

УДК 53.096

ИСПЫТАНИЯ ПОКРЫТИЙ ИЗ КАРБИДА БОРА ИМПУЛЬСНОЙ ТЕПЛОВОЙ НАГРУЗКОЙ, ВОЗМОЖНОЙ В ДИВЕРТОРНОЙ ЗОНЕ ТОКАМАКА ИТЭР

Д.Е. Черепанов^{1,2}, А.В. Бурдаков^{1,4}, Л.Н. Вячеславов¹, С.Р. Казанцев^{3,5}, И.В. Кандауров¹, А.А. Касатов^{1,2},
А.В. Красильников⁶, В.А. Попов^{1,2}, Г.А. Рыжков^{1,2}, А.А. Шошин^{1,2,4}

¹Институт ядерной физики имени Г.И. Будкера СО РАН, Новосибирск, Россия

²Новосибирский государственный университет, Новосибирск, Россия

³Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия

⁴Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск, Россия

⁵ЦКП «СКИФ», Институт катализа имени Г.К. Борескова СО РАН, Кольцово, Россия

⁶Частное учреждение «Проектный центр ИТЭР», Москва, Россия

Проведено испытание покрытий из карбида бора, нанесённых на вольфрам с помощью трёх методов, импульсным нагревом, который ожидается на первой стенке и в диверторной зоне токамака ИТЭР. В качестве методов нанесения были выбраны детонационное напыление, атмосферное плазменное напыление, а также электронно-лучевой синтез. В ходе экспериментов выяснилось, что наилучшую устойчивость к импульсному нагреву демонстрируют покрытия, нанесённые с использованием методов детонационного и атмосферного плазменного напыления.

Ключевые слова: лазерный нагрев, высокотемпературная керамика, карбид бора, переходные процессы, термические удары, вольфрам, керамические покрытия.

TESTING OF BORON CARBIDE COATINGS UNDER PULSED HEAT LOAD POSSIBLE IN THE DIVERTOR ZONE OF THE ITER TOKAMAK

D.E. Cherepanov^{1,2,3}, A.V. Burdakov^{1,4}, L.N. Vyacheslavov¹, S.R. Kazantsev^{3,5}, I.V. Kandaurov¹, A.A. Kasatov^{1,2},
A.V. Krasilnikov⁶, V.A. Popov^{1,2}, G.A. Ryzhkov¹, A.A. Shoshin^{1,2,4}

¹Budker Institute of Nuclear Physics SB RAS, Novosibirsk, Russia

²Novosibirsk State University, Novosibirsk, Russia

³Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry SB RAS, Novosibirsk, Russia

⁴Novosibirsk State Technical University, Novosibirsk, Russia

⁵SKIF Synchrotron Radiation Facility, Boreskov Institute of Catalysis SB RAS, Koltsovo, Russia

⁶Institution «Project Center ITER», Moscow, Russia

Boron carbide coatings deposited on tungsten using three methods were tested with pulsed heating, which is expected on the first wall and in the divertor zone of the ITER tokamak. The deposition methods chosen were detonation spraying, atmospheric plasma spraying, and electron beam synthesis. During the experiments, it turned out that the best resistance to pulsed heating is demonstrated by coatings deposited using the detonation spraying and atmospheric plasma spraying methods.

Key words: laser heating, high-temperature ceramics, boron carbide, transients, thermal shocks, tungsten, ceramics coating.

DOI: 10.21517/0202-3822-2023-47-1-89-98

ВВЕДЕНИЕ

Термоядерные установки нового поколения нуждаются в исследовании альтернативных материалов для изготовления обращённых к плазме компонентов. В настоящее время при разработке токамаков в качестве обращённого к плазме материала дивертора или первой стенки часто выбирается вольфрам [1—5]. Мотивация такого выбора состоит в том, что вольфрам является высокотемпературным металлом, стойким к различного рода тепловым нагрузкам, слабо активируется нейтронным потоком, а также обладает низкими коэффициентами поглощения и удержания изотопов водорода. С другой стороны, данный металл имеет достаточно большой атомный номер ($Z = 74$), т.е. при образовании микрочастиц вольфрама вследствие эрозии попадание этих микрочастиц в плазму и их ионизация приведут к интенсивному охлаждению плазмы из-за потерь на излучение: $P_{\text{loss}} \sim Z^2$ — тормозное излучение, $P_{\text{loss}} \sim Z^4$ — рекомбинационное излучение и $P_{\text{loss}} \sim Z^6$ — линейчатое излучение при неполной ионизации (в токамаке ИТЭР ожидаются ионы вольфрама с $Z = 60—64$ [6]). Таким образом, для достижения желаемых параметров плазмы во время её удержания необходимо минимизировать содержание ионов примесей вольфрама внутри вакуумной камеры установки.

Во время удержания плазмы в режиме улучшенного удержания (H-mode) с целью достижения параметров для получения ДТ-реакции на поверхность обращённых к плазме компонентов (ОПК) токамаков на первой стенке и в диверторной зоне будут возникать импульсные выбросы плазмы (при появлении ЭЛМ), приводящие к перегреву обращённых к плазме материалов (ОПМ) [7]. Характерное значение поверхностной плотности мощности импульсного нагрева во время протекания таких процессов составляет $\sim 1\text{--}10$ ГВт/м² при длительности $\sim 0,1\text{--}1$ мс [8, 9]. Во время испытаний вольфрама было обнаружено, что во время импульсного нагрева поверхности с такими параметрами происходит её растрескивание и плавление [10—19]. Причиной генерации микрочастиц выступает в том числе процесс растрескивания [17]. Стоит отметить, что растрескивание будет происходить при нагреве поверхности металла импульсами, параметры которых соответствуют проектным для токамака ИТЭР (энергия на единицу площади $E_s \sim 0,5$ МДж/м², длительность нагрева $\Delta t \sim 0,1\text{--}1$ мс) [10, 11, 19]. Таким образом, использование вольфрама для защиты обращённых к плазме компонентов может поставить под угрозу термоядерную кампанию, так как эрозия данного металла затруднит достижение желаемых параметров плазмы.

Перспективной идеей, направленной на решение данной проблемы, является покрытие вольфрама термостойким материалом с низким Z . К такому покрытию можно выдвинуть следующие требования: низкие темпы эрозии в ходе нагрева (постоянного и импульсного) и воздействия потоков ионов и нейтральных частиц, низкие коэффициенты поглощения и удержания изотопов водорода, а также возможность восстановления в кратчайшие сроки без необходимости реконструкции установки. Таким требованиям могут удовлетворять покрытия из высокотемпературных керамик, в частности, из карбида бора (B_4C). Действительно, данный материал обладает низким средним Z и высокой рабочей температурой. К тому же B_4C уже рассматривался и применялся как материал для защиты ОПК токамаков и стеллараторов [20—22]. Основные недостатки: хрупкость, сильная деградация теплопроводности вследствие облучения нейтронами [23] и существенное ускорение темпов эрозии, а также проблема удержания изотопов водорода. Если последний недостаток стоит не так остро, как в случае с графитом [24], то первые два могут быть нивелированы хорошо развитыми методами нанесения покрытий.

