УДК 621.039.633:533.15:546.78-19

НАКОПЛЕНИЕ ВОДОРОДА В РАЗРАБОТАННЫХ ДЛЯ ТЕРМОЯДЕРНЫХ УСТАНОВОК СПЛАВАХ ВОЛЬФРАМА (Обзор)

А.В. Голубева, Д.И. Черкез

НИИ «Курчатовский институт», Москва, Россия

Данный обзор посвящён влиянию легирования различными элементами на накопление в вольфраме. Вольфрам — один из наиболее перспективных обращённых к плазме материалов (ОПМ), обладающий тем не менее рядом недостатков. Для повышения пригодности вольфрама в качестве ОПМ предлагают легировать вольфрам различными добавками. К настоящему времени в рамках термоядерных разработок создано достаточно большое количество сплавов вольфрама. Легирование может изменить накопление водорода в вольфраме, и это должно быть тщательно учтено при выборе материалов для использования в термоядерных установках.

Ключевые слова: вольфрам, легирование, сплавы вольфрама, водород, накопление, захват, термоядерная установка.

HYDROGEN RETENTION IN DOPED TUNGSTEN MATERIALS DEVELOPED FOR FUSION (Review)

A.V. Golubeva, D.I. Cherkez

NRC «Kurchatov Institute», Moscow, Russia

Tungsten is one of the most promising plasma-facing materials (PFM), which nevertheless has a number of disadvantages. To improve the suitability of tungsten as PFM tungsten doping with various elements is proposed. Till now many tungsten alloys have been created within the framework of fusion R&D. Doping can change the hydrogen retention in tungsten which should be carefully taken into account selecting material for use in fusion devices. This review is devoted to the influence of tungsten alloying with various elements on the hydrogen accumulation in it.

Key words: tungsten, doping, tungsten alloys, hydrogen, accumulation, retention, fusion installation.

DOI: 10.21517/0202-3822-2018-41-4-26-37

ВВЕДЕНИЕ

Проблему выбора обращённых к плазме материалов (ОПМ) термоядерных установок (ТЯУ) нельзя назвать решённой. В качестве таких материалов в настоящее время рассматривают вольфрам, углерод, бериллий, а также жидкий литий. Список потенциальных ОПМ чрезвычайно узкий. Очевидно, что все они обладают уникальными свойствами, позволяющими использовать их в условиях высоких потоков энергии и плазмы в ТЯУ. Однако все эти материалы также обладают существенными недостатками, которые не позволяют поставить точку в дискуссии о выборе ОПМ ТЯУ.

Вольфрам — низкоактивируемый в спектре термоядерных нейтронов материал с высоким порогом распыления. Несомненные достоинства вольфрама — тугоплавкость, большая плотность, высокая теплопроводность — в 2,5 раз выше, чем у железа. В сравнении с углеродом и бериллием вольфрам захватывает меньшее количество изотопов водорода [1].

Недостатком вольфрама является высокая температура перехода из хрупкого в пластичное состояние (DBTT), которая составляет 125—700 °С. Относительно низкие цифры 125—500 °С DBTT чистого вольфрама при этом достигаются различными процедурами термомеханической обработки — сочетанием нагрева и деформации [2]. Но при комнатной температуре этот материал хрупок и тяжело обрабатывается. Проблему также будет представлять радиационное охрупчивание этого материала. Также проблемой является окисление горячих вольфрамовых поверхностей в случае потери водяного охлаждения.

Легирование вольфрама способно решить многие проблемы, например, расширить температурное окно применимости вольфрама, улучшить прочность и микротвёрдость, повысить устойчивость к окислению или улучшить его свариваемость, однако пока не выявлен способ легирования, который решил бы их все одновременно.

Кроме того, легирование создаёт дополнительные проблемы. Во-первых, легирование осуществляется обычно путём спекания перемешанных порошков вольфрама и легирующих добавок. В получаемом сплаве обычно присутствуют полости, ухудшающие свойства материала, а также приводящие к росту

накопления водорода в материале. Уплотнение сплавов в этой связи становится отдельной задачей, которую также пытаются решить путём легирования — введения в сплав дополнительных компонентов. Во-вторых, легирование вольфрама большинством добавок снижает теплопроводность вольфрама. В таком случае легированный вольфрам можно будет применять для облицовки первой стенки, а в диверторе — не в самых энергонапряжённых областях. Есть идея повысить теплопроводность вольфрама путём его легирования медью [3]. Поскольку медь и вольфрам не взаиморастворимы, речь идёт о псевдосплаве, представляющем собой вкрапления меди в вольфрам.

Легирование, в частности, Mo [4], Ta, Re, V, La и Cr, предлагается использовать для придания вольфраму большей пластичности. Рений, кроме того, в любом случае будет образовываться в вольфраме в результате трансмутации вольфрама при облучении термоядерными нейтронами. С целью увеличения пластичности предлагают и двухкомпонентное легирование, например, легирование TiC, TaC [5]. С той же целью пробуют ввести в матрицу W оксидные наночастицы [6—8].

С целью уплотнения структуры легированного вольфрама и увеличения его микротвёрдости предлагается его легирование Nb [9]. Добавление оксидов редкоземельных элементов, таких как La_2O_3 и Y_2O_3 , может подавить рост зёрен и уменьшить размер зерна. Дисперсионное упрочнение оксидами (ODS, oxides dispersion strengthened) стабилизирует структуру вольфрама при высоких температурах и повышает его прочность [7], а также устойчивость при облучении плазмой. Добавление Y_2O_3 оказывает бóльший эффект на уплотнение, уменьшение размера зёрен и упрочнение ODS—W, чем La_2O_3 и HfO_2 [10, 11]. По своим кристаллической структуре и физическим свойствам Lu_2O_3 похож на Y_2O_3 , поэтому предполагают и легирование оксидом лютеция [12]. Однако пластичность этих материалов ODS—W по-прежнему невелика, и зёрна дисперсных окисей легко укрупняются при высокотемпературном спекании [13, 14]. Кроме того, теплопроводность ODS—W ниже, чем чистого вольфрама [15], что довольно критично при применении в термоядерных реакторах (ТЯР).

По сравнению с La_2O_3 и Y_2O_3 карбид тантала TaC с относительно более высокой температурой плавления (3880 °C) и хорошей термостойкостью может повысить эрозионную стойкость сплавов W [16]. Эти свойства тантала было бы неплохо использовать для упрочнения вольфрама. Авторы работы [17] создали сплав W—0,5%Ta—0,01%C с содержанием тантала и углерода 0,5 и 0,01 вес. %. Наноразмерные частицы карбида тантала улучшили пластичность вольфрамового материала. До температуры 1600 К показана хорошая термостабильность сплава.

