

УДК 539.12.04; 621.039.6 PACS:28.52.Fa

**ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ВОЛЬФРАМА В ТЕРМОЯДЕРНЫХ
УСТАНОВКАХ****О.А. Даценко, А.И. Кондрик***Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»
61108, ул. Академическая, 1, г. Харьков, Украина
e-mail: kondrik@kipt.kharkov.ua*

Поступила в редакцию 12 мая 2010 г.

Проведен обзор последних достижений в разработке технологии получения вольфрамовых сплавов для возможного применения в качестве конструкционных материалов дивертора термоядерных реакторов (ТЯР). Рассмотрены различные модельные проекты промышленных ТЯР и экспериментального реактора ИТЭР. Изучены термомеханические и радиационные свойства исходного W и улучшенных вольфрамовых сплавов в условиях воздействия высоких температур и механических напряжений, а также ионизирующих излучений, характерных для окружающей среды дивертора. Особое внимание уделено проблеме наведенной активности разрабатываемых материалов под влиянием жесткого нейтронного облучения. Выявлены условия, необходимые для переработки отработанных материалов. Сделаны выводы о преимуществах и недостатках разработанных вольфрамовых сплавов, а также определены пути их дальнейшего совершенствования.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА: вольфрамовые сплавы, термоядерные реакторы, дивертор, наведенная активность, термомеханические свойства, ионизирующие излучения

PROSPECTS OF TUNGSTEN APPLICATION FOR THERMONUCLEAR FACILITY**O.A. Datsenko, A.I. Kondrik***National Science Center "Kharkov Institute of Physics and Technology"
Academicheskaya Str., 1, 61108, Kharkov, Ukraine*

The last achievements on elaborating production technology of tungsten alloys for their possible use as structural materials for divertor of fusion reactors (FR) have been reviewed. Different modeling designs of industrial FR and experimental reactor ITER have been considered. Thermomechanical and radiation-resistant properties of initial W and improved tungsten alloys were studied under influence of high temperatures, mechanical stresses as well as ionizing radiations being appropriated for divertor environment. A special consideration was given to the problem of induced activity of developing materials irradiated with high energy neutrons. Operating conditions for reprocessing of used materials were clarified. There were concluded about advantages and drawbacks of developed tungsten alloys, and the ways of their further upgrading have been outlined.

KEY WORDS: tungsten alloys, fusion reactors, divertor, induced activity, thermomechanical properties, ionizing radiations

ПЕРСПЕКТИВИ ВИКОРИСТАННЯ ВОЛЬФРАМУ В ТЕРМОЯДЕРНИХ УСТАНОВКАХ**О.А. Даценко, О.И. Кондрик***Національний науковий центр «Харківський фізико-технічний інститут»
61108, вул. Академічна, 1, м. Харків, Україна*

Проведений огляд останніх досягнень в розробці технології одержання вольфрамових сплавів для можливого використання в якості конструкційних матеріалів дивертора термоядерних реакторів (ТЯР). Розглянуто різні модельні проекти промислових ТЯР і експериментального реактора ІТЕР. Вивчені термомеханічні та радіаційні властивості вихідного W та вдосконалених вольфрамових сплавів під дією високих температур, механічних напруг та іонізуючих випромінювань, характерних для навколишнього середовища дивертора. Особливу увагу приділено проблемі наведеної активності розроблюваних матеріалів під дією жорсткого нейтронного опромінювання. З'ясовані умови, необхідні для переробки відпрацьованих матеріалів. Зроблені висновки про переваги та недоліки розроблених вольфрамових сплавів, а також окреслені шляхи їх подальшого вдосконалення.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: вольфрамові сплави, термоядерні реактори, дивертор, наведена активність, термомеханічні властивості, іонізуючі випромінювання

Из-за воздействия окружающей среды, в которой экспонируются материалы термоядерных установок, выдвигаются специфические требования к их свойствам. Поиск таких материалов является нелегкой задачей, особенно при повышенных температурах. Термоядерные энергетические установки должны работать десятки лет, поэтому для их материалов требуются такие свойства как повышенные пластичность и вязкость разрушения в соответствующем температурном интервале, сопротивление ползучести в течение длительного времени, хорошая теплопроводность, высокая радиационная стойкость и низкая наведенная активность. Для большего срока службы и лучшего качества плазмы в термоядерных реакторах (ТЯР) материалы должны обладать повышенной стойкостью к эрозии.

