

Эволюция состояния поверхности вольфрама при воздействии экстремальных потоков энергии в установках Плазменный фокус

Е. В. Морозов, С. А. Масляев, В. Н. Пименов, В. А. Грибков, Е. В. Демина, И. П. Сасиновская, В. П. Сиротинкин, Г. Г. Бондаренко, А. И. Гайдар

Представлены результаты облучения вольфрама, приготовленного с применением двойнойковки, импульсными потоками ионов дейтерия и высокотемпературной дейтериевой плазмы в трёх установках Плазменный фокус. Облучение проводили в установках Вога, PF-1000 и PF-6 при плотности мощности потока дейтериевой плазмы на мишени $q = 10^8 - 10^{10}$ Вт·см⁻² и длительности импульсного воздействия $\tau \approx 100$ нс, а также при плотности мощности пучка быстрых (~ 100 кэВ) дейтронов $q = 10^{11} - 10^{12}$ Вт·см⁻² с длительностью импульса $\tau \approx 10 - 50$ нс. Исследована повреждаемость и эрозия поверхности W, ее элементный состав и структурное состояние поверхностного слоя после экстремальных энергетических воздействий в сопоставляемых условиях облучения. Полученные результаты обсуждаются в свете предполагаемого использования вольфрама в установках управляемого ядерного синтеза.

Ключевые слова: импульсные потоки, ионы дейтерия и дейтериевая плазма, Плазменный фокус, повреждаемость, установки ядерного синтеза.

Введение

Известно, что вольфрам рассматривают как перспективный материал для использования в рабочей камере установок управляемого ядерного синтеза (УЯС), в частности, в диверторном узле термоядерного реактора (ТЯР) ИТЕР [1–4]. Данный материал обладает комплексом полезных свойств (высокой температурой плавления, хорошей теплопроводностью, низким коэффициентом распыления, малым захватом трития и др.), которые определили целесообразность его использования как обращенного к плазме материала (ОПМ). Однако до настоящего времени неясно, в каком виде этот материал наиболее предпочтительно использовать в энергонагруженных зонах установок УЯС. Возможными вариантами являются: рекристаллизованное холоднодеформированное состояние; материал после выплавки и горячей прокатки, в виде сплава на основе вольфрама, содержащего частицы оксидов (например, W – 1 % La₂O₃, W – 0,3 % Y₂O₃); как плазменно напылённое в вакууме W покрытие

(VPS-W) и др. [5]. Сложность выбора оптимального материала на основе W определяется тем, что в установках УЯС, например, в ТЯР ИТЕР, этот материал испытывает экстремальные энергетические воздействия (ЭЭВ). При этом он должен противостоять радиационным потокам плазмы, электронов, быстрых ионов, нейтронов и альфа-частиц, а также иметь невысокую наведенную радиоактивность после продолжительной работы в нейтронных полях и низкую сорбционную способность по отношению к изотопам водорода и к гелию [6–9].

На данном этапе создания установок УЯС актуальными являются исследования радиационной стойкости и особенностей повреждаемости W и его сплавов в условиях импульсных ЭЭВ, близких к режиму экстремальных потоков радиации, воздействующих на материал в ТЯР с магнитным и инерциальным удержанием плазмы. Подобные имитационные исследования проводят на разных типах ускорительных установок с использованием электронных, ионных и плазменных пучков, а также нейтронного излучения [10–15]. При этом наиболее

часто моделируют эффекты, которые реализуются в установках типа токамак на “краю” термоядерной плазмы при ее спорадических контактах с материалом (так называемые Edge Localized Modes (ELMs) — краевые моды [13–17]). Эти эффекты имеют длительность $\leq 10^{-3}$ с и происходят с частотой $\sim 50 - 100$ Гц. Они приводят к повреждаемости материала из-за высокой тепловой нагрузки на него $\sim 10^6$ Дж/м² при плотности мощности $q \leq 10^5$ Вт/см². В работе [17] показано, что перспективными для моделирования ELMs-эффектов являются установки типа Плазменный фокус (ПФ) [19, 20]. Их уникальность состоит в том, что имитация радиационно-термических воздействий, возникающих на первой стенке установок УЯС, осуществляется теми же носителями (потоками плазмы, быстрых ионов и электронов) и с близкими характерными параметрами температуры плазмы и энергии быстрых частиц, которые ожидаются в натуральных условиях. Однако каждая установка ПФ имеет свою специфику, связанную с энергетическим запасом, конструктивными особенностями, элементной базой и конфигурацией конструктивных и функциональных материалов, объемом рабочей камеры и т.п. Все эти факторы влияют на условия облучения материалов и определяют “имитационные” возможности используемых установок.

Задачей настоящей работы является исследование эволюции состояния поверхности вольфрама, облученного в разных установках ПФ в близких режимах ЭЭВ, моделирующих условия при возникновении ELMs-эффектов в реакторе ИТЕР, а также более жесткий режим облучения, ожидаемый в установках УЯС с инерциальным удержанием плазмы. Исследования посвящены, главным образом, выявлению особенностей повреждаемости и структурных изменений поверхностных слоев (ПС) вольфрама в сопоставляемых экспериментах, а также оценке влияния на эти процессы условий облучения, реализованных в каждой из использованных установок ПФ. Кроме того, определенный интерес представлял вопрос о “чувствительности” характеристик ПС W мишени при облучении к составу и конфигурации конструктивных и функциональных материалов рабочей камеры установок ПФ, а также к энергетике этого устройства.

Материал, условия облучения и методы исследования

Материал и условия облучения

Для экспериментов были использованы образцы W, приготовленные в Германии [21] по технологии,

ориентированной на использование этого материала в диверторном узле реактора ИТЕР и включающей выплавку и двукратную проковку. Образцы имели размеры $1,2 \times 1,2 \times 0,4$ см³. Их облучение проводили в трех различных установках ПФ: PF-6, Вога (с энергетическим запасом 2 кДж каждая) и PF-1000 с энергозапасом 400 кДж. Материаловедческая часть рабочих камер, где располагали облучаемые образцы, в установках PF-6 и PF-1000 была изготовлена из стали X16Ni10T, а в установке Вога — из алюминиевого сплава. Анод и катод в установках PF-6 и Вога изготовлен из меди, а катодные трубки, размещенные вокруг анодного стержня параллельно его оси в установке PF-1000, — из нержавеющей стали. В процессе облучения W образец-мишень располагался в катодной зоне на оси рабочей камеры каждой из установок нормально к падающему потоку энергии. В качестве рабочего газа использовали дейтерий, и при каждом импульсном разряде генерировались потоки плотной горячей дейтериевой плазмы (ДП) и пучков быстрых ионов дейтерия (ИД), которые воздействовали на поверхность облучаемого образца. Температура ДП была $T_{pl} \sim 1$ кэВ, плотность частиц в потоке плазмы $n_{pl} \sim 10^{18}$ см⁻³, скорость движения плазменного сгустка составляла $v_{pl} \sim 10^7$ см/с, длительность импульса ДП $\tau_{pl} \sim 50 - 100$ нс. Энергия быстрых ИД в пучке лежала в пределах $E_i \sim 0,05 - 1,0$ МэВ с максимумом в районе 100 кэВ, длительность ионного импульса $\tau_i \sim 10 - 50$ нс. Максимальная плотность мощности плазменного потока была $q_{pl} \sim 10^9 - 10^{10}$ Вт/см², а ионного пучка — $q_i \sim 10^{11} - 10^{12}$ Вт/см². Фактор повреждаемости $F = q\tau^{0.5}$ [22], характеризующий степень приближения имитационного режима облучения к натурным условиям, для потока ДП при максимальном значении q_{pl} составлял $F_{pl} \sim 10^5 - 10^6$ Вт·см⁻²·с^{0.5}, а для потока ИД соответственно $F_i \sim 10^7 - 10^8$ Вт·см⁻²·с^{0.5}. Для диверторных пластин при возникновении ELMs-эффектов в реакторе Итер этот параметр равен $F \approx 10^4 - 10^5$ Вт·см⁻²·с^{0.5} [23]. Поэтому условия облучения вольфрама в наших экспериментах при максимальной плотности мощности излучений были более жесткими, чем в ИТЕРе, и приближались к режиму экстремальных ситуаций в установках с инерциальным удержанием плазмы [24].

Чтобы увеличить длительность импульсного теплового воздействия энергии τ на материал и приблизить имитационный режим облучения в ПФ к натурным условиям в реакторе ИТЕР, в установках ПФ был изготовлен анод специальной геометрии, что позволило продлить время τ до ~ 30 мкс в установках PF-6 и Вога и до ~ 100 мкс в установке PF-1000. Этот факт, в сочетании с варьированием расстояния от анода установок ПФ до W образца-мишени, позволил

Условия облучения W образцов в установках ПФ

Установка	Число импульсов воздействия	Разрядный ток (макс. ток ионного пучка), кА	Объем рабочей камеры, см ³	Расстояние от анода до мишени, см	Плотность мощности излучения, Вт/см ² *
PF-1000	2, 4, 8	2000	~2·10 ⁶	7,0	10 ⁹ – 10 ¹⁰ / 10 ¹¹ – 10 ¹²
PF-6	4	360	300	3,4	10 ⁸ – 10 ⁹ / 10 ¹⁰ – 10 ¹²
Boга	4, 32	160	300	3,4	10 ⁷ – 10 ⁸ / 10 ⁹ – 10 ¹¹

*плазма / ионы.