Для применения в ТЯУ разрабатывают и более сложные сплавы вольфрама, например, сплав W—2%Mo—0,1%Ti—0,1%Y благодаря введению небольших добавок титана и иттрия [18] продемонстрировал лучшую устойчивость к растрескиванию под действием переменных тепловых нагрузок за счёт повышения микротвёрдости и без заметного снижения теплопроводности. При этом добавление иттрия значительно более эффективно для подавления пластических деформаций.

Сплавы W—Ni—Mo—Ti—(0, 1, 2% вес.) Y_2O_3 [19] были предложены для комплексного улучшения свойств вольфрама. Авторы считают, что продвинулись на пути оптимизации сплава, получив улучшение пластичности при снижении прочности и повышении стойкости к высокотемпературному окислению.

В существующих токамаках, в том числе в строящемся реакторе ИТЭР, первая стенка обычно охлаждается водой. В случае аварийной ситуации при прорыве воды из охлаждающего контура в камеру она будет попадать на вольфрамовую облицовку первой стенки. Особенно интенсивно вольфрам окисляется при температуре ≥ 573 К [20], причём скорость окисления возрастает с ростом температуры. В результате окисления вольфрамовая облицовка будет разрушаться и загрязнять камеру. Чтобы избежать такого развития событий, разрабатывают сплавы вольфрама, устойчивые к окислению, — бинарные сплавы W—Cr и W—Ti и тройные сплавы W—C—Ti, W—Si—Cr, W—Cr—Y.

Согласно обзору [21] бинарные сплавы с добавлением Cr или Si при окислении покрываются защитными плёнками, подавляющими диффузию кислорода вглубь и таким образом предотвращающими дальнейшее окисление. Однако между вольфрамом и кремнием формируется хрупкая мезофаза, так что применение легирования кремнием требует решения этой проблемы. Что касается W—Cr, наибольшая устойчивость к окислению достигается при соотношении количества атомов вольфрама и хрома в сплаве 1:1. Чтобы улучшить свойства сплава, исследователи предлагают добавить в него титан, кремний или иттрий, создав тройной сплав. Добавление кремния в систему W—Cr улучшает сопротивляемость сплава окислению, однако проблема ох-

рупчивания, связанная с присутствием кремния, остаётся нерешённой. Титан легко окисляется и формирует устойчивые окислы. Сплав W—Cr—Ti более устойчив к окислению, чем сплав W—Cr. Небольшая добавка активного элемента, например Y, может существенно улучшить свойства сплава [22].

Для обеспечения радиационной безопасности термоядерных установок необходимо минимизировать накопление радиоактивного трития в материалах их конструкций. Поэтому, рассматривая пригодность любого вольфрамового сплава для применения в ТЯУ, необходимо знать, влияет ли легирование на захват, и если да, то как именно.

В первую очередь усилия разработчиков и исследователей сфокусированы на устойчивости к разрушению и стабильности механических свойств материалов при облучении плотными потоками энергии и плазмы, характерными для термоядерных установок. Лишь во вторую очередь изучается влияние различных легирующих добавок на накопление водорода в легированном вольфраме. Поэтому накопление изотопов в ряде сплавов вольфрама, которые предлагается использовать в ТЯУ, пока не изучено. В следующем разделе приведена доступная из литературных данных информация о накоплении изотопов водорода в сплавах вольфрама.

ОСОБЕННОСТИ НАКОПЛЕНИЯ ВОДОРОДА В ВОЛЬФРАМЕ

Существуют три изотопа водорода: водород ^1H (протий), дейтерий (^2H , D) и тритий (^3H , T). Водород ^1H присутствует повсеместно в материалах и узлах и в остаточном вакууме любой вакуумной установки. Водород, внедрённый в материал при плазменном облучении, невозможно было бы отличить от водорода, попавшего туда из других источников. Тритий же радиоактивен и дорог. Поэтому, исследуя взаимодействие водорода с материалами, в том числе с вольфрамом, подавляющее большинство экспериментаторов используют дейтерий, предполагая, что изотопный эффект незначителен.

Накопление водорода в вольфраме обладает рядом специфических черт:

- водород практически не растворяется в вольфраме. Растворимость водорода в вольфраме существенно меньше, чем в сталях, и, тем более, геттерах водорода (ниобий, ванадий и т.п.);

- в вольфраме водород захватывается практически любыми дефектами структуры (френкелевские пары, атомы примесей, дислокации, хемосорбция на поверхностях полостей, газ в полостях) [23];

- с ростом температуры количество удерживаемого водорода уменьшается [23]. Однако, если структура вольфрама заметно меняется в ходе экспериментов, температурная зависимость может быть более сложной. Например, в [24] при высокодозном облучении низкоэнергетичными ионами дейтериевой плазмы, сопровождавшемся образованием блистеров, максимум накопления приходился на облучение при температуре 500 K;

- захват водорода в вольфрам может существенно различаться для материалов одинакового состава, но разной структуры [25, 26];

- при облучении ионами или плазмой даже при комнатной температуре внедрённый водород диффундирует далеко за пределы зоны облучения [27, 28];

- при ионном и плазменном облучении концентрация водорода в приповерхностном слое может на порядки превосходить концентрацию в объёме [29];

- при ряде условий при облучении вольфрама изотопами водорода наблюдается блистеринг [30, 31] — вспучиваются крышки наполненных газообразным водородом полостей (блистеров). С ростом дозы облучения крышки блистеров могут взрываться и удаляться [32]. С дальнейшим ростом дозы облучения под поверхность вновь образуются блистеры. Формирование блистеров возможно, даже если энергия ионов меньше необходимой для создания дефектов [32—35];

- предварительное облучение вольфрама гелием с характерной для термоядерных установок энергией приводит к значительному увеличению накопления дейтерия [36];

- в модельных описаниях обычно используют два-три типа ловушек и пытаются связать их с некими дефектами кристаллической структуры (единичные вакансии, несколько атомов водорода в одной вакансии, вакансионные кластеры, газонаполненные пузырьки, дислокационные петли, хемосорбция на стенках полостей, атомы примесей) или просто делят ловушки на «присущие материалу» и «созданные в результате повреждений». Характерная энергия выхода водорода из ловушек в чистом вольфраме не превышает 2,1 эВ [23, 37—39]. Примесь может создавать более глубокие ловушки водорода в вольфраме [40];

— поскольку захват водорода в вольфраме определяется дефектами кристаллической структуры материала, накопление водорода в вольфраме зависит от технологии его производства, вплоть до мелких нюансов, способа подготовки и индивидуальной истории конкретного образца. Поэтому захват в вольфрамовых материалах, произведённых одним способом (например, горячей прокатки), но разными изготовителями, может заметно отличаться. Различие ещё больше, если сравнивать разные технологии производства вольфрама. Например, накопление дейтерия в поликристаллическом вольфраме в 4—5 раз ниже, чем в плазменно-напылённом вольфраме [41].