Данная работа посвящена описанию первых экспериментов, направленных на изучение вопроса о перспективности применения покрытий из B_4C в качестве защиты обращённых к плазме компонентов термоядерных установок. В частности, далее будут обсуждаться результаты испытания покрытий из карбида бора, нанесённых на вольфрам тремя разными методами, импульсной тепловой нагрузкой, возможной на первой стенке и в диверторной зоне токамака ИТЭР.

ОПИСАНИЕ ОБРАЗЦОВ

Эксперименты проводились с тремя образцами из вольфрама в виде пластин, покрытых карбидом бора с использованием трёх методов: детонационного напыления [25] (ДН B_4C , толщина покрытия 50 мкм), атмосферного плазменного напыления с использованием плазмотрона [26] (АПН B_4C , толщина покрытия 50 мкм), а также электронно-лучевого синтеза [27] (ЭЛС B_4C , толщина покрытия 6 мкм). Фотографии образцов показаны на рис. 1.

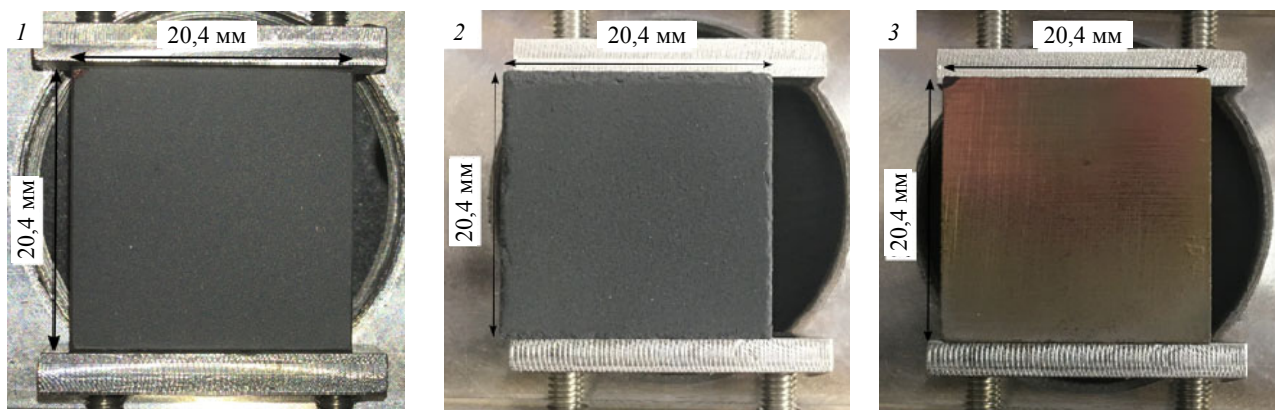


Рис. 1. Фотографии образцов: 1 — ДН B_4C ; 2 — АПН B_4C ; 3 — ЭЛС B_4C

Во время детонационного напыления частицы порошка напыляемого материала импульсно разогреваются до температуры плавления и ускоряются продуктами газовой детонации в стволе газодетонационного аппарата. За один рабочий цикл частицы порошка прочно соединяются с поверхностью подложки и образуют покрытие толщиной до 10 мкм. Имеется возможность нанесения покрытий толщиной вплоть до 1 мм серией выстрелов при перемещении образца с помощью манипулятора. Для лучшей адгезии перед напылением карбида бора на поверхность подложки напылялся вольфрам. Коэффициенты теплового расширения (КТР) вольфрама и карбида бора схожи [28—33] в достаточно широком диапазоне температуры, поэтому нет необходимости в нанесении промежуточного слоя для компенсации разности КТР, а такой подход позволяет увеличить шероховатость поверхности подложки и улучшить адгезию.

При реализации атмосферного плазменного напыления формирование покрытия происходит из порошка карбида бора, который разогревается до температуры плавления и ускоряется плазменной струей. Перед напылением поверхность вольфрама была обработана с использованием пескоструйного аппарата для повышения шероховатости и улучшения связи покрытия с подложкой.

Электронно-лучевой синтез использует электронный пучок, который испаряет керамику вблизи подложки. Данный метод позволяет создавать высококачественные покрытия толщиной ~10 мкм.

ОПИСАНИЕ УСТАНОВКИ

Испытания покрытий импульсным нагревом проводились на стенде комплекса БЕТА [16—19] в ИЯФ СО РАН. Нагрев моделировался с помощью импульсного неодимового лазера ГОС-1001 на основе силикатного стекла, как в работе [34]. Данный лазер позволяет генерировать импульсы с длиной волны $\lambda \approx 1,06$ мкм полной энергией до 200 Дж и длительностью 0,5—0,8 мс, что при использовании линз и рассеивателей даёт возможность добиваться поверхностной плотности мощности нагрева образца до ~10 ГВт/м² и моделировать ЭЛМы 1-го типа [8, 9].

Для характеристики нагрева образца на стенде собрана пирометрическая система диагностики и установлен детектор, откалиброванный на определение временного хода мощности лазерного излучения [34] (рис. 2). Это позволяет определять температуру поверхности T образца, а также динамику поглощённой плотности мощности W_s в ходе импульсного нагрева. Информация о динамике поглощённой мощности необходима для определения параметра потока тепла F_{hf} , который часто используется для характеристики импульсного нагрева материалов [10, 35—38]. Общее определение $F_{hf}(t)$, которое следует из решения одномерного уравнения теплопроводности с постоянными коэффициентами [39] в момент времени t от начала нагрева для любого вида зависимости $W_s(t)$, приведено в [34] и выглядит следующим образом:

$$F_{hf}(t) = \int_0^t \frac{W_s(t-t')}{2\sqrt{t'}} dt' \quad (1)$$

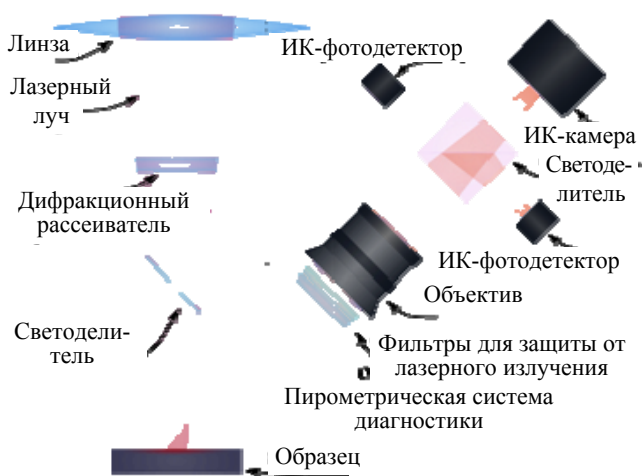


Рис. 2. Принципиальная схема лазерного стенда с системами диагностики для характеристики нагрева поверхности образца: ИК-фотодетектор сверху — для регистрации временного хода мощности лазерного излучения; ИК-фотодетектор пирометрической системы диагностики — для регистрации динамики температуры; ИК-камера — для регистрации распределения температуры по поверхности образца