приблизиться в ряде проведенных экспериментов к условиям облучения вольфрама, близким к режиму ЭЭВ при ELMs-эффектах в реакторе ИТЕР. Условия проведенных экспериментов в установках ПФ представлены в табл. 1.

Методы исследования

Анализируемые образцы были исследованы методами оптической и растровой электронной микроскопии (РЭМ) с применением соответственно микроскопа Neophot и растрового электронного микроскопа EVO-40 фирмы ZEISS, оснащенного энергодисперсионным рентгеновским микроанализатором, а также рентгеновского фазового анализа с использованием дифрактометра фирмы Rigaku.

Результаты и обсуждение

Поверхностный рельеф и трещинообразование

На рис. 1 представлены микрофотографии участков поверхности W-образцов, облученных в установке PF-1000 с различным числом импульсных воздействий. Видно, что образцы имеют типичную для подобного режима облучения поверхность: развитый волнообразный рельеф, содержащий микротрещины. Близкий по топографической структуре характер поверхности наблюдали в целом ряде работ [10 – 18, 25 – 28], после облучения вольфрамовых образцов импульсными потоками плазмы и электронными пучками в имитационном режиме ELMs-эффектов в реакторе ИТЕР. При этом сетка микротрещин возникала на поверхности вольфрама не только при оплавлении ПС, но и в более мягком режиме облучения — без оплавления ПС [26]. В наших экспериментах обращает на себя внимание то, что протяженность и ширина трещин, лежащих в облученной плоскости образцов, возрастает с увеличением дозы облучения (числа импульсных воздействий N) и при многократных ЭЭВ достигает нескольких сотен микрометров. Этот факт пока-

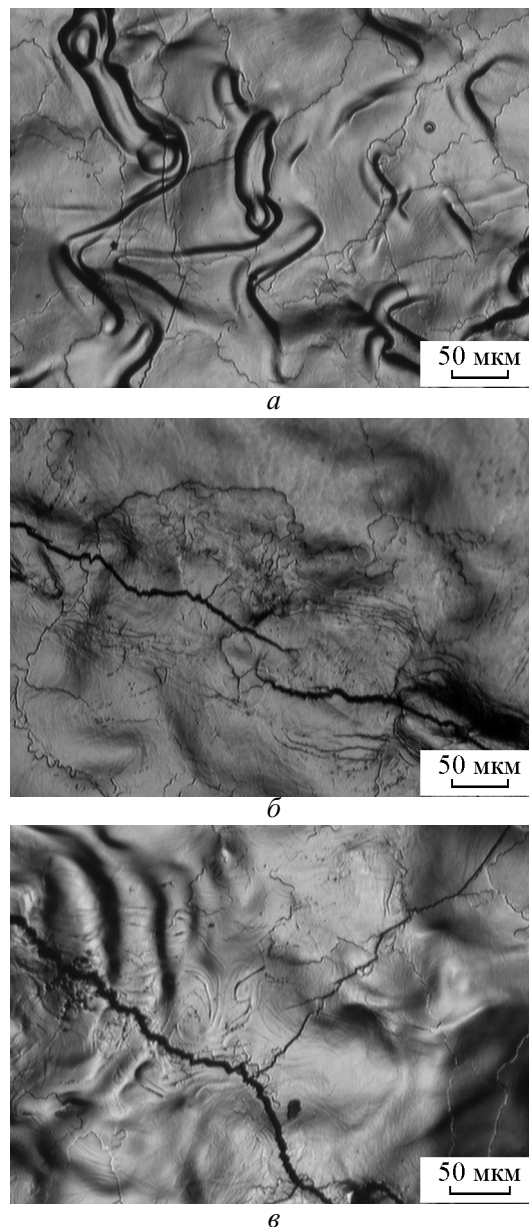


Рис. 1. РЭМ участков поверхности вольфрама, облученного в установке PF-1000: а – обр. 2 имп. возд., б – обр. 4 имп. возд., в – обр. 8 имп.возд.

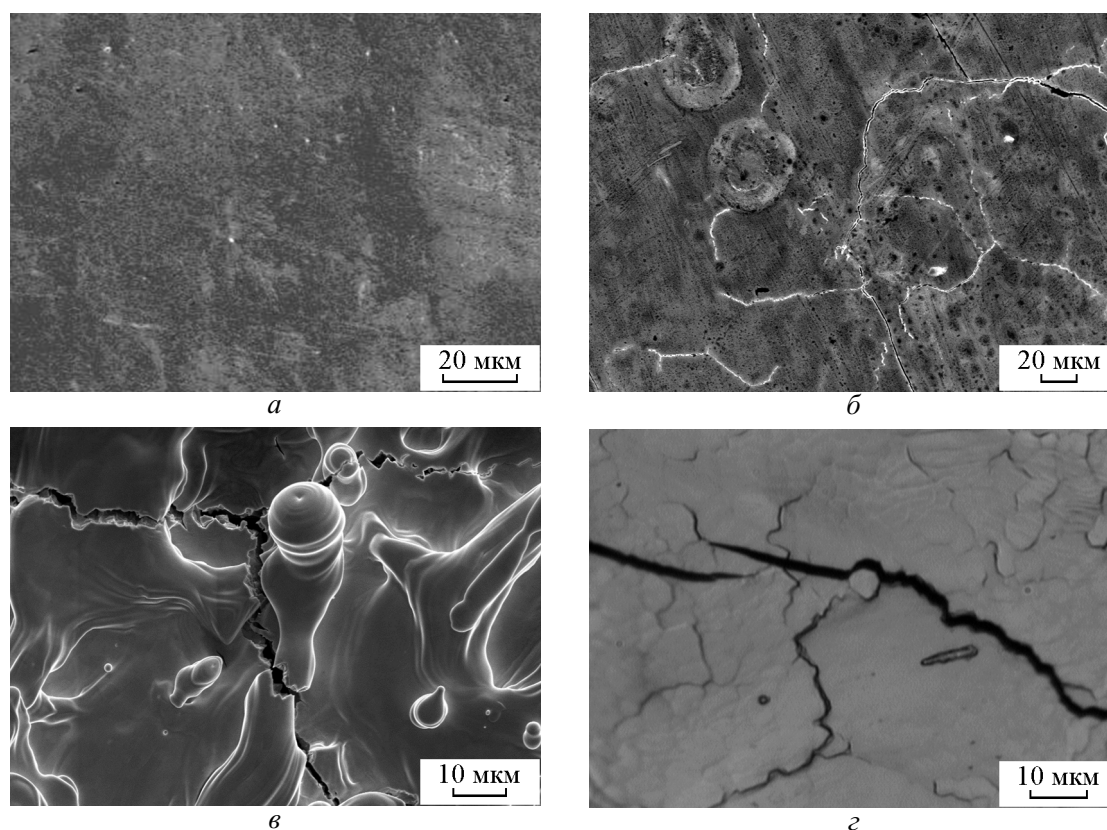


Рис. 2. РЭМ участков поверхности вольфрама: *а* — исходный образец, *б* — после облучения в установке Вога, *в* — после облучения в установке PF-6, *г* — после облучения в установке PF-1000.

зывает, что тепловое поле, действующее в приповерхностном слое материала при каждом акте воздействия энергии, усиливает процесс развития микротрещин, образованных ранее. Если принять, что основным механизмом “залечивания” трещин после образования на поверхности W-мишени жидкой фазы является процесс диффузионного переноса атомов, то можно оценить величину характерного диффузионного расстояния d_0 , на которое атомы W могут сместиться за время существования жидкости t_0 . Согласно данным работы [25] при плотности мощности излучения $q = 10^8 - 10^{10} \text{ Вт} \cdot \text{см}^{-2}$ время $t_0 \approx 250 \text{ нс}$. Принимая для грубой оценки коэффициент диффузии W в расплаве величину $D \approx 5 \cdot 10^{-5} \text{ см}^2/\text{с}$, получаем для параметра $d_0 \approx (2Dt_0)^{0.5} \approx 50 \text{ нм}$. Отсюда следует, что микротрещины шириной более 50 нм не исчезают после затвердевания расплава W, а остаются в объеме затвердевшего ПС. Термические напряжения, возникающие в ПС на стадии высокоскоростной кристаллизации расплава [25, 27], способствуют увеличению сформированных ранее микротрещин, а новое импульсное воздействие энергии еще больше усиливает растрескивание материала.

