

ЭРОЗИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ВОЛЬФРАМА

*Г.П. Глазунов, А.А. Андреев, М.Н. Бондаренко, Е.Д. Волков, А.Л. Конотопский,
Р. Козий¹, И.М. Неклюдов, Н.П. Одейчук, А.П. Патокин,
С.Ю. Саенко, А.Е. Сурков, А. Хассанейн²*

ННЦ «Харьковский физико-технический институт», г. Харьков, Украина;

¹ Сандийские национальные лаборатории, Ливермор, СА 94550, США;

² Аргоннская национальная лаборатория, 60439 Аргонн, Иллинойс, США

Приводятся результаты исследований эрозионного поведения материалов на основе вольфрама, изготовленных с использованием различных технологий (горячее прессование в вакууме, вакуумно-дуговое нанесение покрытий, химическое осаждение паров) при облучении плазмой стационарного разряда Пеннинга.

ВВЕДЕНИЕ

Вольфрам является сейчас одним из перспективных материалов для атомных реакторов следующего поколения и установок управляемого термоядерного синтеза. Вольфрамовые покрытия могут использоваться для создания диффузионных двухслойных систем [1], а также наноситься на поврежденные части обращенных к плазме узлов для их ремонта. Создание новых материалов на основе вольфрама и исследование их эрозионного поведения могут быть полезными не только для атомной и термоядерной энергетики, но и для водородной энергетики, плазменной химии и т. д. Поэтому целью работы было создание новых эрозионно-стойких материалов на основе вольфрама и исследования их эрозионных характеристик.

1. МЕТОДИКИ ЭКСПЕРИМЕНТА И ОБРАЗЦЫ

Основу методологии данной работы составляло то, что разработка материалов осуществлялась с использованием разных, независимых методов – вакуумно-дуговым распылением (ВД), химическим осаждением паров (газофазный метод, ГФ), горячим прессованием в вакууме (ГП). Параллельно исследовались вакуумно-плазменные характеристики полученных материалов, такие как скорость эрозии, проникновение водорода, что позволяло делать выбор лучшего направления работ для получения материала с оптимальными характеристиками.

Схема экспериментальной установки ДСМ-1 (Диагностический стенд материалов), использованной для изучения эрозионного поведения материалов в условиях воздействия плазмы, приведена на рис.1. Давление рабочего газа (в большинстве случаев использовался азот) в вакуумной камере было 0,266 Па. Отражательный разряд Пеннинга зажигался в магнитном поле $B \approx 0,05$ Тл, которое создавалось двумя парами катушек. Величина катодного потенциала U менялась в пределах $U = 1 \dots 2$ кВ. Дозы облучения были $10^{18} \dots 10^{20}$ ион/см².