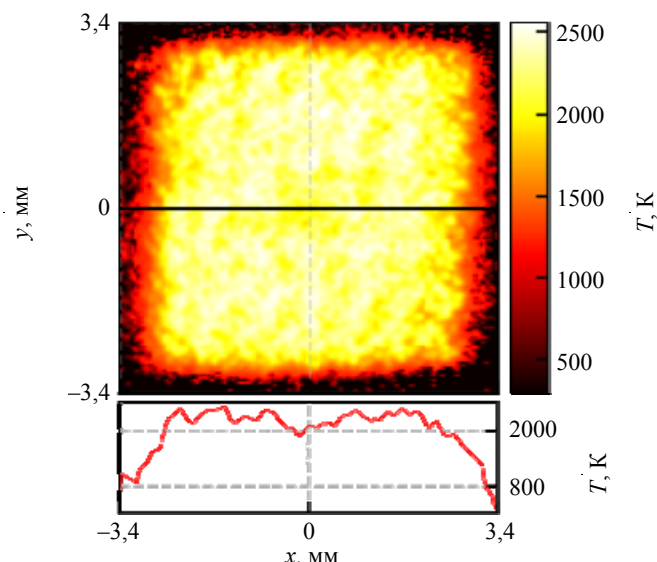


Рис. 3. Пример распределения температуры по поверхности карбида бора в ходе лазерного нагрева

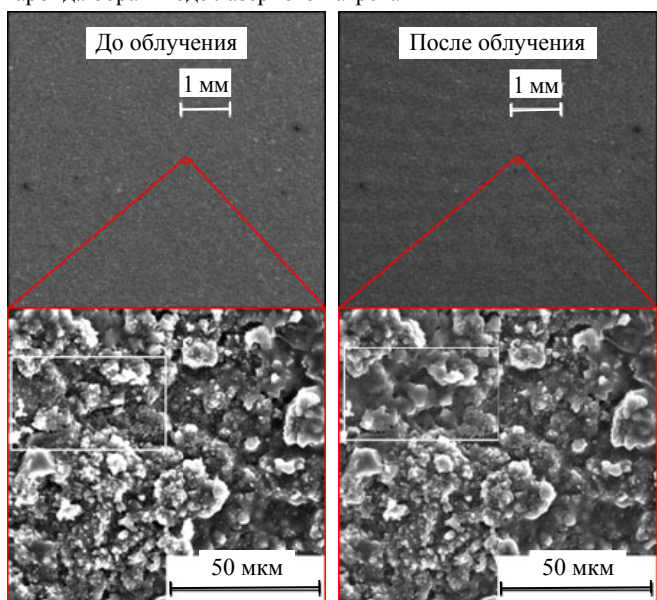


Рис. 4. Результат импульсного нагрева поверхности ДН В₄С с $F_{hf} \approx 4\text{--}4,4 \text{ МДж}\cdot\text{м}^{-2}\cdot\text{с}^{-0,5}$ до $T_{max} \approx 1500\text{--}1700 \text{ К}$

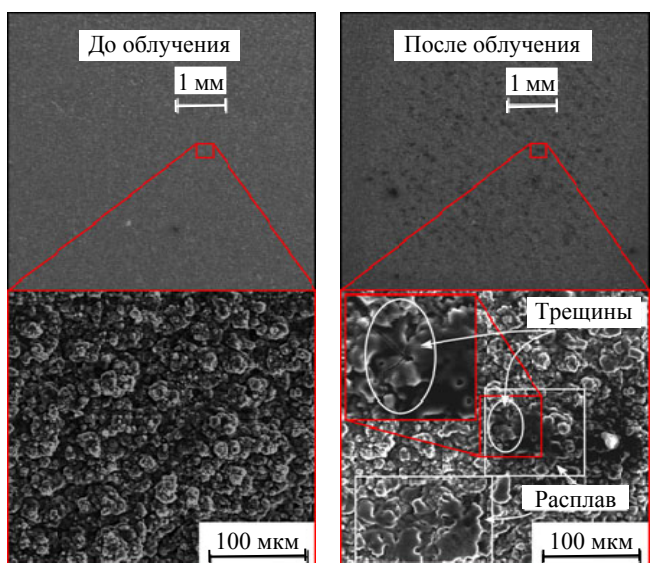


Рис. 5. Результат импульсного нагрева поверхности ДН В₄С с $F_{hf} \approx 9\text{--}11 \text{ МДж}\cdot\text{м}^{-2}\cdot\text{с}^{-0,5}$ до $T_{max} \approx 2200\text{--}2300 \text{ К}$

В ходе нагрева лазером обеспечивается практически равномерный нагрев поверхности образца внутри квадратной области. Об этом свидетельствует распределение температуры по поверхности карбида бора, полученное с использованием ИК-камеры пирометрической системы диагностики, показанное на рис. 3. Разброс температуры не превосходит 20%. Таким образом, поглощённую поверхностную плотность мощности $W_s(t)$ нагрева лазером с мощностью $P(t)$ области площадью S в данном случае будем оценивать, как и в работе [34], согласно формуле $W_s(t) \approx (1 - R)P(t)/S$, где $R \approx 0,28$ [40].

РЕЗУЛЬТАТЫ

В ходе нагрева образца ДН В₄С с $F_{hf} \approx 4\text{--}4,4 \text{ МДж}\cdot\text{м}^{-2}\cdot\text{с}^{-0,5}$ температура поверхности достигла значения в диапазоне $T_{max} \approx 1500\text{--}1700 \text{ К}$. Изображения поверхности до и после такого импульса нагрева, сделанные с помощью СЭМ (рис. 4), не показывают серьёзных повреждений. Можно заметить только наплавление или отделение небольших микрочастиц, которые, судя по всему, были плохо связаны с покрытием. Повышение параметра потока тепла до $F_{hf} \approx 9\text{--}11 \text{ МДж}\cdot\text{м}^{-2}\cdot\text{с}^{-0,5}$ приводит к нагреву поверхности до температуры $T_{max} \approx 2200\text{--}2300 \text{ К}$, а на поверхности появляются небольшие участки с застывшим расплавом и небольшими трещинами, что свидетельствует о достижении температуры плавления в районе этих участков (рис. 5). Потери вещества с образованием кратеров (вследствие выкрашивания, как в [34]) или отслаивания карбида бора от подложки обнаружено не было. Дальнейший рост тепловой нагрузки до $F_{hf} \approx 12\text{--}18 \text{ МДж}\cdot\text{м}^{-2}\cdot\text{с}^{-0,5}$ привёл к отслаиванию покрытия от подложки, о чём свидетельствуют СЭМ-изображения поверхности образца (рис. 6). Свет-