Анализ распространения трещин в плоскости поперечных шлифов (в объем материала в направлении, нормальном к плоскости облучения) показал, что глубина проникновения трещин в образцы составляла, в основном, несколько микрометров. Эта величина, как показали численные оценки, примерно соответствует толщине расплавленного ПС вольфрама, образующегося в режиме облучений на установках PF-1000 и PF-6.

На рис. 2 представлены микрофотографии поверхности W после его облучения в установках PF-1000, PF-6 и Вога при одинаковом четырехкратном импульсном воздействии потоков ДП и ИД. Анализ показал, что в экспериментах на установке Вога повреждаемость ПС, связанная с его плавлением и образованием микротрещин, заметно более слабая по сравнению с аналогичными явлениями в экспериментах на установках PF-1000 и PF-6. Этот факт обусловлен меньшей интенсивностью импульсных энергетических воздействий на поверхность W-образцов, реализованных в установке Вога (табл. 1), что связано со значительно большей длительностью импульса разрядного тока этого устройства и, как

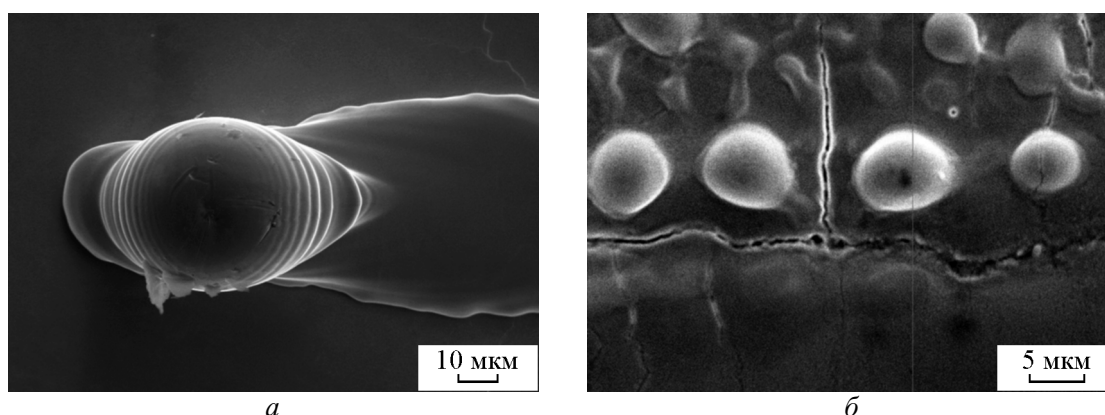


Рис. 3 РЭМ участков поверхности вольфрама после 4 импульсных воздействий ДП и ИД, содержащих капли сфероидальной формы: *а* – облучение в установке PF-1000, *б* – облучение в установке Вога.

следствие, меньшей амплитудой этого тока и, соответственно, мощностью потоков плазмы и быстрых ионов. По этой причине в образцах W, облученных в ПФ Вога, наблюдается, как правило, только межзеренное растрескивание (рис. 2*б*), а после их облучения в PF-1000 и PF-6 обнаруживаются также и микротрещины по телу зерна (рис. 2*в*, 2*г*), указывающие на транскристаллитный механизм растрескивания. Аналогичный характер образования микротрещин описан в работах [25, 28] при облучении образцов чистого W и сплава W – 1 % La₂O₃ в установке PF-1000 с плотностью мощности $q \geq 10^{10}$ Вт·см⁻².

В некоторых участках облученной поверхности W-образцов наблюдаются специфические структурные дефекты — скопления или отдельные фрагменты капель сфероидального вида (рис. 2*в* и 3). Однако, как показал анализ облученных образцов, природа появления подобных дефектов после экспериментов на разных установках ПФ — различная. В образцах, облученных в PF-1000 и PF-6, указанные дефекты являются либо фрагментами волнообразной поверхности вольфрама и напоминают каплеобразные вершины волн (рис. 2*в*), либо представляют собой отдельные капли, осажденные на образец-мишень (рис. 3). Среди таких фрагментов встречаются “катушечные” структуры (рис. 3*а*), наблюдавшиеся ранее в [28] при воздействии импульсных потоков ДП и ИД на сплав W – 1 % La, которые напоминают спирали роста при затвердевании жидкой фазы вокруг винтовых дислокаций. Однако в нашем случае механизм образования подобных структур в неравновесных условиях быстрой закалки расплава требует своего изучения. Капли же наблюдаемые на поверхности W после экспериментов в установке Вога, представляют собой металл ее рабочей камеры, осажденный после его распыления импульсами ДП и ИД.

Эрозия материала

Взвешивание образцов W до и после облучения позволило установить, что режимы ЭЭВ, реализованные в экспериментах на ПФ, приводят к эрозии материала, связанной с его испарением и потерей массы. Анализ показал, что наименьшая эрозия W имела место в экспериментах на установке Вога при более мягком режиме облучения. В этом случае толщина слоя *h*, испаренного при однократном воздействии потока энергии на образец-мишень, лежала в пределах ~ 10 – 100 нм. В более жестких условиях облучения, созданных в установках PF-1000 и PF-6, величина *h* составляла 2 – 3 мкм, причем с ростом числа импульсных воздействий потоков ионов и плазмы интенсивность процесса испарения несколько возрастала. В условиях наиболее жесткого режима облучения (при $q_i \sim 10^{11} - 10^{12}$ Вт/см²) скорость испарения ПС вольфрама возрастала еще сильнее, до значения ~ 3 мкм за один импульс, что, по-видимому, связано как с образованием на поверхности W-образцов микротрещин, так и с реализацией не только ионно-атомного, но и кластерного механизма испарения.

Важно подчеркнуть, что наблюдаемая эрозия W приводила к образованию и скоплению вольфрамовых “пылевых частиц”, которые осаждались на различные детали, размещенные в рабочей камере ПФ. Подобное явление может также происходить при использовании W в диверторном узле ТЯР ИТЕР в условиях ELMs-эффектов и сопровождаться возможным и крайне нежелательным захватом вольфрамовыми частицами атомов трития из высокотемпературной дейтерий-тритиевой плазмы. Обнаруженный при максимально жестких импульсных ЭЭВ кластерный механизм испарения W, сопровож-

даемый его осаждением на деталях рабочих камер установок ПФ в микрокапельном виде, вероятнее всего будет иметь место в установках УЯС с инерциальным удержанием плазмы при использовании вольфрама в составе технологических элементов, размещенных в активной зоне этих установок.

Элементный состав поверхностных слоев

На рис. 4 представлены результаты рентгено-спектрального анализа элементного состава W-образцов, облученных в сопоставляемых экспериментах на рассматриваемых установках ПФ. Как видно из рентгеновских спектров, состав элементов в исследованных участках ПС различен. Так, рентгеновский спектр поверхности W, изображенный на рис. 4а, соответствует исходному составу W, содержащему углерод и кислород как элементы примеси. Подобный спектр, как правило, наблюдался во всех исследованных W-образцах после облучения в каждой из установок ПФ. Данный спектр характерен для тех участков ПС, в которых после воздействия ДП и ИД исходный состав вольфрама не изменялся. При этом после экспериментов в PF-6 рассматриваемый спектр наблюдался для большей части облученной поверхности, но в отдельных участках содержалась медь — материал анода и катода камеры этой установки. Этот факт является следствием двух причин — малого объема разрядной части камеры PF-6 ($\approx 50 \text{ см}^3$) по сравнению с камерой PF-1000 и весьма высокой плотности мощности, выделяемой в этой части камеры во время разряда (по сравнению с установкой Вога). Для большинства же участков поверхности W-образцов, облученных в установках PF-1000 и Вога, рентгеновский спектр содержит также и линии, соответствующие осажденным элементам: в установке PF-1000 — это Fe, Ni, Cr, Si, C (рис. 4б), в установке Вога — главным образом алюминий (рис. 4в), а также медь, входящие в состав катодных частей камер. Указанные элементы, за исключением алюминия, в основном достаточно равномерно распределены по площади отдельных участков. Об этом свидетельствуют результаты сканирования облученной поверхности W-образцов в характеристическом рентгеновском излучении анализируемых элементов, что указывает на преимущественно ионно-атомный механизм их осаждения. Что же касается алюминия, то он испарялся и осаждался, главным образом, кластерным механизмом, так как он наблюдается на облученной поверхности W-мишени в виде отдельных капель (рис. 3б). Характер распределения Al и Cu по площади сканирования исследуемого участка представлен на

