	Образцы	Жидкость	Условия испытаний	$T_{tr}, ^\circ\text{C}$	Ссылка
Zircaloy-4 Zircaloy-4 + Cr (МДИ), 20 мкм Zircaloy-4 + Cr (МДИ), 50 мкм	Трубки (диаметр – 9.5 мм, длина – 70 мм)	Насыщенная деионизированная вода	Кипение в большом объеме, атмосферное давление	350	[91]
				330	
				310	
				420 ( $\Delta T_{sub} = 0\text{ K}$ ), 520 ( $\Delta T_{sub} = 20$ ), 680 ( $\Delta T_{sub} = 40$ )	
316-L 316-L + Cr (МР), 2 мкм 316-L + Cr (МР), окисленный, 2 мкм	Трубки (диаметр – 9.53 мм, толщина стенки – 0.89 мм, длина – 100 мм), внутреннее тепловыделение – 1.55 кВт/м <sup>2</sup>	Насыщенная и недогретая (20 K) деионизированная вода	Поток жидкости 25 мм/с, атмосферное давление	420 ( $\Delta T_{sub} = 0$ ), 520 ( $\Delta T_{sub} = 20$ ), 640 ( $\Delta T_{sub} = 40$ )	[93]
				420 ( $\Delta T_{sub} = 0$ ), 560 ( $\Delta T_{sub} = 20$ ), 680 ( $\Delta T_{sub} = 40$ )	
				310 ( $\Delta T_{sub} = 5$ ), 340 ( $\Delta T_{sub} = 10$ ), 390 ( $\Delta T_{sub} = 15$ ), 420 ( $\Delta T_{sub} = 20$ )	
				260 ( $\Delta T_{sub} = 0$ ), 320 ( $\Delta T_{sub} = 5$ ), 370 ( $\Delta T_{sub} = 10$ ), 420 ( $\Delta T_{sub} = 15$ ), 470 ( $\Delta T_{sub} = 20$ )	
Сплав FeCrAl	Цилиндр (диаметр – 20 мм, длина – 110 мм)	Вода с небольшим недогревом ( $\leq 20\text{ K}$ )	Кипение в большом объеме, атмосферное давление	270/230 ( $\Delta T_{sub} = 0$ ), 320/300 ( $\Delta T_{sub} = 5$ ), 340/310 ( $\Delta T_{sub} = 10$ ), 390/340 ( $\Delta T_{sub} = 15$ ), 420/400 ( $\Delta T_{sub} = 20$ )	[94]
Zircaloy-4	Стержни (диаметр – 20 мм, длина – 115 мм)	Вода насыщенная и с небольшим недогревом ( $\leq 20\text{ K}$ )	Кипение в большом объеме, атмосферное давление	320 и 550 (1 и 5 атм, оксидный слой толщиной 3.6 мкм, $R_a = 0.2\text{ мкм}$ ); 430 и 620 (1 и 5 атм, оксид, 55.6 мкм, $R_a = 0.26\text{ мкм}$ ); 350 (1 атм, оксид, 8.8 мкм, $R_a = 0.23\text{ мкм}$ ); 390 (1 атм, оксид, 24.7 мкм, $R_a = 0.23\text{ мкм}$ ); 220 (1 атм, $R_a = 11.4\text{ мкм}$ )	
Сплав FeCrAl ( $R_a = 0.2$ и 1.6 мкм)				490 (1 атм, оксид, 3.6 мкм, $R_a = 0.2\text{ мкм}$ ); 590 (1 атм, оксид, 55.6 мкм, $R_a = 0.26\text{ мкм}$ )	
				320 290	
				350 300 610 500	
Zircaloy-4 Zircaloy-4 + Cr Zircaloy-4 + FeCrAl Zircaloy-4 + Mo Zircaloy-4 Сплав FeCrAl SiC (химически осажденный из паровой фазы)	Стержни (диаметр – 4.8 мм, длина – 50 мм), окисленная поверхность	Насыщенная вода	Кипение в большом объеме, атмосферное давление	360	[97]
	Стержни (диаметр – 10 мм, длина – 60 мм)	Вода с небольшим недогревом (20 K)	Кипение в большом объеме, атмосферное давление		
					[98]



Окончание табл. 3

Материал	Образцы	Жидкость	Условия испытаний	$T_{tr}$ , °C	Ссылка
Сплав FeCrAl SiC (химически осажженный из паровой фазы)	Стержни (диаметр — 10 мм, длина — 60 мм)	Насыщенная вода	Кипение в большом объеме, атмосферное давление	280 270	[102]
Zircaloy-4	Имитаторы ТВЭЛов с наполнителем в виде BN или Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Вода с небольшим недогревом (5 K)	Кипение в большом объеме, атмосферное давление	690 (оксид, 0.0333 мкм); 800 (оксид, 0.177 мм)	[105]
Inconel				420 ( $R_a = 1.27$ мкм); 520 ( $R_a = 3.84$ мкм); 560 ( $R_a = 6.6$ мкм)	
Нержавеющая сталь (304)				330 ( $\Delta T_{sub} = 12$ );	
Inconel	Полый стержень длиной 300 мм и диаметром 9.5 мм (8.6 мм — внутренний диаметр)	Деионизированная вода с небольшим недогревом ( $\leq 12$ K)	Кипение в большом объеме, атмосферное давление	340 ( $\Delta T_{sub} = 12$ ); 310 ( $\Delta T_{sub} = 8$ ); 270 ( $\Delta T_{sub} = 5$ )	[106]
Monel				320 ( $\Delta T_{sub} = 12$ ); 300 ( $\Delta T_{sub} = 8$ ); 270 ( $\Delta T_{sub} = 5$ )	
Zircaloy-4	Трубки (диаметр — 9.52 мм, длина — 1000 мм, толщина стенок — 0.89 и 0.57 мм)	Недогретая вода (75 K)	Внутренний поток жидкости (скорость — 0.05 и 0.1 м/с)	430 ( $\Delta T_{sub} = 10$ , 0.05 м/с); 445 ( $\Delta T_{sub} = 10$ , 0.1 м/с); 460 ( $\Delta T_{sub} = 50$ , 0.05 м/с); 525 ( $\Delta T_{sub} = 50$ , 0.1 м/с); 500 ( $\Delta T_{sub} = 75$ , 0.05 м/с); 565 ( $\Delta T_{sub} = 75$ , 0.1 м/с)	[107]
Inconel				340 ( $\Delta T_{sub} = 10$ , 0.05 м/с); 365 ( $\Delta T_{sub} = 10$ , 0.1 м/с); 400 ( $\Delta T_{sub} = 50$ , 0.05 м/с); 435 ( $\Delta T_{sub} = 50$ , 0.1 м/с); 450 ( $\Delta T_{sub} = 75$ , 0.05 м/с); 500 ( $\Delta T_{sub} = 75$ , 0.1 м/с)	
Zircaloy-4				450 ( $We = 30$ ); 500 ( $We = 60$ ); 510 ( $We = 90$ )	
Сплав FeCrAl	Плоские круглые образцы (диаметр — 20 мм, высота — 3 мм)	Капли воды	Спрейное охлаждение	390 ( $We = 30$ ); 410 ( $We = 60$ ); 420 ( $We = 90$ )	[108]
SiC				330 ( $We = 30$ ); 320 ( $We = 60$ ); 330 ( $We = 90$ )	

ты [103, 104], такое изменение поверхности способствует росту  $T_{tr}$  за счет уменьшения коэффициента тепловой активности и увеличению вероятности контакта жидкости с элементами шероховатости поверхности.