Европейским Союзом исследователей, разрабатывавшим концепции термоядерных реакторов в рамках программы PRCS [1, 2, 3], исследованы проекты возможных промышленных ТЯР и международного термоядерного экспериментального реактора (ИТЭР). Краткие характеристики исследованных модельных

проектов представлены в табл. 1 [4, 5]. Эти пять моделей отличаются параметрами плазмы, размерами, проектами бланкета и дивертора, тепловой мощностью, материалами конструкции, себестоимостью и влиянию на окружающую среду.

В моделях АВ, В, С, а также в ИТЭРе вольфрам используется в качестве материала дивертора. Кроме того, в некоторых случаях рассматривается использование вольфрама как защитного покрытия для первой стенки бланкета. Также W широко используется как твердотельная мишень для ядерного источника нейтронов.

Таблица 1

Технические характеристики различных проектов ТЯР и ИТЭР

Параметры	Модель А	Модель АВ	Модель В	Модель С	Модель D	ИТЭР
Мощность, ГВт	1,55	1,5	1,33	1,45	1,52	-
Тепловая мощность, ГВт	5,0	4,29	3,6	3,41	2,53	0,37
Нагрузка дивертора, МВт·м ⁻²	15	10	10	10	5	10
КПД	0,31	0,35	0,37	0,43	0,6	-
Материалы бланкета	Еврофер	Еврофер	Еврофер	Еврофер	SiC/SiC	SiC/SiC
Теплоноситель	Вода	He	Гелий	He	LiPb	Вода
Материалы дивертора	CuCrZr	Сплавы W	Сплавы W	Сплавы W	SiC/SiC	Сталь 316SS, W- и Cu-сплавы
Материал защитного покрытия дивертора	W	W	W	W	W	W

Целью данной работы является рассмотрение возможности применения вольфрама и его сплавов в термоядерном синтезе на основе анализа современных разработок и достижений технологии получения радиационноустойчивых материалов с улучшенными термомеханическими и активационными свойствами.

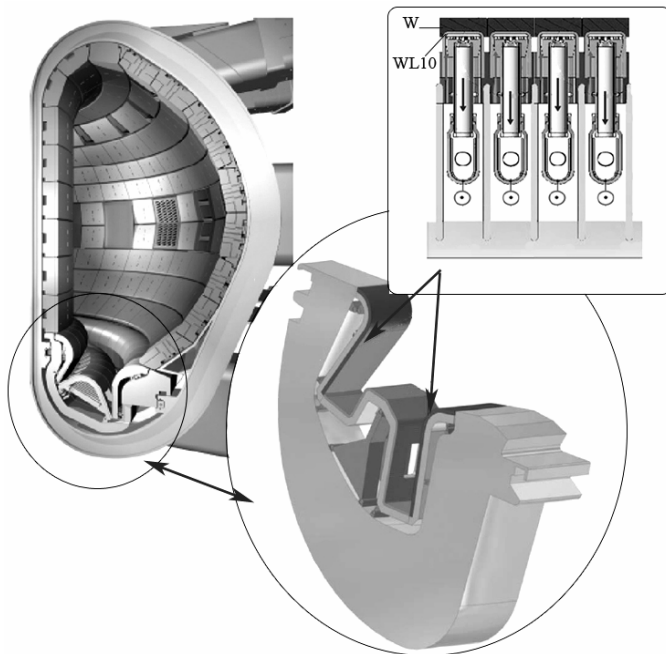


Рис.1. Модель бланкета ИТЭР.

образуют охлаждаемый пальчиковый элемент. Каждый штифт охлаждается под высоким давлением He,

МАТЕРИАЛ ДИВЕРТОРА

Заслуживает внимания использование вольфрама в качестве материала дивертора ТЯР. Накопление в рабочей камере нежелательных продуктов дейтерий-третиевой реакции - гелия и других примесей - значительно сокращает время «горения» термоядерной реакции. Дивертор очищает плазму от этих продуктов - заряженных частиц, которые поступают из центральной области плазмы в периферийную, а затем покидают рабочую камеру и оседают на стенках дивертора. В стационарном режиме работы термоядерного реактора дивертор — это наиболее нагруженная потоками энергии часть поверхности камеры. На рис.1 показано вертикальное сечение бланкета термоядерной установки с увеличенным сечением дивертора.

Поверхность дивертора, непосредственно обращенная к плазме, состоит из пальчиковых вольфрамовых элементов, которые служат защитным покрытием, и выполняют задачу теплового экрана и антикоррозионного покрытия.