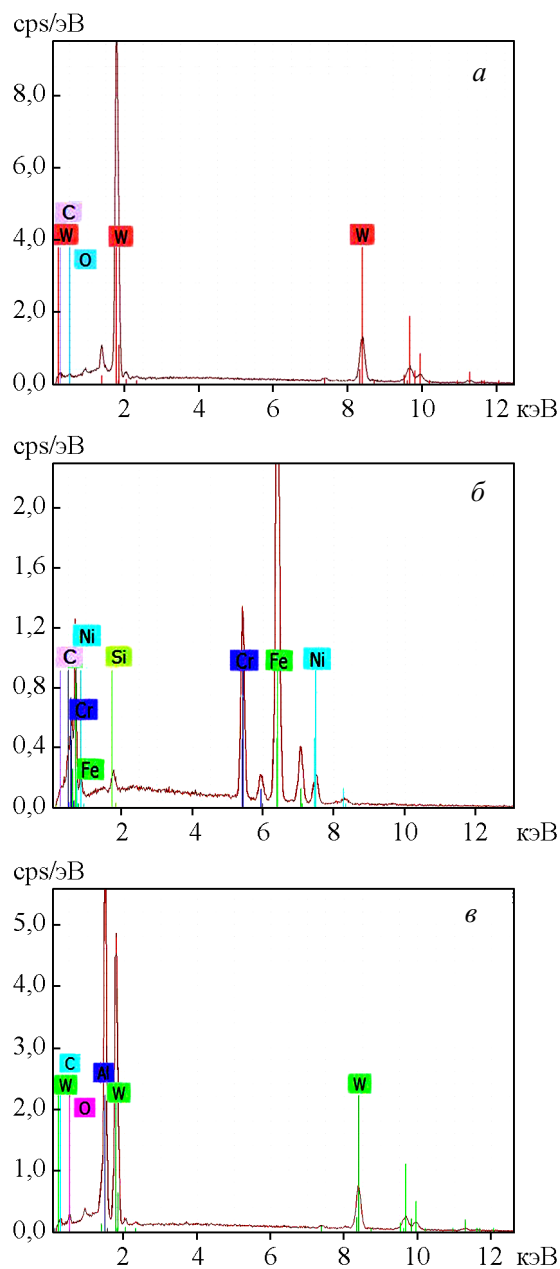


Рис. 4. Рентгеновский спектр для различных участков поверхности W, облученного в установках ПФ: а — PF-1000, PF-6, Вога; б — PF-1000, в — Вога.

рис. 5, из которого видно, что медь равномерно распределена по площади участка W, в отличие от алюминия, осажденного в виде капли размером более 500 мкм.

Наличие на поверхности W после экспериментов, проведенных в установках PF-1000, PF-6 и Вога, осажденных элементов указывает на то, что при реализованных режимах облучения эти элементы

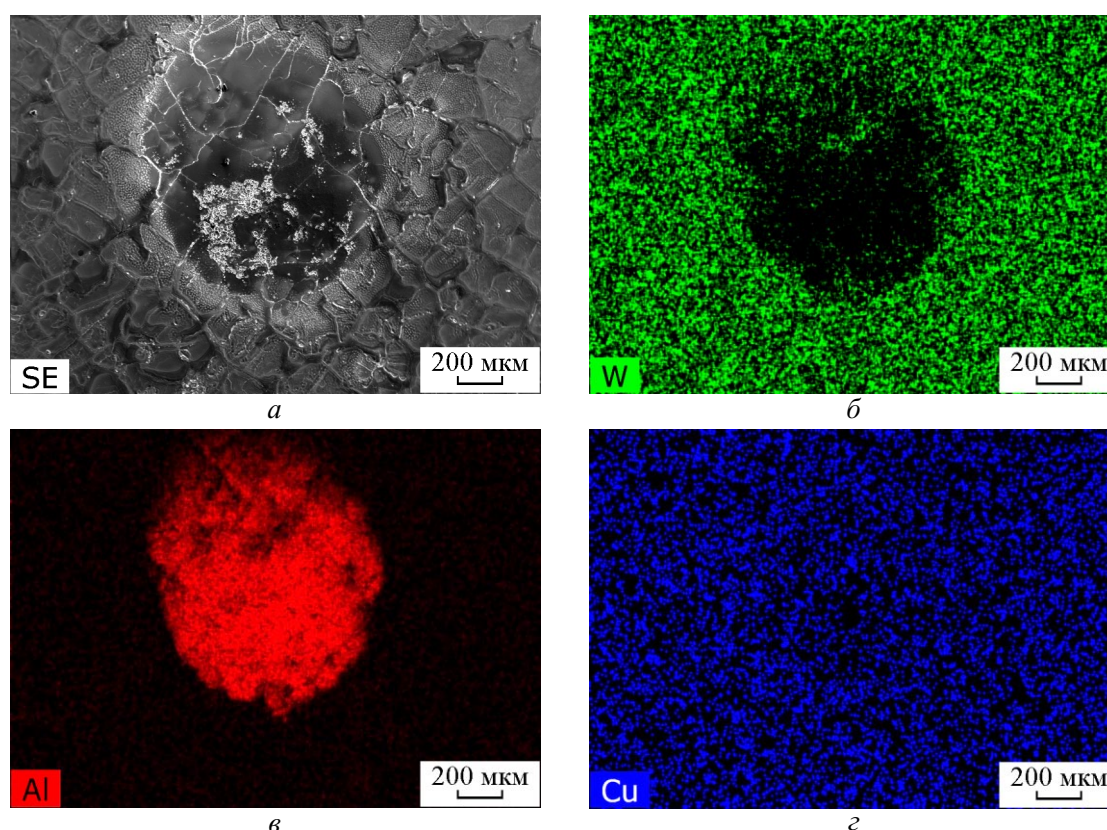


Рис. 5. Изображение участка поверхности вольфрама, облученного в установке Вога (32 имп. ДП и ИД), во вторичных электронах и в характеристическом рентгеновском излучении W, Al и Cu.

испарялись в процессе импульсных разрядов с поверхности функциональных и конструктивных материалов, размещенных в рабочих камерах ПФ. В установке PF-1000 элементы Fe, Ni, Cr, Si, C входят в состав стальных катодных трубок и корпуса рабочей камеры. Учитывая ее большой объем (табл. 1), влияние стенок камеры на облучаемые W образцы можно считать незначительным, в то время как роль катодных трубок как источников испаряемых элементов представляется доминирующей. В установках PF-6 и Вога анод и катод разрядной части камер были изготовлены из меди, которая испарялась мощными потоками плазмы и электронным пучком (как это обычно происходит в экспериментах на установках ПФ, не имеющих в аноде отверстия в центральной его части) и осаждалась на поверхность W мишени. В ПФ Вога материаловедческая часть рабочей камеры была изготовлена из алюминиевого сплава, и присутствие Al на поверхности облученных образцов W свидетельствует о том, что при сравнительно небольшом объеме этой части рабочей камеры (табл. 1) ее влияние как главного источника испарения алюминия с последующим осаждением на образец-мишень было основным.

Следует заметить, что осаждение элементов функциональных материалов (катодных трубок и стержня для крепления образцов, изготовленных из стали) на поверхность вольфрама в процессе воздействия на него потоков ионов дейтерия и ДП наблюдали также в работе [25], но в более мягком, чем в настоящей работе, режиме облучения (при $q = 4 \cdot 10^8$ Вт/см²). В этом случае многократное импульсное воздействие энергии приводило к диффузионному проникновению осажденных элементов в ПС [25]. В данной же работе, из-за интенсивного испарения вольфрама при жестком режиме облучения в установках PF-1000 и PF-6 (~2–3 мкм за один импульс), осаждение элементов стали на его облученную поверхность происходило, по-видимому, после завершения каждого импульсного электрического разряда и сопутствующего ему взаимодействия потоков ионов дейтерия и ДП с материалом мишени. Поэтому осажденные элементы за время охлаждения нагретого до высокой температуры ПС вольфрама проникали в материал на небольшую глубину (менее 1 мкм) и при последующем импульсном воздействии энергии удалялись вместе с испаряемым слоем. Обнаруженные же на

облученной поверхности W элементы стали Fe, Ni, Cr, Si, C были нанесены при заключительном импульсном воздействии на него потоков ионов и плазмы и находятся, как показали численные оценки, в тонком поверхностном нанослое толщиной ~100 – 200 нм, осуществляя его легирование и упрочнение.

Структурно-фазовое состояние поверхностного слоя

На рис. 6 представлены рентгеновские дифрактограммы исследуемых W-образцов в исходном состоянии и после облучения в установках ПФ. Из рисунка видно, что в необлученном вольфраме имеется текстура в направлении <200>. В наших экспериментах это направление было параллельно падающему потоку энергии (плоскость облучения (200) была перпендикулярна направлению потоков ионов и плазмы). В облученных образцах W максимальный дифракционный пик также соответствует ориентировке <200>, но соотношение интенсивностей I линий от плоскостей (200), (110) и (211) в сопоставляемых образцах разное. Так, если до

облучения отношение $[I_{(200)}/I_{(211)}] \sim 2,4$, а отношение $[I_{(200)}/I_{(110)}] \sim 15$ то после четырехкратного воздействия на W потоков ДП и ИД эти соотношения оказались соответственно равными: для PF-1000 — ~ 1,8 и 8,2; для PF-6 — ~ 2,2 и 11; а для установки Вога — ~ 9 и 66 (линия (110) на дифрактограмме очень слабая, рис. 6). Другими словами, если условия облучения в PF-6 практически не изменили исходного соотношения указанных линий, а облучение в PF-1000 сохранило исходную текстуру, но сделало ее несколько менее выраженной, то наиболее мягкий режим облучения, реализованный в установке Вога, привел к заметным структурным изменениям. На дифрактограмме (рис. 6) видно примерно двукратное усиление линии (200), заметное (~ в 1,5 раза) ослабление рефлекса линии (211) и почти полное отсутствие линии (110), наблюдаемой во всех сопоставляемых случаях.