Известно, что хромоникелевые сплавы чувствительны к закалке при начальных температурах оболочек ТВЭЛов в диапазоне 700–800°C. Таким образом, представляется актуальным проведение дополнительных теплогидравлических и термомеханических исследований поведения ТВЭЛов с оболочкой из сплава 42ХНМ при высоких температурах. Однако авторам не удалось

найти в свободном доступе работы, посвященные охлаждению высокотемпературных образцов из сплава 42ХНМ. Для приближенного анализа рассмотрена работа, где использовались рабочие участки из сплавов Inconel и Monel, которые близки по своим теплофизическим свойствам к сплаву 42ХНМ. Авторы [105] провели комплексное изучение охлаждения в воде имитаторов ТВЭЛа с оболочками из сплава Inconel с Zircaloy-4 с наполнителем в виде BN или Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Установлено, что увеличение шероховатости поверхности и рост толщины оксидного слоя сопровождается возрастанием  $T_{tr}$  (табл. 3). Стоит

отметить, что неучет состояния поверхности может привести к разбросу  $T_{\text{тр}}$  на сотни градусов при одних и тех же условиях эксперимента. Результаты [106] демонстрируют более высокие значения  $T_{\text{тр}}$  для образцов с более высокой тепловой активностью (Monel и Inconel) по сравнению с нержавеющей сталью (табл. 3). Возможно, такое расхождение с теорией [104] и другими экспериментальными данными связано с методикой измерения, поскольку в указанных экспериментах термомпара и оптоволоконный датчик измеряли температуру с внутренней стороны оболочки. Более низкие  $T_{\text{тр}}$  по сравнению с Zircaloy-4 фиксировались при охлаждении трубок из сплава Inconel внутренним потоком воды (табл. 3) [107]. Кроме того, скорость распространения фронта охлаждения была ниже по сравнению со случаем с трубкой из сплава Zircaloy, что связано с более высоким значением тепловой активности Inconel.

Также следует рассмотреть влияние капельного (спрейного) охлаждения, поскольку в условиях АПТ и последующего залива АЗ реактора охлаждающей жидкостью необходимо понимание физики взаимодействия двухфазного пароводяного потока с оболочкой ТВЭЛа. В работах [108, 109] исследовалось влияние свойств поверхности (Zr, FeCrAl, SiC) на теплообмен при взаимодействии с каплями жидкости. Эксперименты продемонстрировали значительный рост  $T_{\text{тр}}$  в зависимости от степени окисления поверхности. В отдельных экспериментах устойчивого пленочного кипения на окисленной поверхности не наблюдается даже при температурах более 550°C. Установлено, что  $T_{\text{тр}}$  растет с уменьшением тепловой активности металла (рис. 8 [108], табл. 3). Однако значения КТП практически не отличаются для сплавов Zr и FeCrAl. Авторы подчеркивают отсутствие строгой модели, которая учитывает влияние состояния поверхности, в частности шероховатости. На основе теории гомогенной нуклеации авторы построили модель, предсказывающую  $T_{\text{тр}}$ , которая учитывает охлаждение поверхности во время ее взаимодействия с каплями (рис. 8) [108]. Такие результаты подтверждаются более ранними работами, например [110], где авторы исследовали влияние окисления поверхности на теплообмен при спрейном охлаждении металлической поверхности водой. По сравнению с чистой поверхностью переходное кипение на окисленной поверхности более интенсивное. При этом влияние оксидного слоя тем сильнее, чем он толще. В некоторых случаях теплообмен с окисленной поверхностью может ухудшаться из-за возможного наличия воздушных «карманов» между металлом и оксидным слоем. В работе [109] также продемонстрировано значительное снижение температуры поверхности при контакте жидкости с подложкой из нержавеющей стали

по сравнению с поверхностью из SiC, что является экспериментальным подтверждением численных расчетов интенсивных стоков тепла [104].

Таким образом, свойства поверхности могут оказывать существенное влияние на протекание АПТ, что особенно важно для тех материалов, состояние поверхности которых претерпевает значительные изменения в процессе их эксплуатации в реакторе (особенно Zr и SiC). Отметим, что специалистами [111] сделано заключение о необходимости физической модели, которая могла бы прогнозировать  $T_{\text{тр}}$  с учетом свойств материала и состояния поверхности теплообмена. В настоящий момент имеется недостаток в теоретических моделях, описывающих нестационарное охлаждение высокотемпературных тел (в данном случае ТВЭЛов) в недогретых жидкостях на поверхностях с характерным размером, существенно превосходящим капиллярную постоянную. При этом недогрев охлаждающей жидкости до температуры насыщения оказывает сильное влияние как на режим устойчивого пленочного кипения жидкостей, так и на возникновение интенсивного режима охлаждения.

Как показывают многочисленные эксперименты (например, [112, 113]), КТО в условиях устойчивого пленочного кипения недогретой жидкости могут в 2–3 раза превосходить КТО насыщенной жидкости. При построении аналитической модели устойчивого пленочного кипения недогретых жидкостей в публикациях [114–116] принимаются условия равенства касательных скоростей и вязких касательных напряжений. Это означает, что восходящий поток жидкости обеспечивается трением восходящего потока пара. Как правило, этот эффект пренебрежимо мал из-за малой плотности и вязкости пара. Такой подход не позволяет адекватно опи-