Накопление водорода в вольфраме интенсивно исследуется рядом научных групп из России, стран Европы, США, Китая, Японии, Канады в течение десятилетий. Тем не менее в этой области остаются спорные вопросы. Накопление водорода в многочисленных вольфрамовых материалах гораздо менее изучено, чем его накопление в поликристаллическом вольфраме высокой чистоты.

НАКОПЛЕНИЕ ВОДОРОДА В СПЛАВАХ ВОЛЬФРАМА

Накопление водорода в W—Re. В работе [42] исследовалось накопление дейтерия при облучении ионами D энергией 200 эВ в поликристаллическом вольфраме, трёх сплавах W—Re(1, 5, 10%Re) производства Plansee AG и сплаве W—25%Re производства АО «Гиредмет». Сплавы с содержанием рения до 24—25% являются раствором при нормальных условиях [43]. Поскольку атомы Re и W имеют близкие массу и радиус, кристаллическая решётка таких сплавов, как и у вольфрама, кубическая, объёмно-центрированная с параметром решётки, близким к таковому у вольфрама [44]. В сплаве W—25%Re, кроме раствора, может присутствовать σ -фаза, однако при содержании рения 25%Re её вкрапления незначительны или отсутствуют [45, 46]. В отличие от поликристаллического вольфрама все исследованные сплавы W—Re были пористыми материалами. Пористость сплавов Plansee AG составляла ~3—4% от объёма, размер зерна и характерный размер пор не зависят от процентного содержания рения. Пористость сплава АО «Гиредмет» составляла менее 1%.

В термодисперсионных спектрах (ТДС) всех четырёх изученных сплавов W—Re наблюдался дополнительный высокотемпературный пик, отсутствующий в ТДС W. Данный пик обусловлен захватом дейтерия в микрополостях в сплавах W—Re, вероятнее всего, в хемосорбированном состоянии. Энергия активации десорбции из соответствующего состояния была оценена как $2,3 \pm 0,2$ эВ. В случае, если легированный рением вольфрам имеет пористую структуру, накопление в нём может быть существенно выше, чем в поликристаллическом вольфраме. Например, при дозе облучения 10^{22} D/м² захват дейтерия в сплавы W—Re Plansee AG был на порядок больше, чем в поликристаллический вольфрам.

Основной вывод работы [42] — примесь рения не создаёт дополнительных ловушек в вольфраме. Таким образом, наработка рения в результате трансмутации вольфрама не приведёт к росту накопления трития.

Работа [47] посвящена накоплению дейтерия в W и W—Re, предварительно облучённых высокоэнергетичными ионами Fe и W, что является стандартной процедурой для симуляции повреждений термоядерными нейтронами. Образцы W и W—5%Re были облучены ионами Fe энергией 6,4 МэВ при 523—1273 К, после чего выдерживались в газообразном дейтерии при 673 К. Как видно на рис. 1 из [47], при температуре образца во время повреждения 523 К накопление в W—Re не отличалось от накопления в W. После предварительного облучения ионами железа при $T \geq 1073$ К накопление дейтерия в сплаве W—5%Re оказалось на 1,5—2 порядка величины меньше, чем в W.

Другая группа образцов была облучена ионами железа энергией 20 МэВ, после чего образцы экспонировались в газообразном дейтерии

Рис. 1. Зависимость концентрации дейтерия в зоне максимального повреждения от температуры, при которой вольфрам облучался ионами железа: $\blacktriangle$ — W; $\bullet$ — W—5%Re [47], облучение ионами Fe при 523 К и последующий прогрев при 1073 К, 1 ч: ∇ — W; $\blacksquare$ — W—5%Re

при 443—743 К. В этих экспериментах разница в накоплении дейтерия в W и W—Re была незначительна. Авторы публикации сочли, что в некоторых условиях примесь рения подавляет формирование дефектов вакансионного типа (моновакансий и вакансионных кластеров) при облучении ионами высокой энергии.

На основании рассмотренных публикаций можно заключить, что легирование рением допустимо в ТЯУ при условии, что пористость сплава будет минимизирована. Если окажется, что в условиях ТЯР примесь рения также будет подавлять образование дефектов в вольфраме под действием нейтронного облучения, легирование рением может стать очень востребованным.

Накопление водорода в W—Ta. В работе [48] было проведено сравнительное исследование накопления дейтерия при ионном облучении в вольфраме и сплавах W—Ta производства Plansee с 1 и 5% содержания тантала. Все образцы были отполированы и отожжены в вакууме при температуре 1200 К. Распределение тантала по объёму сплавов W—Ta было однородным. Размер зерна сплавов W—Ta был ≤ 1 мкм (меньше, чем у вольфрама), разброс по размеру зёрен менее выражен, чем у вольфрама.

Образцы были облучены ионами дейтерия энергией 1 кэВ/D, плотность потока ионов составляла 10^{-19} D/(м²·с) в диапазоне дозы облучения $2 \cdot 10^{23}$ — $1,2 \cdot 10^{24}$ D/м². В результате облучения образцы нагревались до приблизительно 330 К.

Накопление дейтерия в образцах было исследовано методами ядерных реакций (МЯР) и термодесорбции. Профиль распределения дейтерия по глубине сплавов W—Ta более пологий, и, начиная с глубины 2 мкм, концентрация дейтерия в сплавах W—Ta на порядок и более превышает концентрацию дейтерия в вольфраме на той же глубине.

ТДС регистрировались при линейном нагреве со скоростью 1 К/с до температуры 1200 К. Как видно на рис. 2 из [48], ТДС сплавов W—Ta отличаются от ТДС вольфрама. Высокоэнергетический пик, в ТДС вольфрама, приходящийся на 550 К, в ТДС сплавов W—Ta смещён на 100° в область более высоких температур.