Похожая ситуация имела место в работе [25] при облучении в установке PF-1000 образцов спеченного W с исходной текстурой в направлении <110> (плоскость облучения (110) была параллельна плоскости спекания (прокатки) и нормальна к

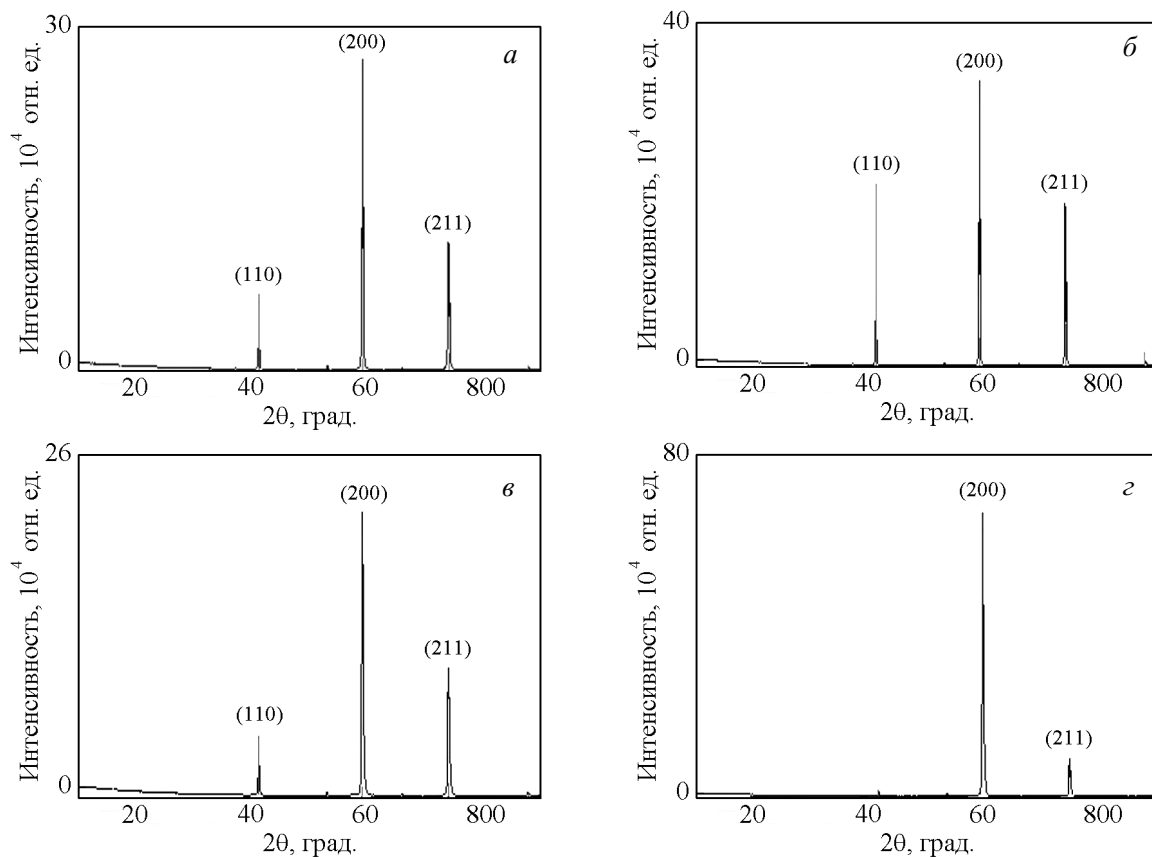


Рис. 6. Рентгеновские дифрактограммы для W-образца в исходном состоянии (а) и после облучения потоками ДП и ИД в установках: б – PF-1000, в – PF-6, з – Вога.

падающему потоку энергии). После экспериментов при сравнительно невысокой плотности мощности $q \approx 10^8 \text{ Вт}\cdot\text{см}^{-2}$ наблюдалась текстура, более выраженная, чем в исходном состоянии. При высокой плотности мощности $q \approx 10^{10} \text{ Вт}\cdot\text{см}^{-2}$ исходная текстура сохранялась, но становилась менее выраженной, чем до облучения.

Рентгеновский фазовый анализ ПС вольфрама показал, что химического взаимодействия осажденных элементов с вольфрамом и между собой в реализованных на установках ПФ режимах облучения не происходило, а имело место жидкофазное легирование расплавов ПС указанными элементами на небольшую глубину субмикронного масштаба в условиях сверхбыстрого охлаждения жидкой фазы.

Полученные в данной работе результаты указывают на то, что условия кристаллизации расплавленных ПС вольфрама во всех экспериментах, проведенных на установках ПФ, имели общую закономерность: затвердевание жидкой фазы носило направленный характер и происходило с высокой скоростью в сторону возрастания градиента температур — от более глубоких слоев к поверхности. При этом формировалась текстура кристаллизации, которая совпадала с направлением исходной текстуры $\langle 200 \rangle$, и преимущественная ориентировка зерен в образцах в указанном направлении, заданная технологией приготовления исходного вольфрама, после облучения сохранялась. Режимы облучения образцов W с высокой плотностью мощности $q \approx 10^{10} \text{ Вт}\cdot\text{см}^{-2}$, реализованные в экспериментах на установках PF-6 и PF-1000, оказывали слабое влияние на исходную кристаллографическую ориентировку зерен в поверхностном слое. Причина указанного факта связана с интенсивным взрывным испарением ПС при указанном режиме облучения, происшедшим по механизму абляции (подобному лазерной абляции [29, 30]). В результате значительная часть облученного ПС вольфрама после импульсного воздействия потоков ДП и ИД удалялась и не вносила вклада в процесс формирования текстуры на стадии затвердевания жидкой фазы и охлаждения ПС. Наши оценки показали, что толщина расплава, а также глубина примыкающего к нему прогретого твердого слоя W, при $q \sim 10^{11} - 10^{12} \text{ Вт}\cdot\text{см}^{-2}$ и длительности импульса $\tau \approx 20 - 30 \text{ нс}$ значительно меньше, чем соответствующие характеристики, полученные в более мягком режиме облучения (при $q = 10^8 - 10^9 \text{ Вт}\cdot\text{см}^{-2}$, $\tau \approx 20 \text{ нс}$), созданном на установке Вога. Наблюдаемое в последнем случае заметное усиление рефлекса для линии (200), ослабление линии (211) и практическое отсутствие линии (110) (рис. 6z), указывает на дополнительную переориентацию

зерен в облученном ПС в направлении $\text{grad}T$, совпадающим с ориентировкой $\langle 200 \rangle$. Этот процесс, как было отмечено, связан с направленным затвердеванием ПС расплава (толщина которого значительно больше, чем в условиях экспериментов на установках PF-6 и PF-1000) и формированием текстуры кристаллизации в направлении $\langle 200 \rangle$. Рассматриваемый процесс происходил на установке Вога не только при затвердевании расплава, но частично и в условиях рекристаллизации более глубокого твердого слоя W, нагретого до высокой температуры.

Таким образом, режим экспериментов, реализованный в установке Вога, оказал более сильное влияние на структурное состояние поверхностных слоев в образцах W по сравнению с более жесткими режимами облучения, созданными в установках PF-6 и PF-1000.

Выводы

1. Показано, что облучение в установках Плазменный фокус PF-1000, PF-6 и Вога образцов вольфрама, приготовленных с применением двойнойковки для использования в диверторном узле реактора ИТЕР, мощными импульсными потоками дейтериевой плазмы и быстрых ионов дейтерия при плотности мощности $q = 10^8 - 10^{12} \text{ Вт}\cdot\text{см}^{-2}$ в нано- и микросекундном диапазоне длительности импульса влияет на повреждаемость, эрозию, элементный состав и структурное состояние поверхностного слоя.