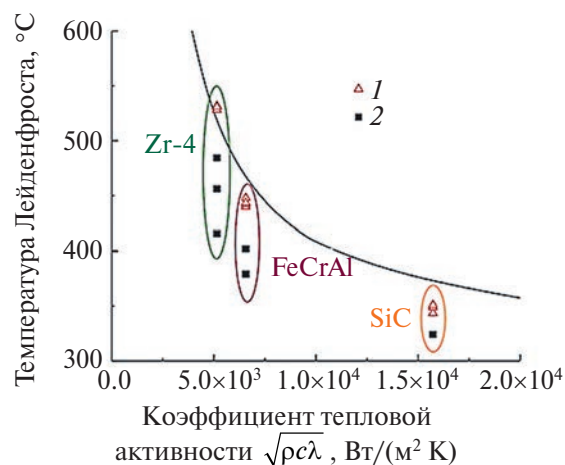
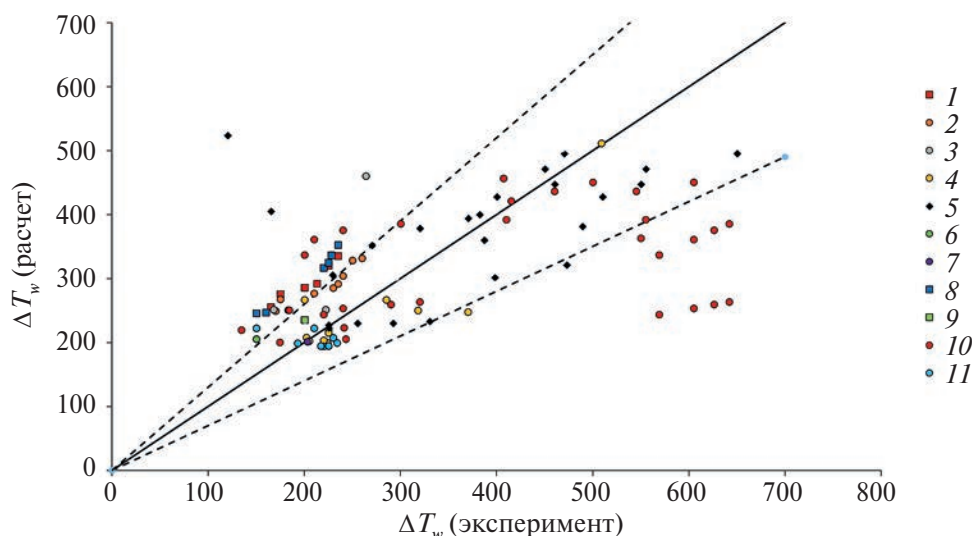


Рис. 8. Влияние коэффициента тепловой активности поверхности на  $T_{\text{тр}}$ : сплошная линия — расчет по теоретической модели [108]; 1 —  $We > 60$ , 2 —  $We < 60$  [108].



**Рис. 9.** Сравнение расчетного и экспериментального температурных напоров, при которых наступает интенсивный режим охлаждения для различных материалов: 1 – Inconel [106], 2 – Monel K500 [106], 3 – SiC [98, 102], 4 – Zircaloy-4 [91, 97, 98, 102, 119], 5 – ZrO<sub>2</sub> [95–97, 102, 120], 6 – Cu [121], 7 – Mo [97], 8 – нержавеющая сталь [106, 121], 9 – Nb [121], 10 – FeCrAl [94, 95, 97, 98, 102, 120], 11 – Cr [91, 97, 121].

сывать устойчивое пленочное кипение недогретых жидкостей в широком диапазоне  $Pr$ .

Переход от устойчивого пленочного кипения к интенсивному режиму охлаждения зависит от большого числа факторов: теплофизических свойств охлаждающей жидкости и охлаждаемого твердого тела, недогрева жидкости до температуры насыщения, окисления и микрогеометрии охлаждаемой поверхности, внешнего воздействия. Самым распространенным подходом для описания  $T_{tr}$  выступают либо полностью эмпирические уравнения, либо модели, построенные на «наилучшей» группировке безразмерных чисел (например, [117]). Очевидно, что такие уравнения пригодны только для описания такого массива данных, на котором они были получены.

Приближенная физическая модель, которая объединяет все вышеуказанные факторы, влияющие на значения  $T_{tr}$ , представлена в статьях [103, 104]. Идея модели заключается в том, что случайные контакты гребней волн жидкости с выступами шероховатости поверхности стенки могут вызвать переход к режиму интенсивного теплообмена. Кратковременное соприкосновение жидкости и металла может происходить при средних температурах поверхности, существенно превышающих критическую температуру жидкости [102]. Приток жидкости в область интенсивного испарения на границе смачиваемой области (линии контакта трех фаз) контролируется градиентом капиллярного давления. Гидродинамический предел плотности теплового потока, соответствующий чрезвычайно высокой интенсивности испарения в этой области, пропорционален комплексу  $h_{lg}\sigma/\nu$ , где  $h_{lg}$  – скры-

тая теплота парообразования,  $\sigma$  – поверхностное натяжение,  $\nu$  – вязкость. Резкое падение температуры поверхности в случайно смачиваемой зоне создает нестационарный тепловой поток из объема охлаждаемого тела. Разработанная модель объясняет влияние тепловой активности охлаждаемого металла и свойств охлаждающей жидкости на возникновение интенсивного режима теплообмена при пленочном кипении.

Сравнение экспериментального и расчетного температурных напоров, при которых происходит смена устойчивого пленочного кипения на интенсивный режим теплообмена, представлено на рис. 9. В анализе использовались экспериментальные данные из вышеприведенных работ: всего 106 точек и 11 материалов. Сравнение показывает, что большинство экспериментальных данных попадают в интервал  $\pm 30\%$  от рассчитанных значений. Таким образом, разработанную физическую модель можно применять для более строгого анализа влияния новых материалов на протекание процессов, возникающих при поставарийном заливе АЗ ядерного реактора.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Представлен обзор исследований по термомеханической прочности оболочек ТВЭЛов толерантного типа. Проведен анализ влияния свойств материала ТВЭЛов с оболочками толерантного типа на теплообмен при кипении, включая кризисы теплообмена и нестационарное охлаждение, моделирующих аварийные режимы АЭС. Обобщение и анализ результатов исследований позволили сформулировать следующие выводы.



Хромовые покрытия, как правило, демонстрируют хорошую адгезию к циркониевой подложке при нормальных условиях эксплуатации, однако вопрос поддержания адгезии при случайных отклонениях температуры требует дополнительного изучения. При высоких температурах (выше 1200°C) хромовые покрытия могут растрескиваться из-за различия в значениях коэффициентов термического расширения хрома и циркония при высоких температурах. Хрупкость и слабая прочность делает такие покрытия склонными к растрескиванию под воздействием высоких напряжений. Для сплава 42ХНМ наблюдается снижение пластичности при высоких температурах, усиливающееся после длительного воздействия нейтронным облучением при штатных температурах эксплуатации вследствие низкотемпературного радиационного охрупчивания.

Обзор работ по теплообмену при фазовых переходах и кризисных явлениях демонстрирует влияние смачиваемости, тепловой активности и шероховатости теплоотдающей поверхности на значение КТП. В отсутствие строгой теории кризиса кипения, учитывающей влияние вышеперечисленных параметров, возникает необходимость создания экспериментального массива данных по КТП для новых материалов оболочек ТТ. Численные и экспериментальные результаты показывают, что свойства материала оболочки ТВЭЛов оказывают влияние на протекание АСР и АПТ. Для анализа этого процесса возможно применение аналитических моделей, например модели [103, 104]. При этом необходимо предъявлять повышенные требования к методике эксперимента, поскольку изучение влияния поверхностных эффектов обусловлено наличием ряда причин вероятностного характера, способных в значительной степени изменять как шероховатость, так и краевой угол смачивания поверхности нагрева [118].

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ (проект № МК-3570.2022.4).