Эти элементы покрываются медью в канале и

подаваемом по системе трубопроводов. Охлаждаемые пальчиковые элементы фиксируются на передней панели опорной конструкции, изготавливаемой из малоактивной ферритной стали, упрочненной дисперсными частицами [6].

Для конструкционных материалов требуются хорошие термомеханические свойства и повышенная радиационная стойкость.

В табл. 2 приводятся результаты вычислений предела допустимых нейтронных нагрузок на первую стенку (ДННС), выполненных в рамках программы APEx (Advanced Power Extraction) для различных материалов [7].

Можно видеть, что ферритные стали имеют очень низкий предел ДННС $1,5 \text{ МВт}\cdot\text{м}^{-2}$, если температура границы раздела стенка-охладитель $500 \text{ }^\circ\text{C}$. При понижении температуры границы раздела до $450 \text{ }^\circ\text{C}$ максимальные нейтронные нагрузки на стенку увеличиваются до $2,9 \text{ МВт}\cdot\text{м}^{-2}$. W имеет более высокие пределы ДННС, чем малоактивные V-Cr-T материалы, $8,8$ и $4,7 \text{ МВт}\cdot\text{м}^{-2}$, соответственно.

Таблица 2
Предел ДННС конструкционных материалов

Материал	Предел ДННС, $(\text{МВт}\cdot\text{м}^{-2})$	Рабочая область температур, $(^\circ\text{C})$
Ферритные стали	$T=500 \text{ }^\circ\text{C}$, 1,5 $T=450 \text{ }^\circ\text{C}$, 2,9	350-550
V-Cr-Ti	$T=600 \text{ }^\circ\text{C}$, 3,2 $T=550 \text{ }^\circ\text{C}$, 4,7	400-700
SiC-SiC	2,5	20-1000
W	8,8	500-1500

Улучшение термомеханических свойств обычных W сплавов для их эксплуатации в диапазоне температур $700\text{-}1300^\circ\text{C}$ и высоких давлений ($\sim 10 \text{ МПа}$) выглядит многообещающим. Повышенное внимание уделяется исследованиям, направленным на повышение вязкости вольфрамовых сплавов путем получения ультрамелкозернистых материалов с низким содержанием примесей внедрения [8]. Особое внимание уделяется фундаментальным исследованиям режимов разрушения и динамики хрупкости. По степени

важности возникшие проблемы можно распределить следующим образом. Критическая проблема: скорость ползучести и прочность W в диапазоне температур $700\text{-}1300^\circ\text{C}$ и вязкость разрушения в диапазоне $20\text{-}1300^\circ\text{C}$, а также влияние облучения на эти свойства. Главная проблема: рост трещин ползучести, вязкость и деформируемость W. Второстепенная: малоцикловая усталость, распространение трещин, статические напряжения в интервале $20\text{-}1300^\circ\text{C}$.

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ И РАДИАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА

Вольфрам и его сплавы имеют высокую температуру плавления, хорошее сопротивление эрозии, отменную термостойкость, малый коэффициент термического расширения, высокую теплопроводность, отличную совместимость с жидкими металлами. Все это является необходимыми условиями для применения в будущих термоядерных реакторах. Главным недостатком W сплавов является их высокая температура хрупкого перехода $T_{\text{хр}}$, на которую влияют нагартовка (наклеп), размер зерен и примеси [9]. Область дивертора термоядерного реактора подвергается высоким термическим нагрузкам и характеризуется большими температурными градиентами и термонапряжениями. В процессе эксплуатации эти напряжения могут вызвать трещины в материале, поэтому для применения в качестве конструкционного материала нужно получить сплав с достаточно высокой вязкостью при комнатной температуре и выше.

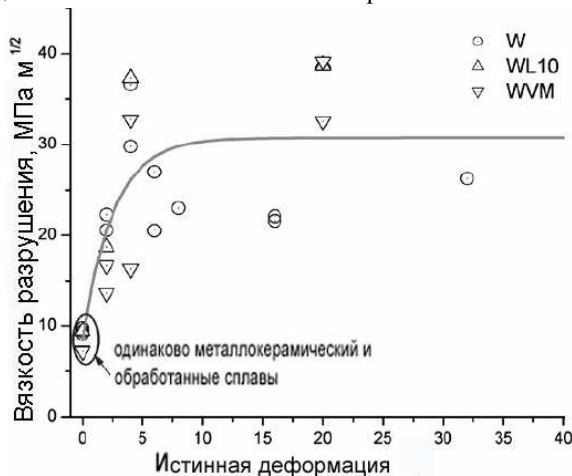


Рис. 2. Влияние КВД на вязкость разрушения для различных сплавов, испытанных при комнатной температуре.