2. Обнаружено, что в указанных условиях облучения происходят процессы плавления и частичного испарения поверхностного слоя, формирования волнообразного рельефа и образования микротрещин при затвердевании жидкой фазы. В более мягком режиме облучения (при $q = 10^8 - 10^{10} \text{ Вт}\cdot\text{см}^{-2}$, $\tau \approx 20 - 30 \text{ нс}$), реализованном в установке Вога, микротрещины образуются преимущественно по механизму межзеренного растрескивания, а при $q = 10^{10} - 10^{12} \text{ Вт}\cdot\text{см}^{-2}$, $\tau \approx 30 - 50 \text{ нс}$ (в экспериментах на установках PF-1000 и PF-6) к этому механизму добавляется транскристаллитное разрушение по телу зерна. Вглубь материала микротрещины проникают примерно на толщину расплавленного слоя — порядка одного микрона, и с увеличением числа импульсных воздействий растрескивание поверхностного слоя вольфрама возрастает.

3. Установлено, что режимы импульсного облучения, реализованные в экспериментах на установках ПФ, приводят к эрозии материала, связанной с его испарением и потерей массы. Процесс эрозии существенно зависит от режима облучения — плот-

ности мощности и длительности импульсных потоков энергии, а также числа импульсных воздействий. В режиме, реализованном на установке Вога, эрозия протекала преимущественно по механизму ионно-атомного испарения, а в более жестких условиях облучения, созданных в установках PF-1000 и PF-6, — испарение поверхностного слоя осуществлялось по механизму абляции, включающему ионно-атомное и кластерное испарение.

4. Выявлено, что изменение структурного состояния поверхностных слоев облученного вольфрама связано с образованием микроструктурных дефектов типа микроволн, капель и микротрещин, а также с формированием текстуры, определяемой высокоскоростной направленной кристаллизацией расплавленного слоя и процессом рекристаллизации более глубоких слоев, разогретых до высокой температуры. В жестких условиях облучения (в экспериментах на установках PF-1000 и PF-6) в основном сохраняется исходная текстура вольфрама, при более мягком режиме облучения в установке Вога наблюдаемая текстура становится более выраженной.

5. Определено, что на облученной поверхности вольфрама присутствуют элементы, входящие в состав конструкционных и функциональных материалов рабочих камер ПФ, что указывает на их испарение мощными потоками ионов, электронов и плазмы при импульсных разрядах с последующим осаждением на W мишень. Этот процесс не приводит к химическому взаимодействию осажденных элементов с вольфрамом и между собой, но способствует жидкофазному легированию поверхностного слоя на глубину субмикронного масштаба.

6. Представленные результаты ориентированы на вероятное использование вольфрама в установках УЯС с магнитным удержанием плазмы (в частности, в реакторе ИТЕР), а также на его возможное применение в камерах УЯС с инерциальным удержанием плазмы. Явление образования вольфрамовых пылевых частиц при испарении облучаемой поверхности импульсными экстремальными энергетическими воздействиями может иметь место при реализации ELMs-эффектов в реакторе ИТЕР и сопровождаться последующим нежелательным захватом осажденными фрагментами вольфрама атомов трития из высокотемпературной дейтерий-третиевой плазмы. Кластерный механизм испарения W более вероятен в установках УЯС с инерциальным удержанием плазмы при использовании вольфрама в составе технологических элементов активной зоны этих установок.

Работа выполнена при частичной поддержке МАГАТЭ (гранты №14525, 14540, 14797, 16960, 16931).

Литература

1. Philipps V. Tungsten as material for plasma-facing components in fusion devices. *Journal of Nuclear Materials*, 2011, v. 415, p. 2 – 9. <http://www.iter.org/>.
2. Shu W.M., Nakamichi M., Alimov V.K., Luo G.N. Deuterium retention, blistering and local melting at tungsten exposed to high-fluence deuterium plasma. *Journal of Nuclear Materials*, 2009, v. 390 – 391, p. 1017 – 1021.
3. Neu R., Hopf Ch., Kallenbach A., Pütterich T., Dux R., Greuner H., Gruber O., Herrmann A., Krieger K., Maier H., Rohde V., ASDEX Upgrade Team. Operational conditions in a W-clad tokamak. *J.Nucl. Mater.*, 2007, v. 367 – 370, Part B, pp. 1497 – 1502.
4. Neu R. Experience with high plasma-facing materials and extrapolation to future devices, *Journal: IEEE Transactions on Plasma Science*, 2010, v. 38, no. 3, p. 453 – 460.
5. Кривченко О.В., Курило, Ю.П., Шепелев А.Г. Оптимальный материал для термоядерной энергетики будущего. *ВАНТ*, 2011, № 6, Серия: Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники (19), с. 62 – 70; http://vant.kipt.kharkov.ua/ARTICLE/VANT_2011_6/article_2011_6_62.pdf
6. Bolt H., Barabash V., Krauss W., Linke J., Neu R., Suzuki S., Yoshida N. Materials for the plasma-facing components of fusion reactors. *Journal of Nuclear Materials*, 2004, v. 329 – 333, part A, p. 66 – 73.
7. Linke J. High heat performance of plasma facing materials and components under service conditions in fusion reactors. *Fusion Sci. Technol.*, 2006, v. 49, no. 2T, p. 455 – 464.
8. Rieth M., Armstrong D., Daffener B., et al. Tungsten as structural divertor material. In: *Materials challenges for future nuclear fission and fusion technologies*. Eds. Vincenzini P., Lin H.-T., Fox K. *Trans. Tech. Publ., Ser.: Advances in science and technology*, 2011, v. 73, p. 11 – 21.
9. Демин Е.В., Грибков В.А., Пименов В.Н., Масляев С.А., Прусакова М.Д., Широкова В., Лаас Т., Угасте Ю. Влияние облучения импульсными потоками высокотемпературной дейтериевой плазмы и быстрых ионов на структуру поверхностного слоя сплава W – 1 % La₂O₃. *Физика и химия обработки материалов*, 2013, № 3, с. 18 – 25.
10. Bondarenko G.G., Udriş Ya.Ya., Yakushin V.L. On behaviour of W – Cu composition as a candidate divertor material under irradiation by high intensive hydrogen plasma. *Fusion Engineering and Design*, 2000, v. 51 – 52, p. 81 – 84
11. Hirai T., Pintsuk G., Linke J., Batilliot M. Cracking failure study of ITER-reference tungsten grade under single pulse thermal shock loads at elevated temperatures. *Journal of Nuclear Materials*, 2009, v. 390 – 391, p. 751 – 755.
12. Garkusha I.E., Burdakov A.V., Ivanov I.A., Kruglyakov E.P. et al. Plasma surface interaction during ITER transient

- events simulation with QSPA Kh – 50 and Gold – 3 Facilities. Problems of atomic science and technology, 2008, no. 6, Series: Plasma Physics, v. 14, p. 58 – 60.
13. Zhitlukhin A., Klimov N., Landman I., Linke J., Loarte A., Merola M., et al. Effects of ELMs on ITER divertor armour materials. Journal of Nuclear Materials, 2007, v. 363 – 365, p. 301 – 308.
14. Позняк И.М., Климов Н.С., Подковыров В.Л., Сафронов В.М., Житлухин А.М., Коваленко Д.В. Эрозия металлов при воздействии интенсивных потоков плазмы. ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез, 2012, вып. 4, с. 23 – 33; http://vant.iter.ru/vant_2012_4/3.pdf
15. Hirai T, Ezato K, Majerus P. ITER relevant high heat flux testing on plasma facing surfaces. Mater. Trans., 2005, v. 46, p. 412 – 436.
16. Kirk A., Koch B., Scannell R., Wilson H.R., Counsell G., Dowling J., Herrmann A., Martin R., Walsh M. and the MAST team. Evolution of filament structures during Edge-Localized Modes in the MAST Tokamak. Phys.Rev.Lett. 2006, vol.96, No18, 185001 (pp. 1 – 4). DOI: 10.1103/PhysRevLett.96.185001
17. Loewenhoff Th., Hirai T., Keusemann S., Linke J., Pintsuk G., Schmidt A., Experimental simulation of Edge Localised Modes using focused electron beams — features of a circular load pattern. Journal of Nuclear Materials, 2011, v. 415, iss. 1, p. S51 – S54.
18. Иванов Л.И., Пименов В.Н., Грибков В.А. Взаимодействие мощных импульсных потоков энергии с материалами. Физика и химия обработки материалов, 2009, № 1, с. 23 – 37.
19. Scholz M., Miklaszewski R., Gribkov V.A., Mezzetti F. PF-1000 device. Nukleonika, 2000, v. 45 (3), p. 155 – 158
20. Gribkov V.A., Karpinski L., Strzyzewski P., Scholz M., Dubrovsky A. New efficient low-energy dense plasma focus in IPPLM. Czechoslovak Journal of Physics, 2004, v. 54, suppl. C, p. 191 – 197. <http://mlab.ictp.it/uploads/C1/cK/C1cKba2XDKJNeON26x5GmA/Dense-Plasma-Focus-BoraICTP.pdf>
21. Pintsuk G. Tungsten as a Plasma-Facing Material. In Comprehensive Nuclear Materials. Konings, R.J.M., Ed.; Elsevier: Amsterdam, The Netherland, 2012; p. 551 – 581.
22. Fujitsuka M., Shinno H., Tanabe T., Shiraishi H. Thermal shock experiments for carbon materials by electron beams. Journal of Nuclear Materials, 1991, v. 179, part A, p. 189 – 195.
23. Пименов В.Н., Масляев С.А., Демина Е.В., Иванов Л.И., Ковтун А.В., Грибков В.А., Дубровский А.В., Угасте Ю.Э. Воздействие импульсных потоков энергии на поверхность трубы из алюминиевого сплава в установке Плазменный фокус. Перспективные материалы, 2006, № 4, с. 43 – 52.
24. Дюдерштадт Дж., Мозес Г. Инерциальный термоядерный синтез. Москва: Энергоатомиздат, 1984, 301 с. <https://lasers.lnl.gov/>
25. Пименов В.Н., Масляев С.А., Демина Е.В., Ковтун А.В. и др. Взаимодействие мощных импульсных потоков энергии с поверхностью вольфрама в установке Плазменный Фокус. Физика и химия обработки материалов, 2008, № 3, с. 5 – 14.
26. Garkusha I.E., Landman I., Linke J., Makhlay V.A., Medvedev A.V., Malykhin S.V., Peschanyi S., Pintsuk G., Pugachev A.T., Tereshin V.I. Performance of deformed tungsten under ELM-like plasma exposures in QSPA Kh-50. Journal of Nuclear Materials, 2011, v. 415, p. S65 – S69.
27. Budaev V.P., Martynenko Yu.V., Karpov A.V., Belova N.E., Zhitlukhin A.M., Klimov N.S., et al. Tungsten recrystallisation and cracking under ITER-relevant heat. ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез, 2013, т. 36, вып. 3, с. 53 – 60.
28. Бармина Е.В., Стратакис Э., Фотакис К., Шафеев Г.А. Генерация наноструктур при лазерной абляции металлов в жидкостях: новые результаты. Квантовая электроника, 2010, т. 40, № 11, с. 1012 – 1020.
29. Пячин С.А., Пугачевский М.А. Новые технологии получения функциональных наноматериалов. Лазерная абляция. Электроискровое воздействие. Хабаровск: ТОГУ, 2013, 38 с.