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Забиров А.Р., Молотова И.А., Ягов В.В., Сиделев Д.В., Яшиников Д.А., Шевченко С.А. Анализ теплофизического обоснования применимости толерантного топлива для АЭС. Современные концепции, технологии и химическая стойкость толерантного топлива // ТВТ. 2024. Т. 62. № 5. С. 757.
2. Park J.H., Kim H.G., Park J.Y., Jung Y.I., Park D.J., Koo Y.H. High Temperature Steam-oxidation Behavior of Arc Ion Plated Cr Coatings for Accident Tolerant Fuel Claddings // Surf. Coat. Technol. 2015. V. 280. P. 256.
3. Park J.H., Jung Y.I., Park D.J., Kim H.G., Choi B.K., Lee Y.H. Corrosion Properties of Cr Coating Deposited on Nuclear Fuel Cladding // Trans. Korean Nuclear Soc. Virtual Spring Meeting, July 9–10, 2020. 2020. 20S-335.
4. Chen Q.S., Liu C.H., Zhang R.Q., Yang H.Y., Wei T.G., Wang Y., Li Z., He L.X., Wang J., Wang L., Long J.P., Chang H. Microstructure and High-temperature Steam Oxidation Properties of Thick Cr Coatings Prepared by Magnetron Sputtering for Accident Tolerant Fuel Claddings: The Role of Bias in the Deposition Process // Corros. Sci. 2020. V. 165. P. 108378.
5. Kim H.G., Kim I.H., Jung Y.I., Park D.J., Park J.Y., Koo Y.H. Adhesion Property and High-temperature Oxidation Behavior of Cr-Coated Zircaloy-4 Cladding Tube Prepared by 3D Laser Coating // J. Nucl. Mater. 2015. V. 465. P. 531.
6. Wei T., Zhang R., Yang H., Liu H., Qiu S., Wang Y., Du P., He K., Hu X., Dong C. Microstructure, Corrosion Resistance, and Oxidation Behavior of Cr-coatings on Zircaloy-4 Prepared by Vacuum Arc Plasma Deposition // Corros. Sci. 2019. V. 158. P. 108077.
7. Brachet J.C., Dumerval M., Lezaud-Chailioux V., Le Saux M., Rouesne E., Hamon D., Urvoys S., Guilbert T., Houmaire Q., Cobac C., Nony G., Rousselot J., Lomello F., Schuster F., Palancher H., Bischoff J., Pouillier E. Behavior of Chromium Coated M5TM Claddings under LOCA Conditions // WRFPM 2017 Water Reactor Fuel Performance Meeting, 2017.
8. Idarraga-Trujillo I., Le Flem M., Brachet J.C., Le Saux M., Hamon D., Muller S., Vandenberghe V., Tupin M., Papin E., Monsifrot E., Billard A., Schuster F. Assessment at CEA of Coated Nuclear Fuel Cladding for LWRs with Increased Margins in LOCA and Beyond LOCA Conditions // LWR Fuel Performance Meeting (Top Fuel 2013). 15–19 Sept. 2013. Charlotte, North Carolina, USA. V. 2. P. 860.
9. Bischoff J., Vauglin C., Delafoy C., Barberis P., Perche D., Guerin B., Vassault J.P., Brachet J.C. Development of Cr-Coated Zirconium Alloy Cladding for Enhanced Accident Tolerance // LWR Fuels with Enhanced Safety and Performance (Top Fuel 2016), 11–15 Sept. 2016. Boise, United States, 2016.
10. Brachet J.C., Le Saux M., Lezaud-Chailioux V., Dumerval M., Houmaire Q., Lomello F., Schuster F., Monsifrot E., Bischoff J., Pouillier E. Behavior under LOCA Conditions of Enhanced Accident Tolerant Chromium Coated Zircaloy-4 Claddings // LWR Fuels with Enhanced Safety and Performance, Top Fuel 2016, 11–15 Sept. 2016. Boise, United States, 2016.
11. Bischoff J., Delafoy C., Vauglin C., Barberis P., Roubeyrie C., Perche D., Duthoo D., Schuster F., Brachet J.C., Schweitzer E.W., Nimishakavi K. AREVA NP's Enhanced Accident-Tolerant Fuel Developments: Focus on Cr-Coated M5 Cladding // Nucl. Eng. Technol. 2018. V. 50. № 2. P. 223.
12. Иванов А.В., Кураев А.Ю., Малахов А.А., Лернер А.Е., Лузан Ю.В. Исследование свойств защитного хромового покрытия образцов-имитаторов ТВЭЛов ВВЭР // ВАНТ. Сер. материаловед. нов. мат. 2018. № 3. С. 116.
13. Park D.J., Kim H.G., Jung Y.I., Park J.H., Yang J.H., Koo Y.H. Behavior of an Improved Zr Fuel Cladding with Oxidation Resistant Coating under Loss-of-coolant Accident Conditions // J. Nucl. Mater. 2016. V. 482. P. 75.