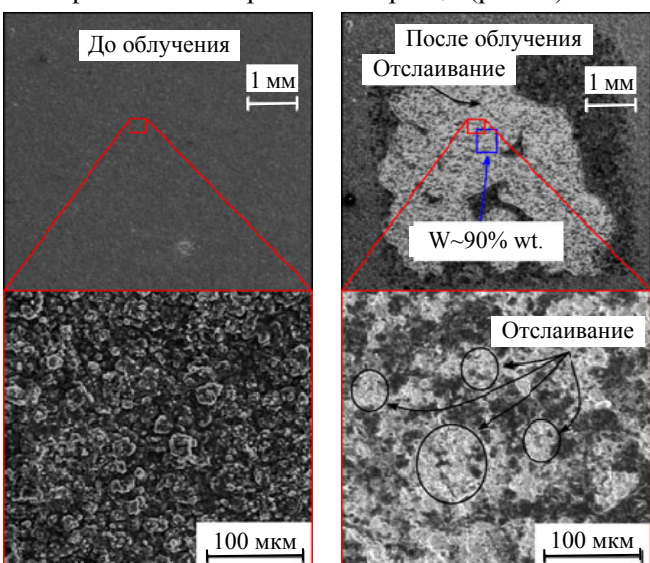


Рис. 6. Результат импульсного нагрева поверхности ДН В₄С с $F_{hf} \approx 12\text{--}18 \text{ МДж}\cdot\text{м}^{-2}\cdot\text{с}^{-0,5}$ до $T_{max} \geq 2250 \text{ К}$

лые участки на изображении — это поверхность вольфрама, о чём свидетельствуют результаты элементного анализа. Максимальная температура в ходе такого процесса составила более $T_{\max} \geq 2250$ К и не могла быть адекватно определена, так как отслаивание поверхности существенно повлияло на динамику теплового излучения поверхности образца. Поскольку нижняя граница диапазона F_{hf} , при котором произошло отслаивание, близка к F_{hf} , при котором было обнаружено плавление поверхности, можно предположить, что $F_{\text{hf}} \approx 12\text{—}18$ МДж·м⁻²·с^{-0,5} соответствует порогу отслаивания покрытия от вольфрама.

При импульсном нагреве поверхности образца АПН В₄С с параметром потока тепла $F_{\text{hf}} \approx 2\text{—}3$ МДж·м⁻²·с^{-0,5} максимальная температура поверхности составила $T_{\max} \approx 1300\text{—}1500$ К. Показанные на рис. 7 изображения поверхности, полученные с использованием СЭМ, демонстрируют только отделение либо наплавление изначально плохо связанных с поверхностью покрытия микрочастиц без существенной потери вещества. Небольшое увеличение тепловой нагрузки до $F_{\text{hf}} \approx 7\text{—}9,5$ МДж·м⁻²·с^{-0,5} привело к повышению максимальной температуры поверхности до $T_{\max} \approx 2000\text{—}2150$ К и образованию небольших кратеров вследствие выкрашивания, а также участков с отслаиванием покрытия (рис. 8). Рост импульсной тепловой нагрузки до $F_{\text{hf}} \approx 10\text{—}11$ МДж·м⁻²·с^{-0,5} и до $F_{\text{hf}} \approx 19\text{—}21$ МДж·м⁻²·с^{-0,5} привёл к нагреву поверхности до температуры, превышающей $T_{\max} \geq 2200\text{—}2300$ К, плавлению и потере вещества вследствие отслаивания покрытия (рис. 9 и 10). Стоит отметить, что отслаивание покрытия АПН В₄С сопровождается меньшей потерей вещества, чем в случае импульсного нагрева со схожими параметрами покрытия ДН В₄С.

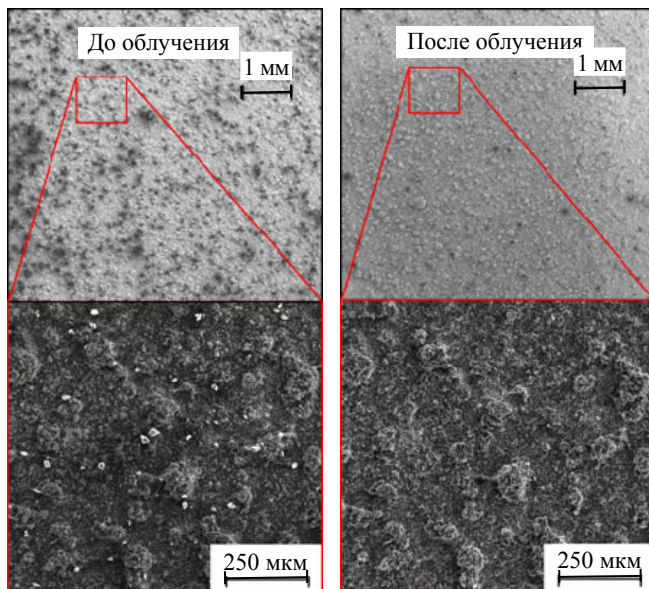


Рис. 7. Результат импульсного нагрева поверхности АПН В₄С с $F_{\text{hf}} \approx 2\text{—}3$ МДж·м⁻²·с^{-0,5} до $T_{\max} \approx 1300\text{—}1500$ К

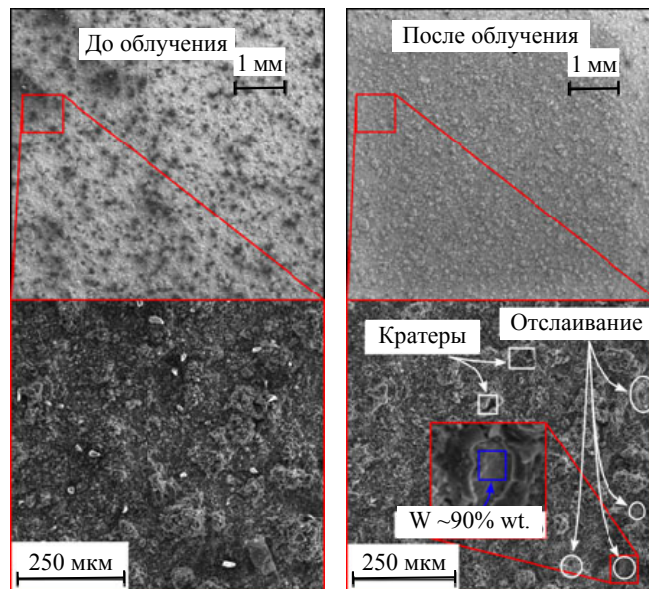


Рис. 8. Результат импульсного нагрева поверхности АПН В₄С с $F_{\text{hf}} \approx 7\text{—}9,5$ МДж·м⁻²·с^{-0,5} до $T_{\max} \approx 2000\text{—}2150$ К