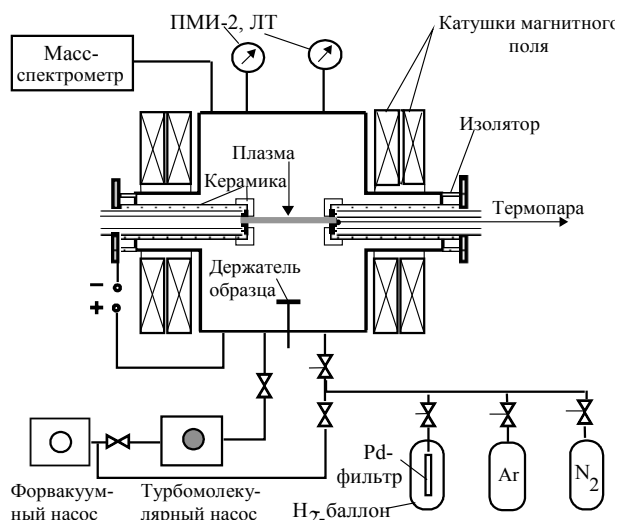


Рис. 1. Схема экспериментальной установки

Перед исследованиями скорости эрозии измерялись характеристики плазмы при помощи одиночного и многосеточного ленгмюровского зонда (таблица, где U – напряжение разряда, I – разрядный ток, T_e и n_e – температура и плотность электронов, ϕ – потенциал плазмы, E_i – энергия ионов в максимуме функции распределения, ΔE_i – полуширина функции распределения по энергиям). Сравнение параметров разряда для случаев, когда в качестве катодов служили высокопористые и плотные образцы вольфрама показывает снижение электронной температуры и плотности плазмы при использовании пористых мишеней. Заметим также, что с ростом напряжения разряда и соответственно разрядного тока электронная температура уменьшается, а электронная плотность растет. Возможной причиной этого является рост количества нейтральных частиц в разрядном промежутке, что вызвано большей потерей массы в случае пористых катодов. Это охлаждает плазму и увеличивает концентрацию электронов. Из данных таблицы видно, что в выбранном для исследований диапазоне напряжений разряда для азотной плазмы выполняется соотношение E_i

~0,8 U. Это же соотношение выполняется и для других газов.

Характеристики азотной плазмы в разрядах с пористыми и плотными катодами из вольфрама

Напряжение и ток разряда		Характеристики на периферии разряда для пористых/плотных катодов			Плазменные параметры вблизи оси	
U, кэВ	I, мА	$n_e \cdot 10^{10}$, част./см ³	$T_e \cdot 10^4$, К	ϕ , В	E_i , эВ	ΔE_i , эВ
0,8	0,8	0,03/0,1	0,62/0,9	9/7	0,62	50
1	2,2	0,05/0,15	0,48/0,71	12/9	0,85	60
1,2	5	0,13/0,17	0,37/0,67	12/13	0,93	75
1,5	8	0,15/0,32	0,32/0,52	15/13	1,15	93
1,7	10	0,22/0,65	0,30/0,35	14/15	1,32	110
2	16	0,31/0,93	0,30/0,28	16/16	1,57	132

Образцы для исследований представляли собой диски диаметром 20...25 мм из никеля или палладия, покрытые с одной стороны вольфрамовыми пленками различной толщины и пористости. Для нанесения вольфрамовых пленок использовался вакуумно-дуговой метод или метод КИБ [2] с использованием серийной установки «Булат-6» и метод химического осаждения паров [3]. Применялось также напыление путем распыления W-стержня непосредственно в вакуумной камере ДСМ-1. В последнем случае два симметричных катода соединялись вольфрамовым стержнем диаметром 6 мм и реализовывалась так называемая конфигурация стержнетрона, подобная разрядам типа цилиндрического магнетронного.

При изготовлении плотных ВД вольфрамовых покрытий (пористость 1...3%) распыление катода из вольфрама проводилось в высоком вакууме или при давлении аргона ниже, чем $\approx 0,6$ Па. Потенциал на подложке был 20 В, ток дуги 170 А, скорость напыления 10 мкм/ч, температура подложки 773 К. Толщина вакуумно-дуговых пленок составляла 1...20 мкм, и на поверхности покрытия наблюдалось некоторое количество капель. Пористые вольфрамовые покрытия (пористость около 45%) наносились при давлении аргона выше 10 Па.

При нанесении пленок химическим осаждением паров соблюдались условия: температура подложки 773...1073 К, давление гексакарбонила вольфрама 0,1...50 Па, скорость напыления 10 мкм/ч. Толщина ГФ пленок была 0,2...300 мкм. Наиболее плотные пленки (19,12...19,2 г/см³) получались при температурах подложки 973...1073 К и давлениях менее 5 Па. Пористость до 10...18% получалась при температурах 773...873 К и давлениях парогазовой смеси 30...50 Па. Но рост давления приводил не только к увеличению пористости, но и к значительному росту количества примесей (до 1...2 мас.%) в пленках. Поэтому в экспериментах по эрозии использовались только плотные ГФ-покрытия из вольфрама. Толщина покрытий измерялась двумя методами: взвешиванием образцов до и после напыления и измерениями на металлографических шлифах. Уровень пористости оценивался как разница между толщинами, определенными разными методами.