14. Brachet Jc., Dumerval M., Lezaud-Chailioux V., Le Saux M., Rouesne E., Hamon D., Urvoy S., Guilbert T., Houmaire Q., Cobac C., Nony G., Rousselot J., Lomello F., Schuster F., Palancher H., Bischoff J., Pouillier E. Behavior of Chromium Coated M5TM Claddings under LOCA Conditions // WRFPM 2017 Water Reactor Fuel Performance Meeting. 2017.
15. Červenka P., Krejčí J., Cvrček L., Rozkošný V., Manoch F., Rada D., Kabátová J. Experimental Study of Damaged Cr-coated Fuel Cladding in Post-Accident Conditions // Acta Polytech. STU Proc. 2020. V. 28. P. 1.
16. Карпюк Л.А., Савченко А.М., Леонтьева-Смирнова М.В., Кулаков Г.В., Коновалов Ю.В. Перспективы применения стальных оболочек для ТВЭЛов реакторов типа ВВЭР в рамках концепции топлива, устойчивого к аварийным ситуациям // Атомная энергия. 2020. Т. 128. № 4. С. 203.
17. Savchenko A.M., Leontieva-Smirnova M.V., Kulakov G.V., Rechitsky V.N., Konovalov Y.V., Nikitina A.A. Peculiarities of Stainless Steels Application as ATF in VVER's // TopFuel-2018 Conf., Prague, Czech Republic, September 30–October 04. 2018.
18. Accident-Tolerant Materials for Light Water Reactor Fuels / Ed. Rebak R.B. Elsevier, 2020. 221 p.
19. Wang P., Qiao Y., Qi W., Du S., Liu Z., Meng F., Zhang X., Wang K., Li Q., Yao Z., Bai C., Wang X. Preparation and Properties Study of Cr on FeCrAl Cladding Materials // Front. Mat. 2021. V. 8. P. 47.
20. Heikinheimo J., Huottilainen C., Pohja R., Ivanchenko M., Loukusa H. Advanced Cladding Materials for Accident Tolerant Fuels // Nucl. Sci. Technol. Symp., NST 2019. Finnish Nuclear Society. 2019.
21. Zabirow A.R., Yagov V.V., Ryazantsev V.A., Molotova I.A., Vinogradov M.M. Decrease of Leidenfrost Temperature at Quenching in Subcooled Liquids // J. Phys.: Conf. Ser. 2021. V. 2116. № 1. P. 012010.
22. Courtinall M., Pickering F.B. The Effect of Alloying on 485°C Embrittlement // Metal Sci. 1976. V. 10. № 8. P. 273.
23. Chen G., Wang H., Sun H., Zhang Y., Cao P., Wang J. Effects of Nb-doping on the Mechanical Properties and High-Temperature Steam Oxidation of Annealing Fe-CrAl Fuel Cladding Alloys // Mater. Sci. Eng., A. 2021. V. 803. P. 140500.
24. Wu S., Li J., Li W., Liu S. Characterization of Oxide Dispersoids and Mechanical Properties of 14Cr-ODS FeCrAl Alloys // J. Alloys Compd. 2020. V. 814. P. 152282.
25. Massey C.P., Edmondson P.D., Unocic K.A., Yang Y., Dryepont S.N., Kini A., Gault B., Terrani K.A., Zinkle S.J. The Effect of Zr on Precipitation in Oxide Dispersion Strengthened FeCrAl Alloys // J. Nucl. Mater. 2020. V. 533. P. 152105.
26. Kane K.A., Lee S.K., Bell S.B., Brown N.R., Pint B.A. Burst Behavior of Nuclear Grade FeCrAl and Zircaloy-2 Fuel Cladding under Simulated Cyclic Dryout Conditions // J. Nucl. Mater. 2020. V. 539. P. 152256.
27. Gamble K.A., Barani T., Pizzocri D., Hales J.D., Terrani K.A., Pastore G. An Investigation of FeCrAl Cladding Behavior under Normal Operating and Loss of Coolant Conditions // J. Nucl. Mater. 2017. V. 491. P. 55.
28. State-of-the-Art Report on Light Water Reactor Accident-Tolerant Fuels. NEA № 7317. Organisation for Economic Co-operation and Development. Nuclear Energy Agency, 2018. 372 p.
29. Шельдяков А.А., Яковлев В.В., Обухов А.В. Механические свойства и структура облученного сплава 42ХНМ // Сборн. труд. АО ГНЦ НИИАР. 2011. № 2. С. 3.
30. Прохоров В.И., Рисованный В.Д., Кушманов С.А. Конструкционные материалы для ПЭЛов ПС СУЗ ВВЭР-1000 // ВАНТ, серия обеспеч. безопасн. АЭС. 2011. № 30. С. 5.
31. Кулаков Г.В., Ватулин А.В., Ершов С.А., Карпюк Л.А., Коновалов Ю.В., Косауров А.О., Леонтьева-Смирнова М.В., Речицкий В.Н., Голубничий А.А. Перспективы использования хромоникелевого сплава 42ХНМ в реакторах разного типа // Атомная энергия. 2021. Т. 130. № 1. С. 24.
32. Кулаков Г.В., Ватулин А.В., Ершов С.А., Коновалов Ю.В., Морозов А.В., Савченко А.М., Сорокин В.И., Романов А.И., Морозов О.А., Шишин В.Ю., Шельдяков А.А. Разработка топлива для атомных станций малой мощности и плавучих энергоблоков, состояние и перспективы // Материалы конф. «Материалы ядерной техники» (МАЯТ-2019), 08 октября 2019 г., Москва, 2019. С. 29.
33. Шельдяков А.А., Шишин В.Ю., Яковлев В.В., Кулаков Г.В., Коновалов Ю.В. Влияние облучения на физико-механические свойства и структуру хромоникелевого сплава 42ХНМ // Тез. докл. XI конф. по реакт. мат., 27–31 мая 2019 г., АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, 2019. С. 126.
34. Гурович Б.А., Фролов А.С., Мальцев Д.А., Кулешова Е.А., Федотова С.В., Федотов И.В. Фазовые превращения в облученном сплаве 42ХНМ после отжига при повышенных температурах, а также после быстрого отжига, имитирующего условия максимальной проектной аварии // Тез. докл. XI конф. по реакт. мат., 27–31 мая 2019, АО «ГНЦ НИИАР», Димитровград, 2019. С. 30.
35. Gurovich B.A., Frolov A.S., Fedotov I.V. Improved Evaluation of Ring Tensile Test Ductility Applied to Neutron Irradiated 42XNM Tubes in the Temperature Range of (500–1100)°C // Nucl. Eng. Technol. 2020. V. 52. № 6. P. 1213.
36. Сафонов Д.В. Структурно-фазовое состояние оболочечных материалов в условиях эксплуатации, сухого хранения, а также проектной аварии. Дис. ... канд. техн. наук. М.: НИЦ «Курчатовский институт», 2021. С. 150.
37. Гурович Б.А., Фролов А.С., Мальцев Д.А., Кулешова Е.А., Федотова С.В. Исследование возможности использования сплава 42ХНМ в качестве оболочки толерантного ТВЭЛа // Сб. тез. докл. 15-й Межд. научн.-практич. конф. ат. эн., 30 сентября – 05 октября 2019 г., СевГУ, Севастополь, 2019. С. 10.
38. Airey G., Andresen P., Brown J. Seventh International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-water Reactors // Proc. Symp. Disc. August 7–10, 1995, Breckenridge, Colorado. NACE Int., 1995. P. 1256.