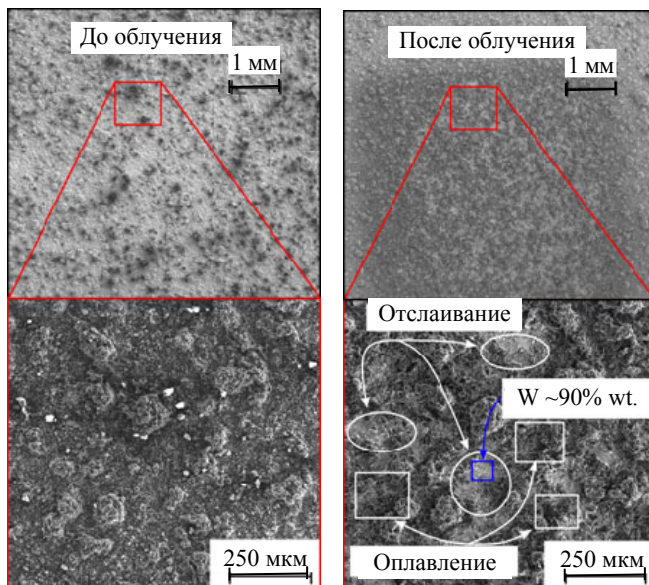


Рис. 9. Результат импульсного нагрева поверхности АПН В₄С с $F_{\text{hf}} \approx 10\text{—}11$ МДж·м⁻²·с^{-0,5} до $T_{\max} \approx 2200\text{—}2300$ К

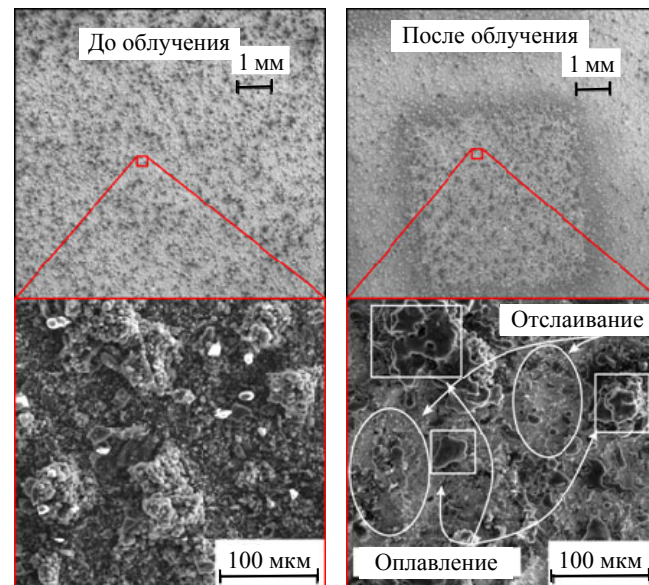


Рис. 10. Результат импульсного нагрева поверхности АПН В₄С с $F_{\text{hf}} \approx 19\text{—}21$ МДж·м⁻²·с^{-0,5} до $T_{\max} \geq 2300$ К

Эксперименты с образцом ЭЛС В₄С показали, что отслаивание покрытия начинается уже при импульсном нагреве поверхности с $F_{hf} \approx 3\text{--}4 \text{ МДж}\cdot\text{м}^{-2}\cdot\text{с}^{-0,5}$ (рис. 11). А при повышении параметра потока тепла до $F_{hf} \approx 6\text{--}7 \text{ МДж}\cdot\text{м}^{-2}\cdot\text{с}^{-0,5}$ отслаивание становится более значительным (рис. 12).

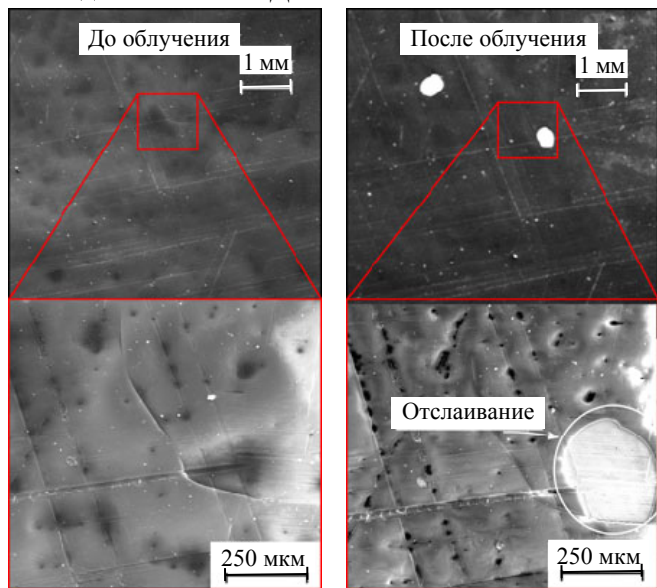


Рис. 11. Результат импульсного нагрева поверхности ЭЛС В₄С с $F_{hf} \approx 3\text{--}4 \text{ МДж}\cdot\text{м}^{-2}\cdot\text{с}^{-0,5}$ до $T_{max} \leq 600 \text{ К}$

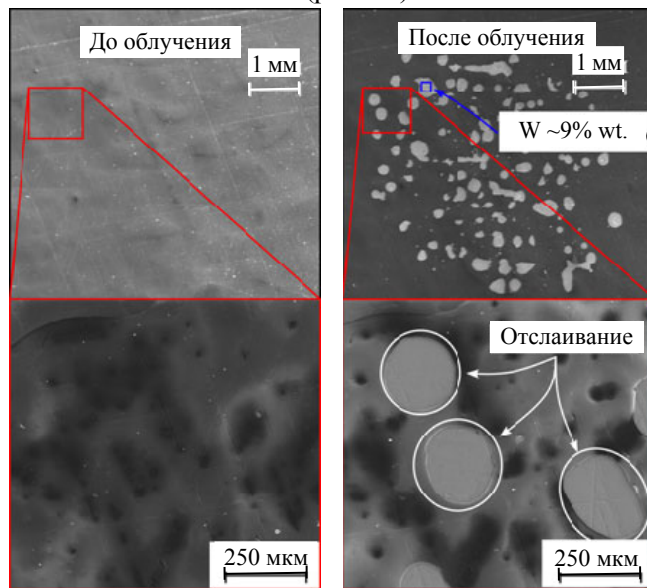


Рис. 12. Результат импульсного нагрева поверхности ЭЛС В₄С с $F_{hf} \approx 6\text{--}7 \text{ МДж}\cdot\text{м}^{-2}\cdot\text{с}^{-0,5}$ до $T_{max} \approx 900\text{--}950 \text{ К}$

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

На рис. 13 показаны температуры, при достижении которых во время импульсного нагрева рассмотренных в работе покрытий и монокристаллического горячепрессованного карбида бора (температура выкрашивания ГП В₄С определена в [34], температура плавления ГП В₄С взята из [41]) происходят эрозионные процессы с потерей вещества. Видно, что для ДН В₄С и АПН В₄С минимальные температуры, при которых происходит выкрашивание или отслаивание, выше, чем температура выкрашивания ГП В₄С. Этот результат свидетельствует о хороших механических свойствах покрытий, а также неплохой адгезии. ЭЛС В₄С уступает всем показанным на рис. 13 методам изготовления карбида бора по причине плохой связи покрытия с вольфрамовой подложкой. Для улучшения адгезии требуется предварительная обработка поверхности с целью увеличения шероховатости или подбора материала для формирования промежуточного слоя.