Условия при напылении в разряде типа магнетронного следующие: ток разряда 0,1 А, напряжение

разряда 700 В, давление рабочего газа (аргона) 0,266 Па, скорость напыления 0,1 мкм/ч. Толщина пленок была 0,1...0,2 мкм, и на поверхности пленок не было капель.

Горячепрессованные образцы имели тот же диаметр (20...25 мм) и изготавливались спеканием под давлением (горячим прессованием в вакууме) порошков вольфрама на подложке из никеля или палладия, а также смесей W-5% Cu и W-1% Ni. Смешивание порошков (с добавлением этилового спирта) проводили в полиуретановой мельнице с шарами из твердого сплава ВК-8 в течение 12 ч до полной гомогенизации смеси. Рабочие режимы при изготовлении образцов были следующие: температура от 1673 К до 2173 К, давление ~ 30 МПа, время выдержки 15 мин, вакуум $\sim 1,3$ Па. Пористость измерялась пикнометрическим методом и составляла около 50 % для спеченного вольфрама и 10-12% для W-5% Cu и W-1% Ni образцов. Образцы перед измерениями подвергались механической чистке и отжигу в вакууме при температуре 873 К. Заметим, что последняя процедура приводила к растрескиванию высокопористых ГП-образцов спеченного вольфрама (рис. 2). В то же время образцы W – 5% Cu и W – 1% Ni не имели повреждений даже после многократного термоциклирования.

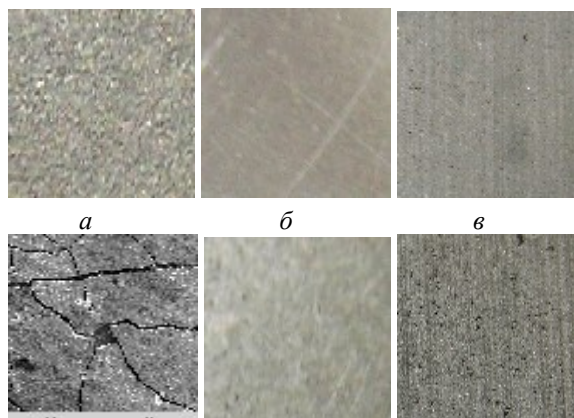


Рис. 2. Различные образцы горячепрессованного W до (верхний ряд) и после (нижний ряд) облучения азотной плазмой, $E=1$ кэВ, 10^{19} ион/см²: а

– горячепрессованный W на Ni-подложке; б – ГП W-5%Cu;
в – ГП W-5%Cu после выпаривания меди

Измерение скорости эрозии (коэффициента эрозии) проводилось весовым методом, подробно описанным в предыдущих работах [4-6]. Необходимо только отметить, что измерение скорости эрозии для насыщенных водородом образцов на палладиевой подложке проводилось двумя способами. При первом - для определения веса образца после облучения он помещался в специальную вакуумную камеру и прогревался при температуре 873 К в вакууме $1,33 \cdot 10^{-4}$ Па в течение часа для того, чтобы удалить растворенный водород. При втором способе облученные образцы выдерживались в атмосфере водорода при давлении 2 атм в течение многих часов для достижения первоначальной, высокой концентрации водорода (обычно $H/Pd=0,65$). Коэффициенты эрозии, измеренные этими различными методами, были идентичны в рамках экспериментальной погрешности ($\approx 30\%$). Основная ошибка измерений определялась измерениями тока ($\approx 25\%$) и была обусловлена некоторой нестабильностью тока на начальной стадии разряда из-за потока примесей с катодов.

2. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Зависимости коэффициента эрозии от дозы облучения для W-пленок на Pd, изготовленных ВД- и ГФ-методами, показаны на рис.3. Для сравнения приведены также литературные данные для Pd без покрытия [4] и массивного W [7], а также наши экспериментальные результаты для листового W толщиной 0,1 мм.