Зависимости интегрального накопления в исследованных образцах от дозы облучения представлены на рис. 3 из [48]. Оба сплава W—Ta захватывают заметно большее количество дейтерия, нежели чистый вольфрам, причём при наибольшей дозе облучения разница наиболее выражена — на порядок величины.

Рис. 2. ТДС чистого W (□), W—1%Ta (Δ), W—5%Ta (○), облучённых дозой $2 \cdot 10^{23}$ D/м² [48]

Рис. 3. Зависимость количества D, захваченного в чистом W (□), W—1%Ta (Δ), W—5%Ta (○), W—1%Ta NRA (■), от дозы облучения ионами дейтерия [48]

На основании моделирования было высказано предположение, что в сплаве W—Ta присутствуют ловушки тех же типов, что и в W, однако добавка Ta повышает концентрацию внутренних дефектов. Основной вывод работы [48] следующий: высокий захват дейтерия в сочетании с тем фактом, что легирование танталом не улучшило пластичность вольфрама [49, 50], делает сплавы W—Ta непривлекательными для использования в термоядерных установках.

В работе [51] было исследовано накопление водорода в сплавах W—1%Ta и W—5%Ta производства Plansee, т.е. в тех же материалах, что и в работе [48]. Образцы облучались дейтериевой плазмой. Энергия ионов была 60 эВ, поток ионов составлял 10^{20} — 10^{21} D/(м²·с), температура поверхности образца была выше 350 °С, т.е. условия облучения были близки к условиям, которые ожидаются в реакторе

ИТЭР. Образцы были облучены до дозы порядка $3 \cdot 10^{25} \text{ D/m}^2$. Накопление было также исследовано методом ТДС. Скорость нагрева составляла $0,5 \text{ K/s}$, максимальная температура $1100 \text{ }^\circ\text{C}$. ТДС регистрировались через 7—11 дней после облучения. Полученные ТДС показаны на рис. 4. По виду они разительно отличаются от ТДС, опубликованных в [48].

Поскольку зарегистрированные пики не описываются гауссом, каждый из них описывается суперпозицией нескольких, а именно трёх гауссовых пиков. Для W—1%Ta максимумы этих пиков приходятся на $541, 590$ и $720 \text{ }^\circ\text{C}$, для W—5%Ta — на $541, 625$ и $723 \text{ }^\circ\text{C}$. Наиболее высокотемпературный пик авторы связали с примесью тантала, поскольку амплитуда этого пика в ТДС W—1%Ta была в 5 раз меньше, чем в ТДС W—5%Ta. Остальные два пика относятся к дефектам, присутствующим и в чистом вольфраме. Интегральный захват в W—1%Ta и W—5%Ta был близок и при дозе облучения $3 \cdot 10^{25} \text{ D/(m}^2 \cdot \text{с)}$ составил $1,6$ и $1,8 \cdot 10^{21} \text{ D/m}^2$ соответственно. В сравнении с литературными данными захват в сплавы W—Ta оказался ниже, чем в чистый вольфрам при схожих условиях.

Таким образом, две статьи, посвящённые захвату дейтерия в идентичные материалы W—Ta, полностью противоречат друг другу по всем основным моментам: форме ТДС, выводу относительно того, снижает или увеличивает примесь Ta захват дейтерия в вольфраме, объяснениям природы ловушек водорода в W—Ta.

Различия в результатах двух исследований отчасти связаны с разной постановкой экспериментов. Авторы работы [48] проводили облучение при энергии выше пороговой для создания дефектов в вольфраме, авторы работы [51] — при энергии ниже пороговой и при условиях, более близких к условиям в реакторе ИТЭР.

Сравнение этих двух публикаций наглядно демонстрирует, что наличие нескольких публикаций о накоплении водорода в одном и том же вольфрамовом материале зачастую не позволяет сделать однозначные выводы о влиянии легирующего компонента на накопление.

Для многих вольфрамовых сплавов накопление водорода пока не исследовано, или же этому вопросу посвящена единственная публикация.

Накопление водорода в W—Nb. В работе [9], помимо влияния легирования ниобием на свойства вольфрама, был также рассмотрен вопрос накопления дейтерия в легированных материалах. Сплавы W—(0, 5, 10, 15, 20% вес.)Nb были произведены путём механического сплавления и спекания в плазме дугового разряда порошков W и Nb. Образцы диаметром 5 мм и толщиной 0,1 мм были облучены ионами D^{2+} энергией 5 кэВ при комнатной температуре до дозы 10^{21} ион/м^2 . ТДС показаны на рис. 5. Следует отметить, что доза облучения достаточно мала в сравнении с характерными дозами, используемыми в лабораторных установках для моделирования накопления в материалах ТЯР. При содержании Nb 15 и 20% вес. в ТДС присутствуют высокотемпературные пики, которые не наблюдаются при более низких концентрациях ниобия. Эти пики авторы связывают с границами раздела W—Nb. Тем не менее очевид-

Рис. 4. Термодесорбционные спектры W—1%Ta и W—5%Ta [51]: — образец 3 (1%Ta); — образец 2 (5%Ta)

Рис. 5. Влияние добавок Nb на накопление в W—Nb, данные [9], 5 кэВ D^{2+} , поток $1 \cdot 10^{21} \text{ D/m}^2$: — W; — W—5%Nb; — W—10%Nb; — W—15%Nb; — W—20%Nb

но, что даже 5%-ная добавка ниобия в несколько раз увеличивает накопление дейтерия в вольфраме. Это не удивительно, поскольку чистый ниобий способен растворять гигантское количество водорода — до двух атомов водорода на один атом кристаллической решётки. Легирование ниобием в высоких концентрациях в этой связи не производит впечатление хорошей идеи.

Накопление водорода в W—TiC и W—TaC. Согласно [52—54] накопление дейтерия в W—TiC и W—TaC выше, чем в поликристаллическом вольфраме в широком диапазоне условий.

Рис. 6. Термодесорбционные спектры W, W—TiC, W—TaC после облучения дейтериевой плазмой энергией 50 эВ/Д до дозы $1 \cdot 10^{26}$ D/m² при температуре 573 К (рис. из [54]): ■ — чистый W; ★ — W—TiC; ▲ — W—TaC

ванном вольфраме может быть объяснено тем, что зёрна кристаллитов в исследованных W—TiC и W—TaC меньше, а суммарная площадь границ зёрен больше, чем в поликристаллическом вольфраме. ТДС W—TiC содержит дополнительный пик в области высоких температур, которого нет в ТДС W и W—TaC. Температура декомпозиции TiH₂ составляет 900—1000 К, что близко к локализации дополнительного пика в ТДС W—TiC. Поэтому вероятной причиной этого пика авторы считают высвобождение дейтерия и связанного с титаном состояния.