39. Gurovich B.A., Frolov A.S., Kuleshova E.A., Maltsev D.A., Safonov D.V., Fedotova S.V., Kochkin V.N., Panferov P.P. Structural Evolution Features of the 42XNM Alloy During Neutron Irradiation under VVER Conditions // J. Nucl. Mater. 2021. V. 543. P. 152557.
40. Rechitskii V.N., Laushkin A.V., Medkov V.V. Effect of Nitrogen on the Properties of Bochvalloy (42KhNM) Alloy in the Operating and High Temperature Range // Met. Sci. Heat Treat. 2009. V. 51. № 5–6. P. 278.
41. Захаров А.В., Муралева Е.М., Строщук А.В., Шевляков Г.В., Кушманов С.А., Куракин К.Ю., Махин В.М., Зубцов Д.Е. Исследования состояния поглощающих элементов с комбинированным сердечником и оболочкой из сплава 42ХНМ после эксплуатации в течение 10 лет на Калининской АЭС // ВАНТ, техн., серия физика ядерн. реакт. Т. 2. 2018. С. 104.
42. Cheng B., Chou P., Kim Y.J. Development of Mo-based Accident Tolerant LWR Fuel Cladding. No. IAEA-TECDOC-1797, 2016.
43. Parish C.M., Terrani K.A., Kim Y.J., Koyanagi T., Katoh Y. Microstructure and Hydrothermal Corrosion Behavior of NITE-SiC with Various Sintering Additives in LWR Coolant Environments // J. Eur. Ceram. Soc. 2017. V. 37. № 4. P. 1261.
44. Cockeram B.V., Smith R.W., Leonard K.J., Byun T.S., Snead L.L. Irradiation Hardening in Unalloyed and ODS Molybdenum during Low Dose Neutron Irradiation at 300°C and 600°C // J. Nucl. Mater. 2008. V. 382. № 1. P. 1.
45. Byun T.S., Li M., Cockeram B.V., Snead L.L. Deformation and Fracture Properties in Neutron Irradiated Pure Mo and Mo Alloys // J. Nucl. Mater. 2008. V. 376. № 2. P. 240.
46. Kumara C., Wang R., Lu R.Y., Deck C., Gazza J., Qu J. Grid-to-Rod Fretting Wear Study of SiC/SiC Composite Accident-Tolerant Fuel Claddings Using an Autoclave Fretting Bench Test // Wear. 2022. V. 488. P. 204172.
47. Almutairi B., Jaradat S., Kumar D., Goodwin C.S., Usman S., Alajo A., Alam S.B. Weight Loss and Burst Testing Investigations of Sintered Silicon Carbide under Oxidizing Environments for Next Generation Accident Tolerant Fuels for SMR Applications // Mater. Today Commun. 2022. V. 30. P. 102958.
48. Cinbiz M.N., Koyanagi T., Singh G., Katoh Y., Terrani K.A., Brown N.R. Failure Behavior of SiC/SiC Composite Tubes under Strain Rates Similar to the Pellet-Cladding Mechanical Interaction Phase of Reactivity-Initiated Accidents // J. Nucl. Mat. 2019. V. 514. P. 66.
49. Zhao S., Chen Y., Saucedo-Mora L., Connolley T., Morrow T.J. Hoop Strain Measurement During a SiC/SiC Ceramic Composite Tube Burst Test by Digital Volume Correlation of X-Ray Computed Tomographs // Exp. Mech. 2023. T. 63. № 2. P. 275.
50. Kane K., Bell S., Capps N., Garrison B., Shapovalov K., Jacobsen G., Deck C., Graening T., Koyanagi T., Massey C. The Response of Accident Tolerant Fuel Cladding to LOCA Burst Testing: A Comparative Study of Leading Concepts // J. Nucl. Mat. 2023. V. 574. P. 154152.
51. Brown N.R., Wysocki A.J., Terrani K.A., Ali A., Liu M., Blandford E. Survey of Thermal-Fluids Evaluation and Confirmatory Experimental Validation Requirements of Accident Tolerant Cladding Concepts with Focus on Boiling Heat Transfer Characteristics. Oak Ridge National Lab. (ORNL), Oak Ridge, United States, 2016. № ORNL/TM-2016/252.
52. Павленко А.Н. О физике развития кризисных явлений при кипении (комментарий к статье Е.Д. Федоровича «О целесообразности разработки двухстадийной модели кризиса кипения смачивающей поверхность нагрева жидкости») // Теплоэнергетика. 2020. № 11. С. 86.
53. Ягов В.В. О механизмах кризиса кипения (комментарий к статье Е.Д. Федоровича «О целесообразности разработки двухстадийной модели кризиса кипения смачивающей поверхность нагрева жидкости») // Теплоэнергетика. 2020. № 11. С. 79.
54. Ягов В.В. Механизм кризиса кипения в большом объеме // Теплоэнергетика. 2003. № 3. С. 2.
55. Дедов А.В. Обзор современных методов интенсификации теплообмена при пузырьковом кипении // Теплоэнергетика. 2019. № 12. С. 18.
56. Володин О.А., Печеркин Н.И., Павленко А.Н. Интенсификация теплообмена при кипении и испарении жидкостей на модифицированных поверхностях // ТВТ. 2021. Т. 59. № 2. С. 280.
57. Аладьев И.Т., Яинов В.И. Влияние смачиваемости на кризис кипения. В кн.: Конвективная теплопередача в двухфазном и однофазном потоках. М.—Л.: Энергия, 1964. С. 448.
58. Яинов В.И. Влияние смачиваемости поверхности нагрева на кризис кипения. В кн.: Кризис кипения и температурный режим испарительных поверхностей нагрева // Тр. ЦКТИ. 1965. № 58. С. 78.
59. Cummings R.D., Smith J.L. Boiling Heat Transfer to Liquid Helium // Pure and Applied Cryogenics. 1966. V. 6. P. 85.
60. Клименко А.В. Экспериментальное и теоретическое исследование влияния некоторых факторов на теплообмен при кипении криогенных жидкостей. Автореферат дисс. ... канд. техн. наук. М.: МЭИ, 1975. С. 32.
61. Su G., Bucci M., Sabharwal P. Investigations on the Thermal-hydraulic Behavior of Accident Tolerant Fuel Cladding Materials. Idaho National Lab. (INL), Idaho Falls, United States, 2020. № INL/EXT-19-56455-Rev000.
62. Bliss Jr. F.E., Hsu S.T., Crawford M. An Investigation into the Effects of Various Platings on the Film Coefficient during Nucleate Boiling from Horizontal Tubes // Int. J. Heat Mass Transfer. 1969. V. 12. № 9. P. 1061.
63. Son H.H., Kim N., Kim S.J. Nano/Microscale Roughness Control of Accident-Tolerant Cr- and CrAl-coated Surfaces to Enhance Critical Heat Flux // Appl. Therm. Eng. 2020. V. 167. P. 114786.
64. Ali A., Kim H.G., Hattar K., Briggs S., Park D.J., Park J.H., Lee Y. Ion Irradiation Effects on Cr-coated Zircaloy-4 Surface Wettability and Pool Boiling Critical Heat Flux // Nucl. Eng. Des. 2020. V. 362. P. 110581.
65. Son H.H., Cho Y.S., Kim S.J. Experimental Study of Saturated Pool Boiling Heat Transfer with FeCrAl- and