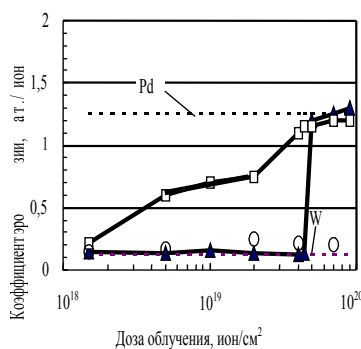


Рис. 3. Зависимости скорости эрозии W-Pd от дозы облучения ионами N^+ , 1 кэВ; пунктирные линии – литературные данные для Pd [4] и W [7], кружки – результаты данного эксперимента для листового W; квадраты - W-пленки, нанесенные в разрядах типа магнетронных; треугольники – вакуумно-дуговые и газозащитные W-пленки

Видно, что зависимости носят различный характер для покрытий, приготовленных разными способами. Для W-пленок, нанесенных вакуумно-дуговым способом и химическим осаждением пара, величина коэффициента эрозии близка к таковой для массивного вольфрама ($\approx 0,15$ ат./ион при

$E=1,2$ кэВ), и она не меняется до доз $4 \cdot 10^{19}$ ион/см² (толщина W-пленок 1,5 мкм). При дальнейшем увеличении дозы облучения скорость распыления резко возрастает до значений, характерных для палладия без покрытия (1,3 ат./ион при 1,2 кэВ [4]), что обусловлено полным распылением пленки. В случае W-покрытий, изготовленных в разрядах типа магнетронных в ДСМ-1, коэффициент эрозии монотонно растет со временем облучения. Такой характер эрозии можно объяснить, принимая во внимание, что ВД- и ГФ-пленки наносились при высокой температуре подложки (773 и 973 К соответственно), когда пористость пленок низка. Вольфрамовые пленки, нанесенные в разряде типа магнетронного, характеризуются высокой пористостью, включая открытую пористость, потому что напыление проводилось при низкой температуре подложки (≈ 300 К). Поэтому в данном случае может происходить параллельная эрозия W и Pd с постоянным ростом доли палладия.

Величины коэффициентов эрозии в зависимости от энергии ионов азота для W-Pd-систем в насыщенном водородом состоянии и в ненасыщенном при воздействии стационарной азотной плазмы показаны на рис.4. Видно, что эрозия насыщенных водородом образцов W-Pd в $\approx 2 - 5$ раз ниже, чем для образцов без водорода. Необходимо заметить, что во время насыщения водородом основное его количество растворяется в палладиевой подложке. Во время плазменных экспериментов с образцами W-Pd, насыщенными водородом, они нагревались до 473...573 К, и водород, диффундируя через W-пленки, увеличивает рабочее давление от 0,266 до 0,29 Па (на $\approx 10\%$), т.е. наблюдается режим разряда с высоким коэффициентом рециклинга.

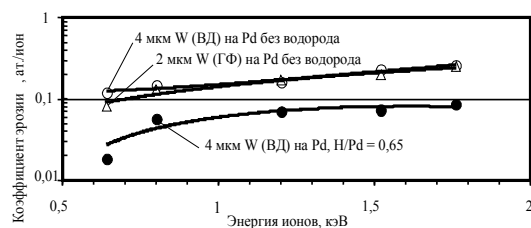


Рис. 4. Зависимости коэффициента эрозии от энергии ионов азота для W-Pd биметаллической системы в насыщенном водородом состоянии и ненасыщенном

Для объяснения полученного результата можно предложить следующий физический механизм [5]. Когда водород, растворенный в металлической решетке, сильно связан с атомами металла (в случае водорода в W энергия связи около 1,04 эВ), наиболее вероятно, что бомбардирующий ион отдаст энергию комплексу водород-атом Pd. В этой ситуации атомы водорода имеют хороший шанс для распыления (имеет место селективное распыление водорода). В палладии энергия связи водорода низкая ($\approx 0,23$ эВ), и он имеет высокую подвижность при средних и даже при низких температурах. Водород-

ная подсистема слабо связана с атомами Pd, и поэтому более вероятно, что бомбардирующий ион отдаст свою энергию большому атому Pd, чем атому водорода (протону). В этой ситуации атомы Pd имеют хороший шанс для распыления, и растворенный водород не влияет на эрозионное поведение, как это и наблюдалось ранее в работе [4]. Заметим, что в работе [8] распыление лития ионами гелия после насыщения дейтерием ($D/Li=1$) также снижалось примерно в три раза по сравнению с ненасыщенными образцами, что объяснялось преимущественным распылением легкой компоненты (дейтерия).