В другом эксперименте производилось облучение пучком ионов дейтерия энергией 1 кэВ при температуре в диапазоне 473—873 К. Захват дейтерия в материалы исследовался методами ядерных реакций и ТДС. В диапазоне температуры до 550—700 К W—TiC и W—TaC захватывают близкие количества дейтерия, и существенно большие, чем поликристаллический W. С ростом температуры при $T > 700$ К захват в W—TaC спадает гораздо быстрее, и при 773 К W—TiC захватывает в 6 раз больше дейтерия, чем W—TaC.

Исследованию накопления в тех же материалах того же производителя при более высокой температуре посвящена работа [55]. Часть образцов W—1,1%TiC и W—3,3%TaC была экспонирована в газообразном дейтерии при давлении 1 атм. и температуре 800—963 К. Другая часть образцов была облучена ионами дейтерия энергией 38 эВ/Д при температуре 800 К до доз $6 \cdot 10^{24}$ — $1,8 \cdot 10^{25}$ D/m². Накопление дейтерия было исследовано методами МЯР и ТДС. Во всех случаях концентрация накопления дейтерия в объёме и интегральное накопление в W—TaC были несколько ниже, чем накопление в чистом вольфраме. Что же касается W—TiC, после экспозиции в газообразном дейтерии концентрация дейтерия в объёме этого материала была на порядок выше, чем в вольфраме, а после облучения низкоэнергетичной дейтериевой плазмой — в 5—6 раз выше, чем в W. Было сделано заключение, что при высокой температуре захват на включениях TiC становится существенным. С ростом температуры в диапазоне 800—963 К наблюдается рост высокотемпературного пика. Интегральный захват также растёт. Однако при высокодозном облучении дейтерием энергией 40 эВ/Д до более высокой дозы $1 \cdot 10^{27}$ D/m² при температуре 800 К оказалось, что и W—TiC, и W—TaC захватывают на порядок большее количество дейтерия, чем чистый вольфрам [56].

Накопление водорода в ODS—W—La₂O₃. Ещё в конце прошлого века Хаасом и др. [27] было исследовано накопление дейтерия в W—La₂O₃ с содержанием оксида лантана 1% вес. Исследовались

В работе [54] сравнивалось накопление водорода в поликристаллический W производства ALMT Corp. (Япония) и закалённые мелкозернистые рекристаллизованные (toughened, fine-grained recrystallize) W—1,1%TiC и W—3,3%TaC, изготовленные в Университете Токоху. Размер зёрен кристаллитов поликристаллического W составлял 5 мкм, карбидов — 1 мкм. Было поставлено два эксперимента. В одном образцы облучались дейтериевой плазмой энергией 50 эВ/Д до дозы 10^{26} D/m² при температуре около 573 К. Термодесорбционные спектры из работы [54] показаны на рис. 6.

W—TiC и W—TaC захватывали соответственно в 6 и 8 раз большее количество дейтерия, чем поликристаллический вольфрам. Авторы считают, что повышенное накопление в легиро-

фольга W толщиной 25 мкм и фольга W—1%La₂O₃ толщиной 100 мкм. Фольги были произведены различными компаниями. Все образцы предварительно отжигались в вакууме при 1473 К в течение 1 ч. При облучении дейтерием энергией 500 эВ/D при двух выделенных значениях температуры 300 и 500 К в диапазоне дозы облучения 10²¹—10²⁴ D/м² W—La₂O₃ и W захватывали приблизительно одинаковое количество дейтерия и зависимости накопления от дозы облучения были одинаковы. Однако следует учитывать, что свойства тонких фольг и более толстой вольфрамовой облицовки могут существенно различаться, в том числе в отношении накопления водорода, поскольку структуры материалов различаются.

В [57] образцы W и W—1%La₂O₃ были облучены смесью ионов дейтерия и трития энергией 100 эВ в течение 1 ч, поток составлял 8,7·10²¹ (D + T)/м². При температуре во время облучения ≤600 К W и W—1%La₂O₃ захватывают примерно одинаковые количества изотопов водорода, а при температуре 700—800 К захват в W—1%La₂O₃ приблизительно втрое выше, чем в вольфрам.

Накопление водорода в ODS—W—Y₂O₃. В работе [58] сравнивалось накопление дейтерия в чистом W и четырёх W—Y₂O₃ с одинаковым содержанием Y₂O₃, но разной микроструктурой вследствие различных процедур изготовления и пробоподготовки. Образцы облучались ионами дейтерия энергией 38 эВ/D при температуре 370, 450 и 570 К до дозы 6·10²⁴ и 7,5·10²⁵ D/м². Накопление дейтерия анализировалось методами ТДС и МЯР.

Во всех случаях накопление в W—Y₂O₃ было выше, чем в W, причём разница была относительно мала при 370 К и более выражена с ростом температуры, при которой проводилось облучение дейтерием. В W—Y₂O₃ присутствовали дополнительные внутренние дефекты с высокими энергиями связи. Этими дефектами оказались поры внутри материала. При температуре облучения 570 К 60—70% захвата в прокатанный W—Y₂O₃ приходилось именно на этот высокотемпературный пик. В этих условиях W—Y₂O₃ захватывал в 3,6 раза большее количество дейтерия, чем чистый W.

В работе [59] исследовался захват дейтерия в W—Y₂O₃ с содержанием легирующей добавки 0,5%. Поверхности образцов, перпендикулярные (плоскость А) и параллельные (плоскость В) осиковки, были облучены дейтериевой плазмой с энергией ионов 50 эВ до дозы 2,2·10²⁵—1,3·10²⁶ D/м² при потоке 1,2·10²² D/м² и температуре ~450 К. В плоскости А образовались блистеры размером ≤3 мкм, в плоскости В блистеров не наблюдалось. Захват дейтерия при этом оказался больше в плоскости В, как видно из ТДС на рис. 7, взятом из [59].