References

1. Philipps V. Tungsten as material for plasma-facing components in fusion devices. J. Nucl. Mater., 2011, v. 415, p. 2 – 9. <http://www.iter.org/>.
2. Shu W.M., Nakamichi M., Alimov V.K., Luo G.N. Deuterium retention, blistering and local melting at tungsten exposed to high-fluence deuterium plasma. J. Nucl. Mater., 2009, vol. 390 – 391, pp. 1017 – 1021.
3. Neu R., Hopf Ch., Kallenbach A., Pütterich T., Dux R., Greuner H., Gruber O., Herrmann A., Krieger K., Maier H., Rohde V., ASDEX Upgrade Team. Operational conditions in a W-clad tokamak. J.Nucl. Mater., 2007, v. 367 – 370, Part B, pp. 1497 – 1502.
4. Neu R. Experience with high plasma-facing materials and extrapolation to future devices, Journal: IEEE Transactions on Plasma Science, 2010, vol. 38, no. 3, pp. 453 – 460.
5. Krivchenko O.V., Kurilo Yu.P., Shepelev A.G. *Optimalny material dlya termoyadernoy energetiki buduschego* [Optimum candidate material for future thermonuclear engineering], PAST, 2011, no.6, ser.: Vacuum, pure materials, superconductors, vol. 19, pp. 62 – 70; http://vant.kipt.kharkov.ua/ARTICLE/VANT_2011_6/article_2011_6_62.pdf.
6. Bolt H., Barabash V., Krauss W., Linke J., Neu R., Suzuki S., Yoshida N. Materials for the plasma-facing components of fusion reactors. J. Nucl. Mater., 2004, vol. 329 – 333, part A, pp. 66 – 73.
7. Linke J. High heat performance of plasma facing materials and components under service conditions in fusion reactors. Fusion Sci. Technol., 2006, vol. 49, no. 2T, pp. 455 – 464.
8. Rieth M., Armstrong D., Daffener B., et al. Tungsten as structural divertor material. In: Materials challenges for future nuclear fission and fusion technologies. Eds. Vincenzini P., Lin H.-T., Fox K. Trans. Tech. Publ., Ser.: Advances in science and technology, 2011, vol. 73, pp. 11 – 21.

9. Dyomina E.V., Gribkov V.A., Pimenov V.N., Maslyaev S.A., Prusakova M.D., Shirokova V., Laas T., Ugaste Yu. Vliyanie oblucheniya impulsnymi potokami vysokotemperaturnoy deuterioy plasmy i bystrykh ionov na strukturu poverkhnostnogo sloya splava W – 1 % La₂O₃. [Influence of pulsed streams of high temperature deuterium plasma and fast ions on the structure of the surface layer of the alloy W – 1 % La₂O₃]. *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov — Physics and Chemistry of material treatment* (in Rus), 2013, no.3, pp. 18 – 25.
10. Bondarenko G.G., Udris Ya.Ya., Yakushin V.L. On behaviour of W – Cu composition as a candidate divertor material under irradiation by high intensive hydrogen plasma. *Fusion Engineering and Design*, 2000, vol. 51 – 52, pp. 81 – 84.
11. Hirai T., Pintsuk G., Linke J., Batilliot M. Cracking failure study of ITER-reference tungsten grade under single pulse thermal shock loads at elevated temperatures. *J. Nucl. Mater.*, 2009, vol. 390 – 391, pp. 751 – 755.
12. Garkusha I.E., Burdakov A.V., Ivanov I.A., Kruglyakov E.P. et al. Plasma surface interaction during ITER transient events simulation with QSPA Kh – 50 and Gold – 3 Facilities. *Problems of atomic science and technology (PAST)*, Ser.: Plasma Physics, 2008, vol. 14, no. 6, pp. 58 – 60; <http://vant.kipt.kharkov.ua/TABFRAME.html>.
13. Zhiltukhin A., Klimov N., Landman I., Linke J., Loarte A., Merola M., et al. Effects of ELMs on ITER divertor armour materials. *J. Nucl. Mater.*, 2007, vol. 363 – 365, pp. 301 – 308.
14. Poznyak I.M., Klimov N.S., Podkovyrov V.L., Safronov V.M., Zhiltukhin A.M., Kovalenko D.V. Eroziya metallov pri vozdeystvii intensivnykh potokov plasmy. [Erosion of metals under exposure of intensive plasma flux]. *VANT. Ser.: Termoyaderniy sintez — Thermonuclear synthesis*, 2012, iss. 4, pp. 23 – 33.
15. Hirai T., Ezato K., Majerus P. ITER relevant high heat flux testing on plasma facing surfaces. *Mater. Trans.*, 2005, vol. 46, pp. 412 – 436.
16. Kirk A., Koch B., Scannell R., Wilson H.R., Counsell G., Dowling J., Herrmann A., Martin R., Walsh M. and the MAST team. Evolution of filament structures during Edge-Localized Modes in the MAST Tokamak. *Phys.Rev.Lett.* 2006, vol.96, No18, 185001 (pp. 1 – 4). DOI: 10.1103/PhysRevLett.96.185001
17. Loewenhoff Th., Hirai T., Keusemann S., Linke J., Pintsuk G., Schmidt A., Experimental simulation of Edge Localised Modes using focused electron beams — features of a circular load pattern. *J. Nucl. Mater.*, 2011, vol. 415, iss. 1, pp. S51 – S54.
18. Ivanov L.I., Pimenov V.N., Gribkov V.A. Vzaimodeystviye moshnykh impulsnykh potokov energii s materialami. [Interaction of power pulsed energy streams with materials]. *Fizika i khimiya obrabotki materialov — Physics and chemistry of material treatment* (in Russ), 2009, no.1, pp. 23 – 37.
19. Scholz M., Miklaszewski R., Gribkov V.A., Mezzetti F., PF-1000 device. *Nukleonika*, 2000, vol. 45(3), pp. 155 – 158.
20. Gribkov V.A., Karpinski L., Strzyzewski P., Scholz M., Dubrovsky A. New efficient low-energy dense plasma focus in IPPLM. *Czechoslovak Journal of Physics*, 2004, vol. 54, Suppl. C, pp. 191 – 197. <http://mlab.ictp.it/uploads/C1/cK/C1cKba2XDKJNeoN26x5GmA/Dense-Plasma-Focus-BoraICTP.pdf>
21. Pintsuk G. Tungsten as a plasma-facing material. in *comprehensive nuclear materials*. Konings, R.J.M., Ed.; Elsevier: Amsterdam, The Netherland, 2012, pp. 551 – 581.
22. Fujitsuka M., Shinno H., Tanabe T., Shiraiishi H. Thermal shock experiments for carbon materials by electron beams. *Journal of Nuclear Materials*, 1991, vol. 179, part A, pp. 189 – 195.
23. Pimenov V.N., Maslyaev S.A., Dyomina E.V., Ivanov L.I., Kovtun A.V., Gribkov B.A., Dubrovsky A.V., Ugaste Yu. E. Vozdeystviye impulsnykh potokov energii na poverkhnost trubiy iz aluminiyevogo splava v ustanovke Plazmenny focus. [The influence of pulsed energy streams on the surface of aluminum alloy tube in Plasma focus device]. *Perspektivnye materialy — Advanced materials* (in Rus), 2006, no.4, pp. 43 – 52.
24. Duderstadt J. J., Moses A. G. *Inertsialny termoyaderniy sintez* [Inertial Confinement Fusion]. Moscow, Energoatomizdat Publisher, 1984, 301 p. <https://lasers.lnl.gov/>
25. Pimenov V.N., Maslyaev S.A., Dyomina E.V., Kovtun A.V. et al. Vzaimodeystviye moshnykh impulsnykh potokov energii s poverkhnost'yu volframa v ustanovke Plazmenny focus [Interaction of power pulsed energy streams with the tungsten surface in plasma focus device]. *Fizika i khimiya obrabotki materialov — Physics and chemistry of material treatment* (in Russ), 2008, no. 3, pp. 5 – 14.
26. Garkusha I.E., Landman I., Linke J., Makhlay V.A., Medvedev A.V., Malykhin S.V., Peschanyi S., Pintsuk G., Pugachev A.T., Tereshin V.I. Performance of deformed tungsten under ELM-like plasma exposures in QSPA Kh-50. *Journal of Nuclear Materials*, 2011, vol. 415, pp. S65 – S69.
27. Budaev V.P., Martynenko Yu.V., Karpov A.V., Belova N.E., Zhiltukhin A.M., Klimov N.S., et al. Tungsten recrystallisation and cracking under ITER-relevant heat. *PAST, Ser.: Nuclear fusion*, 2013, vol. 36, iss. 3, pp. 53 – 60; http://vant.iterru.ru/vant_2013_3/3.pdf.
28. Barmina E.V., Stratakis E., Fotakis K., Shafeev G.A., Generatsiya nanostruktur pri lazernoy ablyatsii metallov v zhidkostyakh: novye rezultaty [Generation of nanostructures under laser ablation of the metals in liquids: New results]. *Kvantovaya elektronika — Quantum electronics* (in Rus), 2010, vol. 40, no. 11, pp. 1012 – 1020.
29. Pyachin S.A., Pugachevsky M.A. *Novye tekhnologii polucheniya funktsionalnykh materialov. Lazernaya ablyatsiya. Elektroiskrovoye vozdeystviye* [New technologies for fabrication of functional nanomaterials. Laser ablation. Electrosark effect]. Khabarovsk, TOGU Publ., 2013, 38 p. (InRus).