Насыщение водородом W-Pd-систем приводит не только к изменению скорости распыления, но и к макроповреждениям образцов в виде сильных изменений формы и эрозии шелушением. Изменения формы наблюдались в виде остаточной деформации формы из плоской в выпуклую (рис. 5,а,б) после длительной выдержки W-Pd-образцов в атмосфере водорода при давлении 2 атм. При таких условиях образуется богатая водородом β -фаза в Pd. При толщине Pd-подложки 0,2 мм и диаметре 20 мм прогиб образца достигал 6 мм. Это очень большая величина по сравнению с остаточной деформацией водородом, наблюдавшейся ранее для Pd [9], и для палладия с Cu-пленкой после одностороннего насыщения водородом в области α -фазы раствора водорода [10]. Несмотря на различный масштаб этих эффектов, кажется разумным объяснить сильное изменение формы в наших экспериментах подобно тому, как это было описано в [9, 10], т.е. главной физической причиной могут быть динамические поля напряжений, обусловленные остаточными градиентами концентраций водорода.

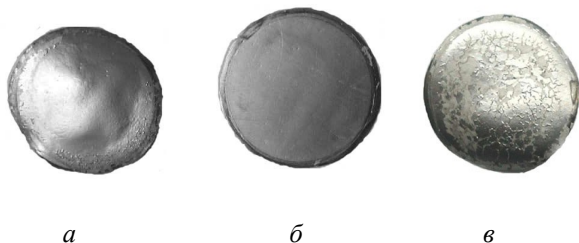


Рис. 5. Образцы W-Pd: а – ВД W(4мкм)-Pd после насыщения водородом до концентрации $H/Pd=0.65$ и тот же образец перед насыщением водородом (б); в - ВД W(4мкм)-Pd после неоднократного длительного насыщения водородом до высоких концентраций при комнатной температуре и обезгаживания

Нужно отметить, что даже сильное изменение формы, вызванное водородным насыщением, не приводило сразу к разрушению W-пленок. Но после многократно повторяющегося длительного время водородного насыщения при комнатной температуре наблюдалась так называемая шеллинг-эрозия (эрозия шелушением), когда большая часть поверхности W-покрытий разрушалась (см. рис.5,в). Возможен следующий механизм таких повреждений. Водород, диффундируя из объема палладия, сегрегирует в те места межфазной границы W-пленка-палладий, ко-

торые имеют повышенную концентрацию дефектов, например, в зоны с пониженной адгезией. Давление водорода в этих зонах растет, что приводит к образованию полостей (макроблистеров). С дальнейшим ростом давления водорода, вызываемом диффузией водорода из объема палладия, напряженно-деформированная W-пленка в местах полостей разрушается, образуя крупные металлические хлопья (макрофлэки). Заметим, что природа и масштаб такого разрушения отличны от широко известного блистеринга и флэкинга, когда на поверхности металла образуются вздутия (блистеры) и хлопья (флэки), как результат повреждения поверхности имплантированными ионами. По характеру и масштабу наблюдавшиеся в данной работе повреждения более близки к шеллинг-эрозии покрытий из нитрида титана на нержавеющей стали при воздействии мощных импульсных потоков плазмы [11].

Из рис. 6 ясно, что скорость эрозии пористых W-пленок практически не отличается от таковой для плотных ВД- и ГФ-покрытий. Это неожиданный и очень обнадеживающий результат с точки зрения создания диффузионных систем, обращенных к плазме. Объяснить такое эрозионное поведение можно, если предположить сильное влияние процессов перенасыщения, когда большое количество распыленных атомов вольфрама переосаждается на близлежащих поверхностях пор вольфрамовой пленки.