Рис. 14 демонстрирует значения параметров потока тепла F_{hf} , при достижении которых во время импульсного нагрева поверхности горячепрессованного карбида бора, покрытий из карбида бора на

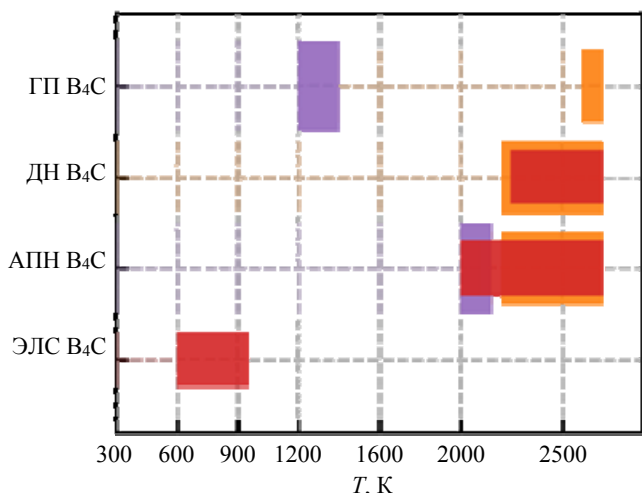


Рис. 13. Полученные в ходе экспериментов значения температур T , соответствующие процессам эрозии поверхности покрытий из карбида бора, и сравнение рассмотренных покрытий с монокристаллическим горячепрессованным карбидом бора [34, 41]: ■ — выкрашивание; ■ — плавление; ■ — отслаивание

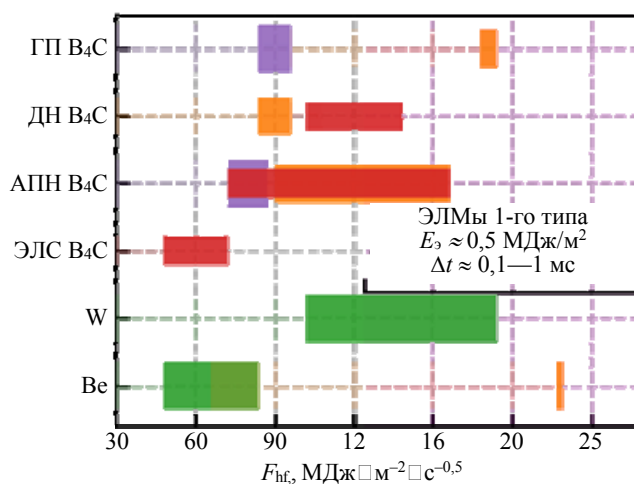


Рис. 14. Полученные в ходе экспериментов значения параметров потока тепла F_{hf} , соответствующие процессам эрозии поверхности покрытий из карбида бора. Сравнение рассмотренных покрытий с монокристаллическим горячепрессованным карбидом бора (температура выкрашивания взята из [34], F_{hf} для плавления оценено по данным из [41]), вольфрамом (одиночные импульсы [10, 19], 102—103 импульса [11]) и бериллием (103—107 импульсов [37]): ■ — выкрашивание; ■ — плавление; ■ — отслаивание; ■ — растрескивание

вольфраме, вольфрама и бериллия начинаются эрозионные процессы с потерей вещества. Как отмечалось во введении, в работе [17] продемонстрировано, что образование трещин на поверхности вольфрама приводит к отделению микрочастиц. Поэтому процесс растрескивания следует рассматривать как ограничивающий фактор. Значение F_{hf} выкрашивания ГП В₄С взято из [34], F_{hf} плавления оценено согласно формуле $F_{hf} = (T - T_0)(\pi\chi\rho c)^{0.5}/2$ (T_0 — начальная температура, χ — теплопроводность, ρ — плотность, c — теплоёмкость) [10, 34] по данным из [41]. Сравнивая поведение покрытий и монолитной керамики, можно заметить, что при нагреве с одинаковым параметром потока тепла F_{hf} в случае покрытий достигается большая максимальная температура, что говорит о затруднённом теплоотводе. Тем не менее покрытия ДН В₄С и АПН В₄С демонстрируют хорошую устойчивость к импульсному нагреву, немного уступая вольфраму. Отслаивание с большой потерей вещества происходит при нагрузках, сравнимых с порогом растрескивания вольфрама.

При нагреве поверхности покрытия толщиной 50 мкм до температуры $T \approx 2200$ К температура вблизи границы с вольфрамом будет около $T \approx 1000$ — 1200 К ($\delta T \approx W_s \delta x / \chi$, где $\delta x = 50$ мкм, χ — теплопроводность [33, 41]). Линейные коэффициенты температурного расширения (КТР) вольфрама и карбида бора, согласно нескольким источникам (рис. 15.), могут существенно отличаться, начиная с температуры $T \approx 1000$ К. Видимо, отличие КТР при таких температурах является критическим и играет важную роль в процессе отслаивания покрытия из карбида бора от вольфрама при импульсном нагреве. Для улучшения ситуации требуется нанесение промежуточного слоя для компенсации разницы КТР. Возможным простым решением может быть увеличение толщины слоя с целью увеличить разницу температур на поверхности покрытия и границе между карбидом бора и вольфрамом во время импульсного нагрева.

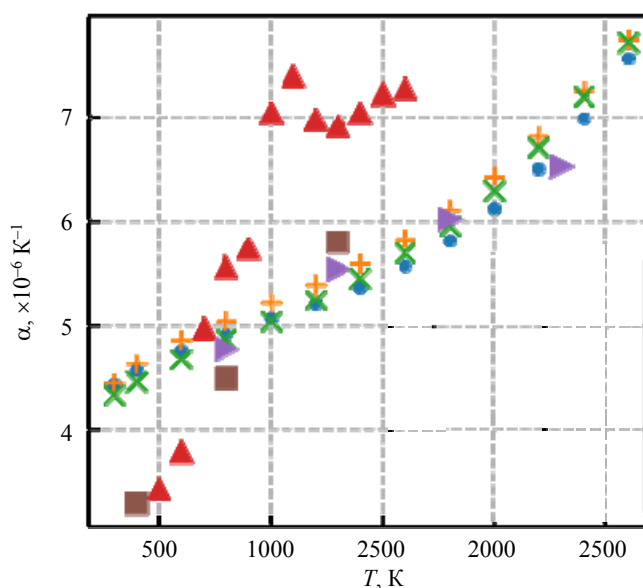


Рис. 15. Зависимость от температуры линейного КТР вольфрама (W № 1 — W № 3 [28—30]) и карбида бора (В₄С № 1 — В₄С № 3 [31—33]): • — W № 1; + — W № 2; x — W № 3, ▲ — В₄С № 1; ▼ — В₄С № 2; ■ — В₄С № 3

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Результаты испытания импульсным нагревом покрытий из карбида бора показали перспективность продолжения работ по исследованию возможности применения покрытий из высокотемпературных керамик в качестве защиты обращённых к плазме компонентов термоядерных установок. Покрытия из В₄С, нанесённые методами детонационного напыления и атмосферного плазменного напыления, с точки зрения устойчивости к импульсному нагреву, возможному на первой стенке и в диверторной зоне токамака ИТЭР, могут конкурировать с вольфрамом и бериллием.