Рис. 7. ТДС W—Y₂O₃ после облучения дейтериевой плазмой в идентичных условиях, но в течение разного времени: а — плоскость А; б — плоскость В; — 0,5; — 1; — 2; — 3 ч

В сравнении с плоскостью А при облучении плоскости В рост накопления в W—Y₂O₃ с ростом дозы облучения существенно более быстрый. При этом интегральное накопление было примерно таким же, что и в вольфраме, облучённом при тех же условиях. Авторы предполагают, что из W—Y₂O₃ можно создать ламинированную структуру, чтобы выигрышно использовать положительные черты обеих характерных плоскостей W—Y₂O₃.

На основании двух работ, посвящённых W—Y₂O₃, можно заключить, что легирующая добавка из оксида иттрия приемлема в случае, если сплав не будет пористым.

Рис. 8. ТДС чистого W (○) и W—3Lu₂O₃ (◻), облучённых дейтерием энергией 5 кэВ/D до дозы $1 \cdot 10^{22}$ D⁺/м² при комнатной температуре [15]

ли сначала облучены ионами железа энергией 5 кэВ. После этого проводилось облучение ионами дейтерия энергией 5 кэВ до дозы $5 \cdot 10^{22}$ D/м². Накопление дейтерия в образцах было исследовано методом ТДС. Скорость нагрева составила 1 К/с, максимальная температура 1100 К. При повреждении ионами железа <1 снa интегральное накопление в W—3%Lu₂O₃ меньше, чем в чистом W. Однако при повреждении 1 снa накопление дейтерия в W—Lu₂O₃ больше, чем в вольфраме. Основной вывод статьи — повреждение вольфрама и ODS—W ионами железа происходит по-разному.

Из всего изложенного видно, что информация о влиянии легирования на накопление в вольфраме доступна для весьма ограниченного количества вольфрамовых материалов, для большинства далеко не полна и зачастую противоречива.

ВЫВОДЫ

Для применения в термоядерных установках предлагается использовать различные сплавы вольфрама. В первую очередь исследования этих сплавов сконцентрированы на устойчивости к разрушению и стабильности механических свойств материалов при облучении плотными потоками энергии и плазмы, характерными для термоядерных установок. Лишь во вторую очередь изучается влияние различных легирующих добавок на накопление водорода в легированном вольфраме. Поэтому данных о накоплении водорода в вольфрамовых материалах относительно мало, а для ряда сплавов этот вопрос до сих пор не изучен. В тех случаях, когда исследования накопления водорода в вольфрамовых сплавах проводились, соответствующие данные представлены работами одного-двух коллективов, фрагментарны и часто противоречивы. Поэтому в случае, если по совокупности прочих характеристик какой-либо сплав вольфрама будет признан подходящим для использования в качестве ОПМ ТЯР, будет необходимо проводить дополнительные развёрнутые исследования накопления водорода в этом материале в условиях, максимально приближенных к ожидаемым в термоядерной установке.

Интересное наблюдение сделали авторы [47]: оказалось, что в некоторых условиях примесь рения подавляет формирование дефектов вакансионного типа (моновакансий и вакансионных кластеров) при облучении ионами высокой энергией. Такое легирование будет весьма полезно и востребовано, если оно позволит подавить формирование дефектов под действием нейтронного облучения.

Очень часто легированный вольфрам — пористый материал. Наличие полостей приводит к росту накопления водорода в состояниях с более высокой энергией связи. Для применения в ТЯУ целесообразно искать и выбирать способы легирования, которые позволили бы создать материалы с минимальной возможной пористостью. Эту задачу можно решать в том числе введением дополнительных легирующих добавок.

Накопление водорода в ODS—W и ODS—W—3%Lu₂O₃. В [15] было сравнено накопление дейтерия в W и W—Lu₂O₃ с содержанием оксида лутетия 1, 2 и 3% вес. Образцы диаметром 5 мм и толщиной 0,5 мм были облучены ионами дейтерия энергией 5 кэВ/D при комнатной температуре до дозы $1 \cdot 10^{22}$ D⁺/м². ТДС регистрировались при нагреве до 1073 К со скоростью 1 К/с. ТДС W и ТДС W—3Lu₂O₃ сравниваются на рис. 8 из [15].

Накопление в W—Lu₂O₃ оказалось меньше, чем в чистом вольфраме. Кроме того, если верить приведённым ТДС-спектрам, в W—3%Lu₂O₃ дейтерий захватывают ловушки другой природы, нежели в чистом вольфраме. Несомненно, данный результат требует тщательных дополнительных исследований.

В работе [12] образцы W и W—3%Lu₂O₃ бы-

У каждого из разработанных сплавов вольфрама есть не только достоинства, но и недостатки с точки зрения использования в ТЯР. Поскольку до сооружения коммерческих термоядерных реакторов у человечества десятилетия, попытки улучшить свойства вольфрама для применения в ТЯУ будут продолжаться. Очевидно, что существует множество более сложных, нежели рассмотрено до сих пор, вариантов легирования вольфрама четырьмя, пятью и более компонентами.

Таким образом, тема исследования накопления водорода в сплавах вольфрама останется весьма актуальной в ближайшие десятилетия.

Работа выполнена при частичной поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (идентификатор RFMEFI61317X0084).