- Cr-layered Vertical Tubes under Atmospheric Pressure // *Int. J. Heat Mass Transfer*. 2019. V. 128. P. 418.
66. Allred T.P., Weibel J.A., Garimella S.V. Control of Pool Boiling Hydrodynamics Through Surface Wettability Patterning // *Proc. 16th Int. Heat Transfer Conf. IHTC-16*, 2018, Beijing, China. IHTC16-22684.
  67. Shim D.I., Choi G., Lee D., Lee N., Cho H.H. Bubble Dynamics and Pool Boiling Performance on Biphasic Patterned Surfaces // *Proc. 16th Int. Heat Transfer Conf. IHTC-16*, Beijing, China. IHTC16-23399. 2018.
  68. Kam D.H., Lee J.H., Lee T., Jeong Y.H. Critical Heat Flux for SiC-and Cr-coated Plates under Atmospheric Condition // *Annal. Nucl. En.* 2015. V. 76. P. 335.
  69. Seo G.H., Jeun G., Kim S.J. Pool Boiling Heat Transfer Characteristics of Zircaloy and SiC Claddings in De-ionized Water at Low Pressure // *Exp. Therm Fluid Sci.* 2015. V. 64. P. 42.
  70. Ahn H.S., Kim J.M., Kim T., Park S.C., Kim J.M., Park Y., Yu D.I., Hwang K.W., Jo H.J., Park H.S., Kim H., Kim M.H. Enhanced Heat Transfer is Dependent on Thickness of Graphene Films: The Heat Dissipation during Boiling // *Sci. Rep.* 2014. V. 4. № 1. P. 1.
  71. Нугматулин Б.И., Крошилин В.Е., Ходжаев Я.Д. Исследование кризиса теплоотдачи в стержневой сборке с учетом распределения жидкой пленки по периметру ТВЭЛов для стационарных и нестационарных условий // *TBT*. 1993. Т. 31. № 1. С. 83.
  72. Zinkle S.J., Was G.S. Materials Challenges in Nuclear Energy // *Acta Materialia*. 2013. V. 61. № 3. P. 735.
  73. Lee S.K., Brown N.R. Flow Boiling Transient Critical Heat Flux Tests with Stainless Steel and FeCrAl: Transient Correlation Implementation, Model Calibration, and Sensitivity Analysis // *Int. J. Heat Mass Transfer*. 2021. V. 179. P. 121730.
  74. Lee S.K., Liu M., Brown N.R., Terrani K.A., Blandford E.D., Ban H., Jensen C.B., Lee Y. Comparison of Steady and Transient Flow Boiling Critical Heat Flux for FeCrAl Accident Tolerant Fuel Cladding Alloy, Zircaloy, and Inconel // *Int. J. Heat Mass Transfer*. 2019. V. 132. P. 643.
  75. Groeneveld D.C., Shan J.Q., Vasić A.Z., Leung L.K.H., Durmayaz A., Yang J., Cheng S.C., Tanase A. The 2006 CHF Look-up Table // *Nucl. Eng. Des.* 2007. V. 237. № 15. P. 1909.
  76. Lee D., Elward B., Brooks P., Umretiya R., Rojas J., Bucci M., Rebak R.B., Anderson M. Enhanced Flow Boiling Heat Transfer on Chromium Coated Zircaloy-4 using Cold Spray Technique for Accident Tolerant Fuel (ATF) Materials // *Appl. Therm. Eng.* 2021. V. 185. P. 116347.
  77. Kim M., Noh H., Lee G.C., Yeom H., Kim T.K., Kim J.M., Kim T.H., Jo H.J., Park H.S., Sridharan K., Kim M.H. Flow Boiling Critical Heat Flux Enhancement in ZrSi<sub>2</sub> Accident-tolerant Fuel Cladding with Porous Structures // *Appl. Therm. Eng.* 2022. V. 207. P. 118164.
  78. Техвер Я., Суй Х. О кризисе кипения на плазмонапыленной пористой поверхности // *TBT*. 1992. Т. 30. № 3. С. 561.
  79. Леонтьев А.И., Мостинский И.Л., Полонский В.С., Стырикович М.А., Черника И.М. Экспериментальное исследование кризиса теплоотдачи в горизонтальных парогенерирующих каналах с пористой вставкой при неравномерном обогреве по периметру // *TBT*. 1982. Т. 20. № 6. С. 1131.
  80. Малышенко С.П., Зуев А.В., Левитан Л.Л., Андрианов А.Б., Орлова И.А. Особенности развития кризиса высыхания в трубах с пористыми покрытиями // *TBT*. 1997. Т. 35. № 3. С. 424.
  81. Дорожук В.Е., Фрид Ф.П. Исследование критических тепловых нагрузок. В сб. Теплообмен при высоких тепловых нагрузках и других специальных условиях / Под ред. А.А. Арманда. М.: Госэнергоиздат, 1959.
  82. Su G.Y., Moreira T.A., Lee D., Jena A., Wang G., Byers A., Phillips B., Karoutas Z., Anderson M., Bucci M. Wettability and CHF Limits of Accident-tolerant Nuclear Fuel Cladding Materials in Light Water Reactor Conditions // *Appl. Therm. Eng.* 2022. V. 216. P. 119018.
  83. Moreira T.A., DongHwi L., Mark H.A. Critical Heat Flux on Zircaloy and Accident Tolerant Fuel Cladding under Prototypical Conditions of Pressurized and Boiling Water Reactors // *Appl. Therm. Eng.* 2022. V. 213. P. 118740.
  84. Chen Z., Cai J., Liu R., Wang Y. Preliminary Thermal Hydraulic Analysis of Various Accident Tolerant Fuels and Claddings for Control Rod Ejection Accidents in LWRs // *Nucl. Eng. Des.* 2018. V. 331. P. 282.
  85. He S., Cai J. Thermal Hydraulic Analysis of the PWR with High Uranium Density Accident Tolerant Fuels under Accident Transients with and without Reactivity // *Nucl. Eng. Des.* 2019. V. 355. P. 110358.
  86. Pourrostam A., Talebi S., Safarzadeh O. Core Analysis of Accident Tolerant Fuel Cladding for SMART Reactor under Normal Operation and Rod Ejection Accident using DRAGON and PARCS // *Nucl. Eng. Technol.* 2021. V. 53. № 3. P. 741.
  87. KAERI (Republic of Korea). System-Integrated Modular Advanced Reactor (SMART). International Atomic Energy Agency. No. IAEA-TECDOC-1485. 2006. P. 93.
  88. Qiu B., Wu Y., Deng Y., He Y., Liu T., Su G.H., Tian W. A Comparative Study on Preliminary Performance Evaluation of ATFs under Normal and Accident Conditions with FRAP-ATF Code // *Progr. Nucl. En.* 2018. V. 105. P. 51.
  89. Dong X., Shin Y.C. Predictions of Thermal Conductivity and Degradation of Irradiated SiC/SiC Composites by Materials-genome-based Multiscale Modeling // *J. Nucl. Mater.* 2018. V. 512. P. 268.
  90. Brown N.R., Wysocki A.J., Terrani K.A., Xu K.G., Wachs D.M. The Potential Impact of Enhanced Accident Tolerant Cladding Materials on Reactivity Initiated Accidents in Light Water Reactors // *Annal. Nucl. En.* 2017. V. 99. P. 353.
  91. Lee K.G., In W.K., Kim H.G. Quenching Experiment on Cr-alloy-coated Cladding for Accident-tolerant Fuel in Water Pool under Low and High Subcooling Conditions // *Nucl. Eng. Des.* 2019. V. 347. P. 10.
  92. Molotova I.A., Zabirov A.R., Yagov V.V., Terentyev E.V., Antonov N.N., Molotov I.M., Tumarkin A.V., Khar'kov M.M. Effect of High-temperature Oxidation on the Surface Properties as Applied to Quenching of