W - вольфрам технической чистоты (99.98%); WL10 - вольфрам, упрочненный дисперсными частицами окисла лантана; WVM - вольфрам, легированный калием. [10, 11].

После первичных оценок были найдены два сплава с приемлемыми свойствами [8, 10]. Это материал W10LA (W, содержащий 1 % La_2O_3) и сплав WVM (W с умеренным легированием калием). Для увеличения вязкости и понижения характерной для W сплавов высокой температуры хрупкого перехода, $T_{\text{хр}}$, в лабораторных условиях были получены маломерные образцы с мелкозернистой матрицей. Вольфрам с субмикронной кристаллической структурой становится более вязким, а температура $T_{\text{хр}}$ понижается. Faleschini и др. [10] показали, что интенсивная пластическая деформация (ИПД) вольфрама методом кручения под высоким давлением (КВД) при 400°C благоприятно влияет на его вязкость разрушения (рис.2). Размер зерна после КВД был около 300 нм . Эксперименты на трех разных вольфрамовых материалах, подвергавшихся ИПД, проиллюстрировали, что получение вольфрама с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой увеличивает вязкость разрушения в 2-3 раза.

Объяснением может служить зарождение дополнительных, подвижных краевых дислокаций. Перераспределение примесей в сочетании с высокой плотностью дислокаций является причиной высокой вязкости разрушения УМЗ вольфрамовых сплавов. Однако начало процессов восстановления и рекристаллизации сдвигается в сторону более низких температур из-за аккумулированной энергии при интенсивной пластической деформации. Микроструктура легированных калием материалов была стабильной после отжига при $T=1200^{\circ}\text{C}$, несмотря на перекристаллизацию, но вязкость разрушения при этом уменьшалась.

В обычных материалах вязкость обуславливается зарождением и движением дислокаций, а хрупкость – сколом. В работах [12, 13] было показано, что в наноструктурных материалах с размером зерна меньше 25 нм активность дислокаций замедляется и классический механизм пластической деформации неприменим. В таких материалах дислокационный механизм деформации следует заменить на механизм ползучести преимущественно по границам зерен [14, 15]. Исходя из этих и других данных, авторы работы [16] для описания деформации в наноструктурных материалах предложили модель, включающую в себя скольжение и диффузию по границам зерен и вращение зерен. Для объяснения перехода из вязкого состояния в хрупкое при разрушении в материале с размером зерен менее 25 нм [17] выполнили количественное сравнение ползучести по границам зерен и разрыхления (порообразования) границ как два конкурирующих механизма, которые управляют распространением трещин в нанокристаллических металлах. Пластическая деформация по границам зерен вызывает затупление трещины и релаксацию напряжений у ее вершины, в то время как разрыхление межзеренных границ способствует распространению трещины. Если преобладает первый механизм, то материал в основном проявляет свойства вязкости. Если доминирует второй механизм, материал становится хрупким.

Введение таких легирующих примесей как рений улучшает вязкость, однако это не решает проблему для будущих энергетических станций из-за ограниченных запасов Re и проблемы наведенной активности этого элемента. Поиск альтернативных легирующих элементов с таким же эффектом как у Re является темой для дальнейших исследований.

Для вольфрамовых сплавов характерен обычный для ОЦК металлов переход из вязкого состояния в хрупкое. Параметры структуры, управляющие свойствами вязкости и хрупкого разрушения, сложны и еще не изучены. Кроме рассмотрения обычного хрупкого разрушения зерен в ОЦК металлах ключом к пониманию механизма разрушения в W сплавах и, следовательно, к улучшению механических свойств является модель скола по границам зерен. Для улучшения свойства и понимания механизма вязкости разрушения в будущих исследованиях будет разрабатываться концепция, основанная на микроструктурной матрице материалов. Такой подход следует начинать с количественного анализа влияния размера и формы границ, характера границ и примесей, плотности и распределения дислокаций, словом - всего так называемого «зернограничного дизайна» [8].