Для окончательного представления о перспективах использования покрытия из карбида бора обращённых к плазме компонентов термоядерных установок требуется проведение комплексных исследований, позволяющих моделировать различные процессы, происходящие во время удержания термоядерной плазмы: распыление обращённых к плазме материалов потоками нейтральных частиц и плазмы, перепыление плёнок из компонентов распылённого материала, воздействие потоков нейтронов, поглощение и удержание изотопов водорода, а также непрерывный нагрев. Эти исследования представляется целесообразным провести в том числе и на действующих токамаках с длинным импульсом плазмы. Данная работа показала, что есть развитые методы нанесения керамических покрытий, например, метод детонационного напыления позволяет создавать качественные покрытия, а также может быть применён *in situ* с целью напыления керамики на обращённые к плазме компоненты токамака в силу возможности работы в вакууме с включённым магнитным полем и компактности установки в виде детонацион-

ной пушки. С использованием данного метода можно создавать покрытия из других высокотемпературных керамик, которые могут лучше подойти на роль обращённого к плазме материала термоядерной установки. Например, TiB_2 и ZrB_2 лишены многих недостатков карбида бора: данные высокотемпературные керамики не содержат в своём составе углерод, а также обладают лучшей тепло- и электропроводностью [41—44]. Поэтому в планы дальнейших работ входит детальное изучение не только карбида бора, но и других перспективных керамик. Кроме того, планируется проведение экспериментов по исследованию эрозии покрытий в случае характерного для первой стенки токамаков более длительного нагрева.

Работа по подготовке системы лазерного нагрева для испытания керамик была частично поддержана грантом РФФИ № 23-19-00212.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Pitts R.A. et al.** A full tungsten divertor for ITER: Physics issues and design status. — *J. of Nuclear Materials*, 2013, vol. 438, p. S48—S56.
2. **Greenwald M.** Alcator C-Mod and the high magnetic field approach to fusion. — In: *Magnetic Fusion Energy*, Woodhead Publishing, 2016, p. 295—332.
3. **Neu R. et al.** 5. ASDEX Upgrade. — *Ibid.*, p. 93—118.
4. **Philipps V. et al.** Overview of the JET ITER-like Wall Project. — *Fusion Eng. and Des.*, 2010, vol. 85, № 7, p. 1581—1586.
5. **Tsuru D. et al.** Design, research and development for plasma facing components in JT-60SA. — *Physica Scripta*, 2020, vol. 2020, № T171, p. 014023.
6. **Biedermann C. et al.** Spectroscopy of highly charged tungsten ions relevant to fusion plasmas. — *Ibid.*, 2009, vol. 2009, № T134, p. 014026.
7. **Leonard A.W.** Edge-localized-modes in tokamaks. — *Physics of Plasmas*, 2014, vol. 21, № 9, p. 090501.
8. **Loarte A. et al.** Transient heat loads in current fusion experiments, extrapolation to ITER and consequences for its operation. — *Nuclear Materials and Energy*, 2007, vol. 2007, № T128, p. 222.
9. **Linke J. et al.** Challenges for plasma-facing components in nuclear fusion. — *Matter. and Radiation at Extremes*, 2019, vol. 4, p. 056201.
10. **Pintsuk G. et al.** Investigation of tungsten and beryllium behaviour under short transient events. — *Fusion Eng. and Des.*, 2007, vol. 82, № 15, p. 1720—1729.
11. **Huber A. et al.** Investigation of the impact of transient heat loads applied by laser irradiation on ITER-grade tungsten. — *Physica Scripta*, 2014, vol. 2014, № T159, p. 014005.
12. **Shoshin A.A. et al.** Plasma-Surface Interaction during ITER Type 1 ELMs: Comparison of Simulation with QSPA KH-50 and the GOL-3 Facilities. — *Fusion Science and Technology*, 2011, vol. 59, № 1T, p. 57—60.
13. **Arzhannikov A.V. et al.** Surface modification and droplet formation of tungsten under hot plasma irradiation at the GOL-3. — *J. of Nuclear Materials*, 2013, vol. 438, p. S677—S680.
14. **Shoshin A.A. et al.** Study of plasma-surface interaction at the GOL-3 facility. — *Fusion Eng. and Des.*, 2017, vol. 114, p. 157—179.
15. **Vyacheslavov L.N. et al.** Novel electron beam based test facility for observation of dynamics of tungsten erosion under intense ELM-like heat loads. — *AIP Conference Proceedings*, 2016, vol. 1771, p. 060004.
16. **Vyacheslavov L.N. et al.** Diagnostics of the dynamics of material damage by thermal shocks with the intensity possible in the ITER divertor. — *Physica Scripta*, 2018, vol. 93, № 3, p. 035602.
17. **Vasilyev A.A. et al.** Continuous laser illumination for in situ investigation of tungsten erosion under transient thermal loads. — *Fusion Eng. and Des.*, 2019, vol. 146, p. 2366—2370.
18. **Vasilyev A.A. et al.** In-situ imaging of tungsten surface modification under ITER-like transient heat loads. — *Nuclear Materials and Energy*, 2017, vol. 12, p. 553—558.
19. **Vyacheslavov L.N. et al.** In-situ study of the processes of damage to the tungsten surface under transient heat loads possible in ITER. — *J. of Nuclear Materials*, 2021, vol. 544, p. 152669.
20. **Yehia A. et al.** Ceramic $SiC/B_4C/TiC/C$ composites as plasma facing components for fusion reactors. — *Ibid.*, 1996, vol. 233—237, p. 1266—1270.
21. **Begrambekov L.B., Buzhinskij O.I.** Features and advantages of boron carbide as a protective coating of the tokamak first wall. — *Plasma Devices and Operations*, 2007, vol. 15, № 3, p. 193—199.
22. **Kötterl S. et al.** Development of Thick B_4C Coatings for the First Wall of W7-X. — *Physica Scripta*, 2001, vol. 2001, № T91, p. 117.
23. **Maruyama T. et al.** Effect of Fast Neutron Irradiation on the Properties of Boron Carbide Pellet. — *J. of Nuclear Science and Technology*, 1997, vol. 34, № 10, p. 1006—1014.
24. **Yamauchi Y. et al.** Hydrogen retention of B_4C converted graphite. — *J. of Nuclear Materials*, 1995, vol. 220—222, p. 851—855.
25. **Ulianitsky V.Yu. et al.** Computer-controlled detonation spraying: flexible control of the coating chemistry and microstructure. — *Metals*, 2019, vol. 9, № 12, p. 1244.
26. **Бинцева А.А. и др.** Плазменное напыление покрытий из порошков карбида бора. — *Актуальные проблемы в машиностроении*, 2020, т. 7, № 1—2, с. 121—127.
27. **Yushkov Yu.G. et al.** Electron-Beam Synthesis of dielectric coatings using forevacuum plasma electron sources (Review). — *Coatings*, 2022, vol. 12, № 82, p. 1—39.