- High-temperature Bodies // *J. Phys.: Conf. Ser.* 2021. V. 2039. № 1. P. 012024.
93. Shin D., Kim S.J. Intrinsic Effects of Cr-layered Accident-Tolerant Fuel Cladding Surface on Reflood Heat Transfer // *Int. J. Heat Mass Transfer*. 2022. V. 186. P. 122512.
  94. Wang Z., Zhong M., Deng J., Liu Y., Huang H., Zhang Y., Xiong J. Experimental Investigation on the Transient Film Boiling Heat Transfer during Quenching of FeCrAl // *Annals of Nuclear Energy*. 2021. V. 150. P. 107842.
  95. Xiong J., Wang Z., Xiong P., Lu T., Yang Y. Experimental Investigation on Transient Boiling Heat Transfer during Quenching of Fuel Cladding Surfaces // *Int. J. Heat Mass Transfer*. 2020. V. 148. P. 119131.
  96. Yeom H., Jo H., Johnson G., Sridharan K., Corradini M. Transient Pool Boiling Heat Transfer of Oxidized and Roughened Zircaloy-4 Surfaces during Water Quenching // *Int. J. Heat Mass Transfer*. 2018. V. 120. P. 435.
  97. Seshadri A., Shirvan K. Quenching Heat Transfer Analysis of Accident Tolerant Coated Fuel Cladding // *Nucl. Eng. Des.* 2018. V. 338. P. 5.
  98. Kang J., Kim T.K., Lee G.C., Jo H., Kim M.H., Park H.S. Impact of System Parameters on Quenching Heat Transfer in the Candidate Materials for Accident Tolerant Fuel-Cladding in LWRs // *Annal. Nucl. En.* 2019. V. 129. P. 375.
  99. Yagov V.V., Leksin M.A., Zabiroy A.R., Denisov M.A. Film Boiling of Subcooled Liquids. Part II: Steady Regimes of Subcooled Liquids Film Boiling // *Int. J. Heat Mass Transfer*. 2016. V. 100. P. 918.
  100. Yagov V.V., Zabiroy A.R., Kanin P.K., Denisov M.A. Heat Transfer in Film Boiling of Subcooled Liquids: New Experimental Results and Computational Equations // *J. Eng. Phys. Thermophys.* 2017. V. 90. № 2. P. 266.
  101. Chen H., Wang X., Zhang R. Application and Development Progress of Cr-based Surface Coating in Nuclear Fuel Elements: II. Current Status and Shortcomings of Performance Studies // *Coating*. 2020. V. 10. № 9. P. 835.
  102. Kang J., Kim T.K., Lee G.C., Kim M.H., Park H.S. Quenching of Candidate Materials for Accident Tolerant Fuel-cladding in LWRs // *Annal. Nucl. En.* 2018. V. 112. P. 794.
  103. Yagov V.V., Zabiroy A.R., Kanin P.K. Heat Transfer at Cooling High-temperature Bodies in Subcooled Liquids // *Int. J. Heat Mass Transfer*. 2018. V. 126. P. 823.
  104. Yagov V.V., Minko K.B., Zabiroy A.R. Two Distinctly Different Modes of Cooling High-temperature Bodies in Subcooled Liquids // *Int. J. Heat Mass Transfer*. 2021. V. 167. P. 120838.
  105. Sinha J. Effects of Surface Roughness, Oxidation Level, and Liquid Subcooling on the Minimum Film Boiling Temperature // *Exp. Heat Transfer*. 2003. V. 16. № 1. P. 45.
  106. Hurley P., Duarte J.P. Implementation of Fiber Optic Temperature Sensors in Quenching Heat Transfer Analysis // *Appl. Therm. Eng.* 2021. V. 195. P. 117257.
  107. Hwang G.S., Wang K.I., Lee C.Y. Quenching Experiments of Vertical Inconel and Zircaloy Tubes in Internal Water Flow // *Annal. Nucl. En.* 2022. V. 167. P. 108798.
  108. Wang Z., Qu W., Xiong J., Zhong M., Yang Y. Investigation on Effect of Surface Properties on Droplet Impact Cooling of Cladding Surfaces // *Nucl. Eng. Technol.* 2020. V. 52. № 3. P. 508.
  109. Wang Z.F., Xiong J., Yao W., Qu W., Yang Y. Experimental Investigation on the Leidenfrost Phenomenon of Droplet Impact on Heated Silicon Carbide Surfaces // *Int. J. Heat Mass Transfer*. 2019. V. 128. P. 1206.
  110. Wendelstorf R., Spitzer K.H., Wendelstorf J. Effect of Oxide Layers on Spray Water Cooling Heat Transfer at High Surface Temperatures // *Int. J. Heat Mass Transfer*. 2008. V. 51. № 19–20. P. 4892.
  111. Shirvan K. Implications of Accident Tolerant Fuels on Thermal-hydraulic Research // *Nucl. Eng. Des.* 2020. V. 358. P. 110432.
  112. Лексин М.А., Ягов В.В., Забиroy А.Р., Канин П.К., Виноградов М.М., Молотова И.А. Исследование интенсивного охлаждения высокотемпературных тел в бинарной смеси вода–изопропанол // *TBT*. 2020. Т. 58. № 3. С. 393.
  113. Kang J., Lee G.C., Kim M.H., Moriyama K., Park H.S. Subcooled Water Quenching on a Super-hydrophilic Surface under Atmospheric Pressure // *Int. J. Heat Mass Transfer*. 2018. V. 117. P. 538.
  114. Sakurai A., Shiotsu M., Hata K. A General Correlation for Pool Film Boiling Heat Transfer from a Horizontal Cylinder to Subcooled Liquid: Part 1 – A Theoretical Heat Transfer Model Including Radiation Contributions and its Analytical Solution // *J. Heat Transfer*. 1990. V. 112. P. 430.
  115. Sakurai A., Shiotsu M., Hata K. A General Correlation for Pool Film Boiling Heat Transfer from a Horizontal Cylinder to Subcooled Liquid: Part 2 – Experimental Data for Various Liquids and its Correlation // *J. Heat Transfer*. 1990. V. 112. P. 441.
  116. Specht E., Jeschar R., Heidt V. An Analytical Model for Free Convection Film Boiling on Immersed Solids // *Chem. Eng. Process.: Process Intensification*. 1992. V. 31. № 2. P. 137.
  117. Kim A.K., Lee Y. A Correlation of Rewetting Temperature // *Lett. Heat Mass Transfer*. 1979. V. 6. № 2. P. 117.
  118. Аметистов Е.В., Клименко В.В., Павлов Ю.М. Кипение криогенных жидкостей. М.: Энергоатомиздат, 1995. 400 с.
  119. Kang J., Kim S.H., Jo H., Park G., Ahn H.S., Moriyama K., Kim M.H., Park H.S. Film Boiling Heat Transfer on a Completely Wettable Surface with Atmospheric Saturated Distilled Water Quenching // *Int. J. Heat Mass Transfer*. 2016. V. 93. P. 67.
  120. In W.K., Lee K.G. Quenching Experiments with CrAl-coated Zircaloy Cladding in Reflooding Water Flows // *Energies*. 2021. V. 14. № 7. P. 1859.
  121. Lee C.Y., Kim S. Parametric Investigation on Transient Boiling Heat Transfer of Metal Rod Cooled Rapidly in Water Pool // *Nucl. Eng. Des.* 2017. V. 313. P. 118.