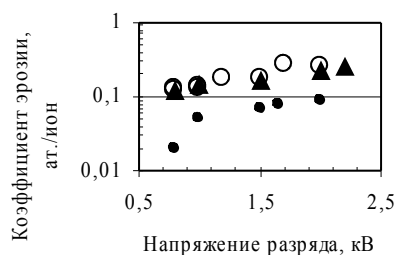


Рис. 6. Зависимость коэффициента эрозии от энергии ионов азота для Pd-W-систем: ▲ – плотная ВД-W-пленка, ○ – ВД-W-пленка с пористостью 45%; ● - данные для ВД-W-пленки, насыщенной водородом

Результаты исследования скорости эрозии горячепрессованных в вакууме материалов показаны на рис. 7-11. Для всех ГП-материалов коэффициент эрозии слабо зависит от энергии ионов в исследованном диапазоне энергий.

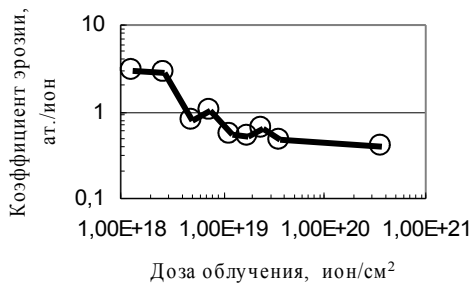


Рис. 7. Зависимость коэффициента эрозии горячепрессованного W на Ni-подложке от дозы облучения ионами азота с энергией 1 кэВ

Это выполняется для всех видов ионов и находится в хорошем согласии с литературными данными. На рис.7 видно, что для высокопористых образцов, изготовленных горячим прессованием W-порошка на никелевой подложке (пористость 45 %) при изменении флюенса наблюдаются довольно высокие и нестабильные значения скорости эрозии (3...0,35ат./ион вместо 0,15 ат./ион для плотного вольфрама). Это вызвано двумя причинами: во-первых, высоким содержанием примесей в высокопористых ГП-образцах, во-вторых, потерей массы из-за растрескивания и выпадения микро- и макро-частиц. Для плотных ГП-систем (с никелевой и медной связующей) абсолютные значения коэффициента эрозии хорошо согласуются с литературными данными по распылению вольфрама, за исключением результатов по эрозии в водородных разрядах. Заметное отклонение в случае водородной плазмы объясняется, как показано в [6], потоком примесей с катодов на начальной стадии разрядов.

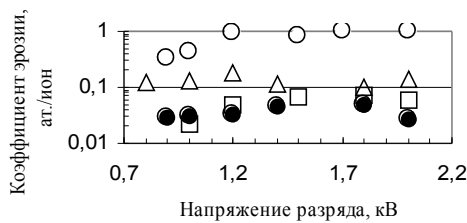


Рис. 8. Зависимость коэффициента эрозии ГП W-1%Ni от энергии ионов: H⁺ (●), He⁺ (□), N⁺ (△), Ar⁺ (○)

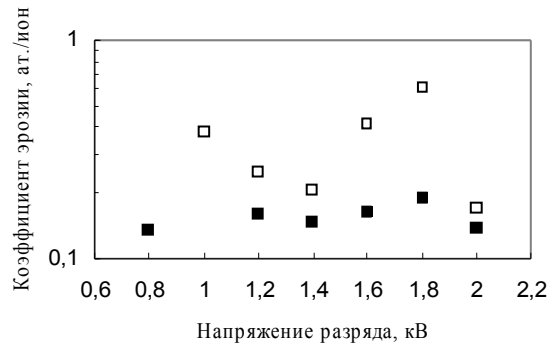


Рис. 9. Зависимость коэффициента эрозии от энергии ионов азота для: ■ - ГП W-5%Cu; □ - ГП W-5%Cu после выпаривания меди