REFERENCES

1. Roth J., Tsitron E., Loarer Th., Philips V. et al. Tritium inventory in ITER plasma-facing materials and tritium removal procedures. — *Plasma Physics and Controlled Fusion*, 2008, vol. 50, № 10.
2. Ren C., Fang Z., Koopman M., Butler B. et al. Methods for improving ductility of tungsten — a review. — *Intern. J. of Refractory Metals and Hard Materials*, 2018, vol. 75, pp. 170—183.
3. Qiu W., Pang Y., Xiao Z., Li Z. Preparation of W—Cu alloy with high density and ultrafine grains by mechanical alloying and high pressure sintering. — *Ibid.*, 2016, vol. 61, pp. 91—97.
4. Jiang D., Zhou Q., Xue Li, Wang T. et al. First-principles study the phase stability and mechanical properties of binary W—Mo alloys. — *Fusion Engineering and Design*, 2018, vol. 130, pp. 56—61.
5. Kurishita H., Matsuo S., Arakawa H., Sakamoto T. et al. Current status of nanostructured tungsten-based materials development. — *Physica Scripta*, 2014, vol. T159, p. 014032.
6. Veleva L., Oksiuta Z., Vogt U. et al. Sintering and characterization of W—Y and W—Y₂O₃ materials. — *Fusion Engineering and Design*, 2009, vol. 84, pp. 1920—1924.
7. Battabyal M., Schäublin R., Spätig P. et al. Microstructure and mechanical properties of a W—2 wt.% Y₂O₃ composite produced by sintering and hot forging. — *J. of Nuclear Materials*, 2013, vol. 442, pp. S225—S228.
8. Liu R., Zhou Y., Hao T. et al. Microwave synthesis and properties of fine-grained oxides dispersion strengthened tungsten. — *J. of Nuclear Materials*, 2012, vol. 424, pp. 171—175.
9. Luo L.-M., Chen J.-B., Lin J.-S., Zhan X. et al. Influence of Nb content on the microstructure and deuterium retention of W—Nb alloys. — *Fusion Engineering and Design*, 2018, vol. 129, pp. 120—129.
10. Lin J.-S., Luo L.-M., Xu Q., Zhan X. et al. Microstructure and deuterium retention after ion irradiation of W—Lu₂O₃ composites. — *J. of Nucl. Mater.*, 2017, vol. 490, pp. 272—278.
11. Kim Y., Lee K.H., Kim E.-H., Cheong D.-U. — *Intern. J. of Refractory Metals & Hard Materials*, 2009, vol. 27, pp. 842—846.
12. Lin J.-S., Luo L.-M., Xu Q., Zhan X. et al. — *J. of Nucl. Mater.*, 2017, vol. 490, pp. 272—278.
13. Smid I., Akiba M., Vieider G. et al. Development of tungsten armor and bonding to copper for plasma-interactive components. — *J. of Nucl. Mater.*, 1998, vol. 258, pp. 160—172.
14. Battabyal M., Schäublin R., Spätig P. et al. W—2 wt.% Y₂O₃ composite: microstructure and mechanical properties. — *Materials Science and Engineering: A*, 2012, vol. 538, pp. 53—57.
15. Wang S., Zhang J., Luo L.-M., Zhan X. Properties of Lu₂O₃ doped tungsten and hermal shock performance. — *Powder Technology*, 2016, vol. 301 pp. 65—69.
16. Ishijima Y., Kannari S., Kurishita H. et al. Processing of fine-grained W materials without detrimental phases and their mechanical properties at 200—432 K. — *Materials Science and Engineering: A*, 2008, vol. 473, pp. 7—15.
17. Miao S., Xie Z.M., Zeng L.F., Zhang T. et al. The mechanical properties and thermal stability of a nanostructured carbide dispersion strengthened W—0.5 wt.% Ta—0.01 wt.% C alloy. — *Fusion Engineering and Design*, 2017, vol. 125, pp. 490—495.
18. Xiao Y., Huang B., He B., Shi K. et al. Surface morphology and microstructure evolution of trace titanium and yttrium in W—K—Mo—Ti—Y alloys under transient heat loads. — *Intern. J. of Refractory Metals and Hard Materials*, 2018 (принято к опубликованию).
19. Patra A., Sahoo R.R., Karak S.K., Sahoo S.K. Effect of nano Y₂O₃ dispersion on thermal, microstructure, mechanical and high temperature oxidation behavior of mechanically alloyed W—Ni—Mo—Ti. — *Intern. J. of Refractory Metals & Hard Materials*, 2018, vol. 70, pp. 134—154.
20. Ivanov V.E., Nechiporenko E.P., Efimenko L.N., Yurchenko M.I. Tungsten protection from oxidation at high temperatures. — М.: Atomizdat, 1968 (in Russian).

21. **Liu D.-G., Zhang L., Luo L.-M., Zhan X. et al.** An overview of oxidation-resistant tungsten alloys for nuclear fusion. — *J. of Alloys and Compounds*, 2018, vol. 765, pp. 299—312.
22. **Neu R., Riesch J., Coenen J.W., Brinkmann J. et al.** Advanced tungsten materials for plasma-facing components of DEMO and fusion power plants. — *Fusion Engineering and Design*, 2016, vol. 109—111, Part A, pp. 1046—1052.
23. **Ogorodnikova O.V., Mayer M., Roth J.** Deuterium retention in tungsten in dependence of the surface conditions. — *J. of Nucl. Mater.*, 2003, vol. 313—316, pp. 469—477.
24. **Alimov V.Kh., Tyburska-Püschel B., Lindig S., Hatano Y. et al.** Temperature dependence of surface morphology and deuterium retention in polycrystalline ITER-grade tungsten exposed to low-energy, high-flux D plasma. — *J. of Nuclear Materials*, 2012, vol. 420, pp. 519—524.
25. **Anderl R.A., Pawelko R.G., Schuetz S.T.** Deuterium retention in W, W—1%La, C-coated W and W₂C. — *Ibid.*, 2001, vol. 290—293, pp. 38—41.
26. **Alimov V. Kh., Scherzer B.M.U.** Deuterium retention and re-emission from tungsten materials. — *Ibid.*, 1996, vol. 240, pp. 75—80.
27. **Haasz A.A., Davis J.W., Poon M., Macaulay-Newcombe R.G.** Deuterium retention in tungsten for fusion use. — *Ibid.*, 1998, vol. 258—263, pp. 889—895.
28. **Alimov V.Kh., Roth J., Mayer M.** Depth distribution of deuterium in single- and polycrystalline tungsten up to depths of several micrometers. — *Ibid.*, 2005, vol. 337—339, pp. 619—623.
29. **Alimov V.Kh., Roth J., Mayer M.** Depth distribution of deuterium in single- and polycrystalline tungsten up to depths of several micrometers. — *Ibid.*, 2005, vol. 337—339, pp. 619—623.
30. **Venhaus T., Causey R., Doerner R., Abeln T.** Behavior of tungsten exposed to high fluences of low energy hydrogen isotope. — *Ibid.*, 2001, vol. 290—293, p. 505.
31. **Balden M., Rohde V., Lindig S., Manhard A. et al.** Blistering and re-deposition on tungsten exposed to ASDEX upgrade divertor plasma. — *Ibid.*, 2013, vol. 438, pp. S220—S223.
32. **Ouaras K., Hassouni K., Colina-Delacqua L., Lombard G. et al.** Tungsten dust nanoparticles generation from blistering bursts under hydrogen environment in microwave ECR discharge. — *Ibid.*, 2015, vol. 466, pp. 65—68.
33. **Wang W., Roth J., Lindig S., Wu C.H.** Blister formation of tungsten due to ion bombardment. — *Ibid.*, 2001, vol. 299, p. 124.
34. **Manhard A., Schmid K., Balden M., Jacob W.** Influence of the microstructure on the deuterium retention in tungsten. — *Ibid.*, 2011, vol. 415, pp. S632—S635.
35. **Oya M., Lee H.T., Hara A., Ibano K. et al.** Effect of periodic deuterium ion irradiation on deuterium retention and blistering in tungsten. — *Nuclear Materials and Energy*, 2017, vol. 12, pp. 674—677.
36. **Nagata S., Takahiro K.** Effect of helium irradiation on trapping and thermal release of deuterium implanted in tungsten. — *Ibid.*, 2001, vol. 290—293, pp. 135—139.
37. **Van Veen A., Filius H.A., Vries J.D., Bijkerk K.B. et al.** Hydrogen exchange with voids in tungsten observed with TDS and PA. — *Ibid.*, 1988, vol. 155—157, pp. 1117—1117.
38. **Eleveld H., van Veen A.** Void growth and thermal desorption of deuterium from voids in tungsten. — *Ibid.*, 1994, vol. 212—215, pp. 1421—1425.
39. **Yu J.H., Simmonds M., Baldwin M.J., Doerner R.P.** Deuterium desorption from tungsten using laser heating. — *Nuclear Materials and Energy*, 2017, vol. 12, pp. 749—754.
40. **Anderl R.A., Pawelko R.J., Schuetz S.T.** Deuterium retention in W, W—1%La, C-coated W and W₂C. — *J. of Nuclear Materials*, 2001, vol. 290—293, p. 38.
41. **Golubeva A.V.** Interaction of deuterium ions with tungsten materials for thermonuclear facilities. — Dissertation for scientific degree of the cand. of phys.-math. sciences, Moscow, 2006 (in Russian).
42. **Golubeva A.V., Mayer M., Roth J., Kurnaev V.A. et al.** Deuterium retention in rhenium-doped tungsten. — *J. of Nuclear Materials*, 2007, vol. 363—365, pp. 893—897.
43. **Shank F.** Structures of binary alloys. — M.: Metallurgiya (Metallurgy), 1973 (in Russian).
44. **Ed. S.V., Nagender Naidu, Rama Rao P.** Phase Diagrams of Binary Tungsten Alloys. — Calcutta: Indian Institute of Metals, 1991.
45. **Ivanov E.Y., Suryanarayana C., Bryskin B.D.** Synthesis of a nanocrystalline W—25 wt.% Re alloy by mechanical alloying. — *Materials Science and Engineering*, 1998, A251, pp. 255—261.
46. **Froes F.H., Bryskin B.D., Clark C.R., Suryanarayana C. et al.** Mechanical alloying of W—25 wt.% Re powder. Ed. B.D. Bryskin. — In: *Rhenium and Rhenium Alloys*, TMS, Warrendale, PA, 1997, pp. 569—583.
47. **Hatano Y., Ami K., Alimov V.Kh., Kondo S. et al.** Deuterium retention in W and W—Re alloy irradiated with high energy Fe and W ions: effects of irradiation temperature. — *Nuclear Materials and Energy*, 2016, vol. 9, pp. 93—97.
48. **Schmid K., Rieger V., Manhard A.** Comparison of hydrogen retention in W and W/Ta alloys. — *J. of Nuclear Materials*, 2017, vol. 426, pp. 247—253.