Статья поступила в редакцию 1.06.2015 г.

Морозов Евгений Вадимович — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (119991, ГСП-1, Москва, Ленинский проспект, д. 49), младший научный сотрудник, аспирант Московского Государственного индустриального университета, специалист в области наноматериалов. E-mail: lieutenant@list.ru.

Масляев Сергей Алексеевич — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (119991, ГСП-1, Москва, Ленинский проспект, д. 49), старший научный сотрудник, кандидат физико-математических наук, специалист в области радиационного и космического материаловедения. E-mail: maslyaev@mail.ru.

Пименов Валерий Николаевич — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (119991, ГСП-1, Москва, Ленинский проспект, д. 49), заведующий лабораторией, доктор физико-математических наук, специалист в области радиационного и космического материаловедения. E-mail: pimval@mail.ru.

Грибков Владимир Алексеевич — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (119991, ГСП-1, Москва, Ленинский проспект, д. 49), Институт физики плазмы и лазерного микросинтеза (01-497 Варшава, ул.Геры 23, Польша), ведущий научный сотрудник, профессор, доктор физико-математических наук, специалист в области экспериментальной физики плотной плазмы. E-mail: gribkovv@rambler.ru.

Демина Елена Викторовна — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (119991, ГСП-1, Москва, Ленинский проспект, д. 49), ведущий научный сотрудник, кандидат технических наук, специалист в области радиационного и космического материаловедения. E-mail: elenadyom@mail.ru

Сасиновская Ирина Порфирьевна — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (119991, ГСП-1, Москва, Ленинский проспект, д. 49), научный сотрудник, специалист в области материаловедения и металлографии. E-mail: porfirievna@mail.ru.

Сиротинкин Владимир Петрович — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (119991, ГСП-1, Москва, Ленинский проспект, д. 49), старший научный сотрудник, кандидат химических наук, специалист в области кристаллографии и неорганической химии

Бондаренко Геннадий Германович — Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования “Национальный исследовательский университет “Высшая школа экономики” (НИУ ВШЭ, 101000 Москва, ул. Мясницкая, д. 20), профессор, заведующий лабораторией, доктор физико-математических наук, Специалист в области физики конденсированного состояния, радиационной физики твердого тела. E-mail: gbondarenko@hse.ru

Гайдар Анна Ивановна — Федеральное государственное бюджетное научное учреждение “Научно-исследовательский институт перспективных материалов и технологий” (НИИ ПМТ, 115054 Москва, ул. Малая Пионерская, д. 12), старший научный сотрудник, кандидат физико-математических наук, специалист в области структурного анализа материалов. E-mail: niipmt@mail.ru.

The evolution of the tungsten surface state under exposure of extreme energy flows in a Plasma focus devices

**E. V. Morozov, S. A. Maslyaev, V. N. Pimenov, V. A. Gribkov, E. V. Demina,
I. P. Sasinovskaya, V. P. Sirotinkin, G. G. Bondarenko, A. I. Gaidar**

The results of irradiation of tungsten, prepared with the use of double forging for the reactor ITER, with pulsed flow of deuterium ions and high temperature deuterium plasma in three Plasma Focus devices have been presented. Irradiation was carried out in Bora, PF-1000 and PF-6 devices under power density of deuterium plasma flux on the target $q = 10^8 - 10^{10}$ W/cm² and pulse duration $\tau \approx 100$ nanoseconds; power density of fast deuterons beam (~ 100 keV) $q = 10^{11} - 10^{12}$ W/cm² with a pulse duration $\tau \approx 10 - 50$ ns. Damage properties and the erosion of the tungsten surface, elemental composition and structural state of the surface layer after extreme energy effects in the comparable exposure conditions have been investigated. The results are discussed in terms of the intended application of tungsten in thermonuclear fusion devices.

Key words: pulsed deuterium ion beam, high temperature plasma, plasma focus, tungsten erosion, tungsten damage, thermonuclear fusion devices.

Morozov Evgeniy Vadimovich — A.A.Baikov Institute of Metallurgy and Material Science RAS (49 Leninskii Prospect, Moscow 119991, Russia), junior research worker. E-mail: lieutenant@list.ru

Maslyaev Sergey Alekseevich — A.A.Baikov Institute of Metallurgy and Material Science RAS (49 Leninskii Prospect, Moscow 119991, Russia), PhD, senior research worker. E-mail: maslyaev@mail.ru.

Pimenov Valeriy Nikolaevich — A.A.Baikov Institute of Metallurgy and Material Science RAS (49 Leninskii Prospect, Moscow 119991, Russia), DrSci (Phys.Math.), head of laboratory. E-mail: pimval@mail.ru.

Gribkov Vladimir Alekseevich — A.A.Baikov Institute of Metallurgy and Material Science RAS (49 Leninskii Prospect, Moscow 119991, Russia), Institute of Plasma Physics and Laser Microfusion (23 Hery Str., 01-497 Warsaw, Poland), DrSci (Phys.Math.), leading research worker, professor. E-mail: gribkovv@rambler.ru.

Demina Elena Viktorovna — A.A.Baikov Institute of Metallurgy and Material Science RAS (49 Leninskii Prospect, Moscow 119991, Russia), PhD, leading research worker. E-mail: elenadyom@mail.ru

Sasinovskaya Irina Porfirievna — A.A.Baikov Institute of Metallurgy and Material Science RAS (49 Leninskii Prospect, Moscow 119991, Russia), research worker. E-mail: porfirievna@mail.ru.

Sirotinkin Vladimir Petrovich — A.A.Baikov Institute of Metallurgy and Material Science RAS (49 Leninskii Prospect, Moscow 119991, Russia), PhD, senior research worker. E-mail: sir@imet.ac.ru

Bondarenko Gennady Germanovich — National Research University Higher School of Economics (HSE) (20 Myasnitskaya Str., Moscow 101000, Russia), DrSci (Phys.Math.), professor, head of laboratory. E-mail: gbondarenko@hse.ru.

Gaidar Anna Ivanovna — Research Institute of Advanced Materials and Technology (SRI PMT 115054 Moscow, 12 Little Pioneer Str.), PhD, senior research worker. E-mail: niipmt@mail.ru