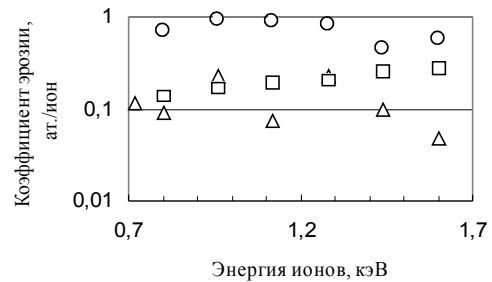


Рис. 10. Зависимость коэффициента эрозии ГП W-5%Cu от энергии ионов для: He⁺ (△), N⁺ (□), Ar⁺ (○)

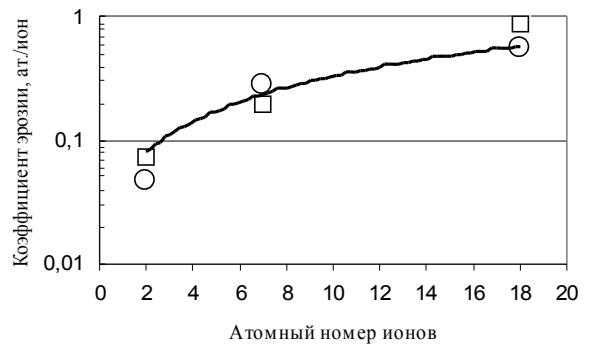


Рис. 11. Зависимость коэффициента эрозии ГП (W-5%Cu) от атомного номера бомбардирующих ионов с энергией 1.4 кэВ (□) и 1.6 кэВ (○); кривая – расчет по уравнению массовой зависимости ионного распыления W [7]

Заметим, что после выпаривания меди при высоких температурах из ГП-системы (W-5% Cu) коэффициент эрозии возрастает и становится нестабильным (см. рис.9). По аналогии с высокопористым спеченным вольфрамом причиной такого эрозионного поведения может быть потеря массы из-за выпадения микро- и макро-частиц.

Зависимость скорости распыления горячепрессованного вольфрама с медной связующей от массы бомбардирующих ионов приведена на рис.11. Аналогичная зависимость наблюдается для ГП-материала (W-1%Ni). В обоих случаях наблюдается хоро-

шее согласие с предложенным в работе [7] уравнением зависимости ионного распыления от массы ионов: $a \cdot (Z_1 Z_2) \cdot m_i / (Z_1^{2/3} + Z_2^{2/3})^{0.5} \cdot (m_1 + m_2)$, где a – константа; Z_1 и Z_2 – атомные номера бомбардирующего иона и материала мишени соответственно; m_1 и m_2 – атомные массы иона и вольфрама.

Таким образом, проведенные исследования показали, что за исключением высокопористого горячепрессованного вольфрама и псевдосплава W-5%Cu после выпаривания меди, все испытанные материалы (плотные и пористые вакуумно-дуговые и газодуговые покрытия, горячепрессованные в вакууме W-1%Ni и W-5%Cu) показали высокую эрозионную стойкость при облучении стационарной плазмой и могут быть перспективными для использования в качестве материалов первой стенки ТЯР.

ВЫВОДЫ

Абсолютные значения коэффициентов эрозии плотных материалов на основе вольфрама, полученных вакуумно-дуговым способом, химическим разложением паров гексакарбонила вольфрама, горячим прессованием в вакууме, близки к таковым для объемного вольфрама при ионном распылении во всем исследованном диапазоне энергий ионов (0,6... 1,8 кэВ) и их массы. Однако выпаривание легкоплавкой связующей из горячепрессованного материала W-1%Cu приводит к значительному росту его скорости эрозии.

Водородное насыщение W-Pd-систем до высоких концентраций приводит к снижению скорости распыления вольфрама в $\approx 2 - 5$ раз по сравнению с ненасыщенным состоянием. Такое влияние водорода на эрозионное поведение W можно объяснить селективным распылением водорода, обусловленным высокой энергией связи водорода в вольфраме.

Коэффициенты эрозии высокопористых вольфрамовых покрытий близки по значениям к таковым для плотных пленок, что является обнадеживающим результатом с точки зрения создания диффузионных мембран для управления рециклингом изотопов водорода.