28. **Ablaster J.W.** Selected values of the crystallographic properties of the elements. — In: Materials Park-ASM International. Cleveland, OH, USA, 2018.
29. **Dorogokupets P.I. et al.** Optimization of experimental data on heat capacity, volume, bulk moduli of minerals. — *Petrology*, 1999, vol. 7, № 6, p. 574—591.
30. **Bodryakov V.Yu.** Correlation of temperature dependences of thermal expansion and heat capacity of refractory metal up to the melting point: tungsten. — *High Temperature*, 2015, vol. 53, № 5, p. 643—648.
31. **Tsagareishvili G.V. et al.** Thermal expansion of boron and boron carbide. — *J. of the Less-Common Metals*, 1986, vol. 117, p. 159—161.
32. **CCD-Material-Charts**, Material Properties Charts, Source: NIST; www.ceramics.nist.gov.
33. **Morrell R.** Handbook of Properties of Technical and Engineering Ceramics. Part 1. An Introduction for the Engineer and Designer. National Physics Laboratory, London, 1985.
34. **Cherepanov D.E. et al.** In situ study of thermal shock damage to high-temperature ceramics. — *Nuclear Materials and Energy*, 2023, vol. 36, p. 101495.
35. **Yu J.H. et al.** ITER-relevant transient heat loads on tungsten exposed to plasma and beryllium. — *Physica Scripta*, 2014, vol. 2014, № T159, p. 014036.
36. **Soukhanovskii V. et al.** Advanced divertor configurations with large flux expansion. — *J. of Nuclear Materials*, 2013, vol. 438, p. S96—S101.
37. **Spilker B. et al.** High pulse number transient heat loads on beryllium. — *Nuclear Materials and Energy*, 2017, vol. 12, p. 1184—1188.
38. **Suslova A. et al.** Recrystallization and grain growth induced by ELMs-like transient heat loads in deformed tungsten samples. — *Scientific Reports*, 2014, vol. 4, № 6845.
39. **Polyanin A.D. et al.** Handbook of Linear Partial Differential Equations for Engineers and Scientists, First ed. — Chapman & Hall/CRC, 2002.
40. **Larruquert J.I. et al.** Self-consistent optical constants of sputter-deposited B4C thin films. — *J. of the Optical Society of America A*, 2012, vol. 29, № 1, p. 117—123.
41. **Pierson H.O.** 8. Characteristics and properties of silicon carbide and boron carbide. — In: Handbook of Refractory Carbides and Nitrides, 1996, p. 137—155.
42. **Munro R.G.** Material Properties of Titanium Diboride. — *J. of Research of the National Institute of Standards and Technology*, 2000, vol. 105, № 5, p. 709—720.
43. **Zimmermann J.W.** Thermophysical Properties of ZrB₂ and ZrB₂-SiC Ceramics. — *J. of the American Ceramic Society*, 2008, vol. 91, № 5, p. 1405—1411.
44. **Rahman M.** Electrical Resistivity of Titanium Diboride and Zirconium Diboride. — *Ibid.*, 1995, vol. 78, № 5, p. 1380—1382.



Дмитрий Евгеньевич Черепанов, инженер-исследователь; ИЯФ им. Г.И. Будкера СО РАН, 630090 Новосибирск, пр-т Академика Лаврентьева 11, Россия; НГУ, 630090 Новосибирск, ул. Пирогова 1, Россия
D.E.Cherepanov@inp.nsk.su



Александр Владимирович Бурдаков, г.н.с., д.ф.-м.н.; ИЯФ им. Г.И. Будкера СО РАН, 630090 Новосибирск, пр-т Академика Лаврентьева 11, Россия; НГТУ, 630073 Новосибирск, пр-т К. Маркса 20, Россия
A.V.Burdakov@inp.nsk.su



Леонид Николаевич Вячеславов, г.н.с., д.ф.-м.н.; ИЯФ им. Г.И. Будкера СО РАН, 630090 Новосибирск, пр-т Академика Лаврентьева 11, Россия
L.N.Vacheslavov@inp.nsk.su



Сергей Романович Казанцев, м.н.с.; ИХТМ СО РАН, 630090 Новосибирск, ул. Кутателадзе 18, Россия; ЦКП «СКИФ», Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, 630559 Новосибирская область, р.п. Кольцово, пр. Никольский 1, Россия
s.kazantsev@alumni.nsu.ru



Игорь Васильевич Кандауров, н.с.; ИЯФ им. Г.И. Будкера СО РАН, 630090 Новосибирск, пр-т Академика Лаврентьева 11, Россия
I.V.Kandaurov@inp.nsk.su



Александр Александрович Касатов, н.с.; ИЯФ им. Г.И. Будкера СО РАН, 630090 Новосибирск, пр-т Академика Лаврентьева 11, Россия; НГУ, 630090 Новосибирск, ул. Пирогова 1, Россия
A.A.Kasatov@inp.nsk.su



Анатолий Витальевич Красильников, д.ф.-м.н., директор; Частное учреждение Государственной корпорации по атомной энергии «Росатом» «Проектный центр ИТЭР», 123060 Москва, ул. Расплетина 11, корп. 2, Россия
A.Krasilnikov@iterf.ru



Владимир Андреевич Попов, м.н.с.; ИЯФ им. Г.И. Будкера СО РАН, 630090, Новосибирск, пр-т Академика Лаврентьева 11, Россия; НГУ, 630090 Новосибирск, ул. Пирогова 1, Россия
V.A.Popov@inp.nsk.su



Георгий Андреевич Рыжков, инженер-исследователь; ИЯФ им. Г.И. Будкера СО РАН, 630090 Новосибирск, пр-т Академика Лаврентьева 11, Россия; НГУ, 630090 Новосибирск, ул. Пирогова 1, Россия
ryzhkov.george98@gmail.com



Андрей Алексеевич Шошин, с.н.с., к.ф.-м.н.; ИЯФ им. Г.И. Будкера СО РАН, 630090 Новосибирск, пр-т Академика Лаврентьева 11, Россия; НГУ, 630090 Новосибирск, ул. Пирогова 1, Россия; НГТУ, 630073 Новосибирск, пр-т К. Маркса 20, Россия
A.A.Shoshin@inp.nsk.su

Статья поступила в редакцию 15 января 2024 г.
После доработки 16 января 2024 г.
Принята к публикации 17 января 2024 г.
Вопросы атомной науки и техники.
Сер. Термоядерный синтез, 2024, т. 47, вып. 1, с. 89—98.