49. **Nguyen-Manh D., Muzyk M., Kurzydowski K., Baluc N. et al.** First-principles modeling of tungsten-based alloys for fusion power plant applications. — *Materials Structure & Micromechanics of Fracture*, 2011, vol. 465, p. 15.
50. **Rieth M., Armstrong D., Dafferner B., Heger S., Hoffmann A. et al.** Tungsten as a structural divertor material. — *Advances in Science and Technology*, 2010, vol. 73, p. 11.
51. **Zayachuk Y., Bousselin G., Schuurmans J., Gasparyan Yu. et al.** Design of a planar probe diagnostic system for plasmatron VISIONI and its application for the study of deuterium retention in W—Ta alloys. — *Fusion Engineering and Design*, 2011, vol. 86, pp. 1153—1156.
52. **Zibrov M., Mayer M., Markina E., Sugiyama K. et al.** Deuterium retention in TiC and TaC doped tungsten under low-energy ion irradiation. — *Physica Scripta*, 2014, vol. T159, p. 014050.
53. **Oya M., Uekita K., Lee H.T., Ohtsuka Y. et al.** Deuterium retention in toughened, fine-grained recrystallized tungsten. — *J. of Nucl. Mater.*, 2013, vol. 438, pp. S1052—S1054.
54. **Oya M., Lee H.T., Ohtsuka Y. et al.** Deuterium retention in various toughened, fine-grained recrystallized tungsten materials under different irradiation conditions. — *Physica Scripta*, 2014, vol. T159, p. 014048.
55. **Zibrov M., Mayer M., Gao L., Elgeti S. et al.** Deuterium retention in TiC and TaC doped tungsten at high temperatures. — *J. of Nuclear Materials*, 2015, vol. 463, pp. 1045—1048.
56. **Zibrov M., Bystrov K., Mayer M., Morgan T.W., Kurishita H.** The high-flux effect on deuterium retention in TiC and TaC doped tungsten at high temperatures. — *Ibid.*, 2017, vol. 494, pp. 211—218.
57. **Causey R., Wilson K., Venhaus T., Wampler W.R.** Tritium retention in tungsten exposed to intense fluxes of 100 eV tritons. — *Ibid.*, 1999, vol. 266—269, pp. 467—471.
58. **Zhao M., Jacob W., Gao L., Manhard A. et al.** Deuterium retention behavior of pure and Y₂O₃-doped tungsten investigated by nuclear reaction analysis and thermal desorption spectroscopy. — *Nuclear Materials and Energy*, 2018, vol. 15, pp. 32—42.
59. **Tan Y., Lian Y.Y., Feng F., Chen Z., Wang J.B. et al.** Surface modification and deuterium retention of high energy rate forging W—Y₂O₃ exposed to deuterium plasma. — *J. of Nuclear Materials*, 2018, vol. 509, pp. 145—151.

AUTHORS

Golubeva A.V. NRC “Kurchatov Institute”, pl. Akademika Kurchatova 1, 123182 Moscow, Russia; Golubeva_AV@nrcki.ru

Cherkez D.I. NRC “Kurchatov Institute”, pl. Akademika Kurchatova 1, 123182 Moscow, Russia;

Received 14 September 2018

Revised 26 September 2018

Accepted 27 September 2018

Problems of Atomic Science and Technology
Ser. Thermonuclear Fusion, 2018, vol. 41, issue 4, pp. 26—37