Работа выполнялась при финансовой поддержке Научно-технологического центра в Украине (УНТЦ), проект № 3134.

ЛИТЕРАТУРА

1. G.P.Glazunov, E.D.Volkov, A.Hassanein. Bimetallic diffusion membranes: possible use for active hydrogen recycling control // *Hydrogen and Helium Recycling at Plasma Facing Materials* / Ed. A.Hassanein. NATO Science Series II: Mathematics, Physics and Chemistry. 2002, v.54, p. 163-176.
2. И.И. Аксенов и др. Покрытия, полученные конденсацией плазменных потоков в вакууме (способ конденсации с ионной бомбардировкой) // *УФЖ*. 1979, т. 24, № 24, с. 515-525.
3. А.П. Патокин, В.В. Сагалович. Масс-спектрометрические исследования процесса термического разложения гексакарбониллов молибдена и вольфрама // *ЖФХ*. 1976, т. 50, p. 630-634.
4. G.P. Glazunov et al. Effect of low/high hydrogen recycling operation on palladium sputtering under steady state plasma impact. // *Physica Scripta*. 2003, v. 103, p. 89-92
5. G.P. Glazunov et al. Hydrogen permeability and erosion behavior of the W-Pd bimetallic systems // *Fusion Engineering and Design*. 2006, issues 1-7, p. 375-380.
6. G.P. Glazunov et al. Palladium erosion behavior under low/high local hydrogen recycling coefficients in steady state plasmas. // *Problems of Atomic Science and Technology. Series "Plasma Physics" (8)*. 2002, N 5, p. 80-82.
7. Y. Yamamura and H. Tawara. Energy dependence of ion-induced sputtering yields from monatomic solids at normal incidence // *NIFS-DATA-23*. Nagoya, Japan, 1995, 114p.
8. J.P.Allain, D.N. Ruzic. Measurements and modeling of solid phase lithium sputtering. // *Nuclear Fusion*. 2002, v.42, p.202-210.
9. R.V. Kotelva and V.A. Goltsov. Form changing of palladium plates // *Proc. of the Int. Conf. "Precious and less-common metals-94"*, September 19-22, 1994, Donetsk, Ukraine, 1994, p.52.
10. V.A.Goltsov, Zh.L. Glukhova and A.L. Redko. Hydrogen elasticity effect and its importance in diffusion of concentration inhomogeneities in metals // *Int. J. Hydrogen Energy*. 1997, v. 22, p.179-183.
11. G.P.Glazunov et al. Erosion and outgassing behavior of TiN-coated plasma facing components of the Uran-3M torsatron. // *J. Nuclear Mater.* 2001, v. 290-293, p. 266-270.

ЕРОЗІЙНА ПОВЕДІНКА МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ ВОЛЬФРАМУ

Г.П. Глазунов, А.А. Андреев, М.Н. Бондаренко, Є.Д. Волков, О.Л. Конотопський, Р. Козій, І.М. Неклюдов, М.П. Одейчук, О.П. Патокин, С.Ю. Саєнко, О.Є. Сурков, А. Хассанейн

Наводяться результати досліджень ерозійної поведінки матеріалів на основі вольфраму, виготовлених з використанням різних технологій (горяче пресування у вакуумі, вакуумно-дугове нанесення покриттів, хімічне осадження парів) при опромінюванні плазмою стаціонарного розряду Пеннінгу.

EROSION BEHAVIOR OF THE MATERIALS ON BASIS OF TUNGSTEN

G.P. Glazunov, A.A. Andreev, M.N. Bondarenko, E.D. Volkov, A.L. Konotopskiy, R. Causey,

I.M. Neklyudov, N.P. Odeychuk, A.P. Patokin, S.Yu. Sayenko, A.E. Surkov, A. Hassanein

It is presented in this work the results of the erosion behavior examination of the materials on the basis of tungsten which have been produced with the use of different technologies (vacuum-arc coating deposition, chemical vapor deposition, hot pressing in a vacuum) under steady state Penning discharge plasma irradiation.