Облучение материалов высокоэнергетичными частицами порождает пары Френкеля: вакансия – межузельный атом. Повышение радиационной стойкости возможно путем торможения радиационно-стимулированных, свободно мигрирующих межузельных атомов и вакансий. Для этого необходимо наличие границ раздела типа твердое тело – твердое тело и короткая длина диффузии в направлении границы зерна. Наноструктурные материалы, соответствующие этим условиям, демонстрируют улучшенные свойства [18, 19, 20] благодаря высокой плотности дислокаций и большой доли межзеренных границ по сравнению с обычными материалами, имеющими размер зерен свыше микрона. Такое улучшение свойств обеспечивается также и мелкодисперсными выделениями и/или окислами. Как маленькие зерна, так и внесенные дисперсные частицы дают большое отношение суммарной свободной поверхности границ к объему. Большой процент атомов подвергается влиянию этих границ, которые действуют как центры аннигиляции для мигрирующих точечных дефектов – межузельных атомов и приводят к меньшей генерации дефектов в зерне по сравнению с крупнозернистым материалом. Однако в некоторых других случаях зарождение дефектов в нанокристаллах может даже увеличиваться, так как энергия образования вакансии ниже в аморфных областях границ зерен [21].

Накопление точечных дефектов, как правило, приводит к деградации макроскопических характеристик материалов, происходит радиационное упрочнение, потеря пластичности, уменьшение вязкости разрушения, повышение температуры хрупкого перехода, аморфизация и объемное расширение.

Кроме низкотемпературного охрупчивания вольфрам подвержен также радиационному охрупчиванию. Для того чтобы достичь высоких характеристик W для термоядерного применения необходимо значительно уменьшить это охрупчивание, особенно деградацию при облучении высокоэнергетическими частицами. В работах [22, 23, 24, 25] выполнено широкое исследование радиационных явлений. Показано, что имеется три возможные методики для снижения радиационно-стимулированной деградации, а именно: использование радиационно-стимулированных межзеренных выделений [26], радиационно-стимулированных фазовых превращений (внутреннее мартенситное превращение) [27, 28] и введение стоков (с высокой плотностью) для радиационно-стимулированных точечных дефектов. Последняя методика является наиболее значимой и перекрывает остальные две при условии высокой чистоты, мелкозернистой структуры [27, 28] и низкой плотности дислокаций [29] и, таким образом, обеспечивает благоприятное влияние на радиационную стойкость W в широком диапазоне условий облучения. Однако применение этой методики при разработке W материалов

дает меньшую плотность (~94% [25]) и абсолютно хрупкое разрушение при низких напряжениях даже до облучения.

С помощью современных методов порошковой металлургии [24, 30], использующих механическое легирование в (МЛ) и горячее изостатическое прессование с последующей термомеханической обработкой [25, 30] можно получить W-(0,3-0,7) мас.%TiC со средним размером зерна 50-200 нм и относительной плотностью около 99 мас.% [24, 31], который обозначается как ультрамелкозернистый (УМЗ) W-TiC. УМЗ соединения W-TiC, для которых механическое легирование проводилось в атмосфере H₂, обнаруживают максимум предела разрушения вблизи 2 ГПа при комнатной температуре (рис.3) [24, 31].

Рис.3 показывает влияние легирования TiC и атмосферы МЛ на сопротивление разрушению при 3-х точечном изгибе.

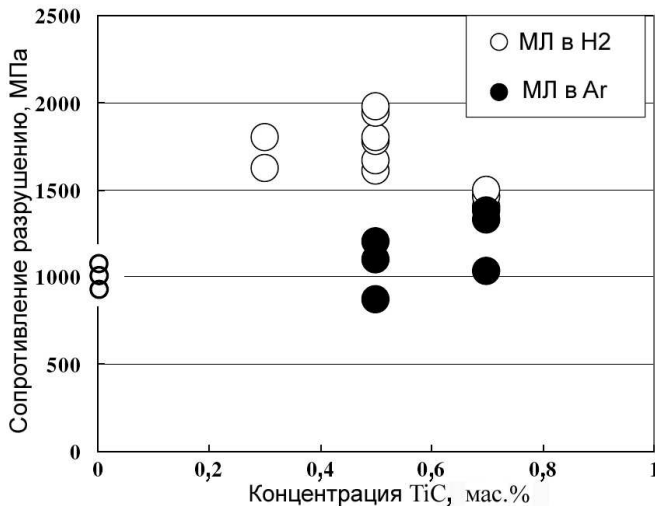


Рис. 3. Сопротивление разрушению чистого W и W-TiC, имеющего различный состав, сплавы измельчались в атмосфере водорода и аргона[24].

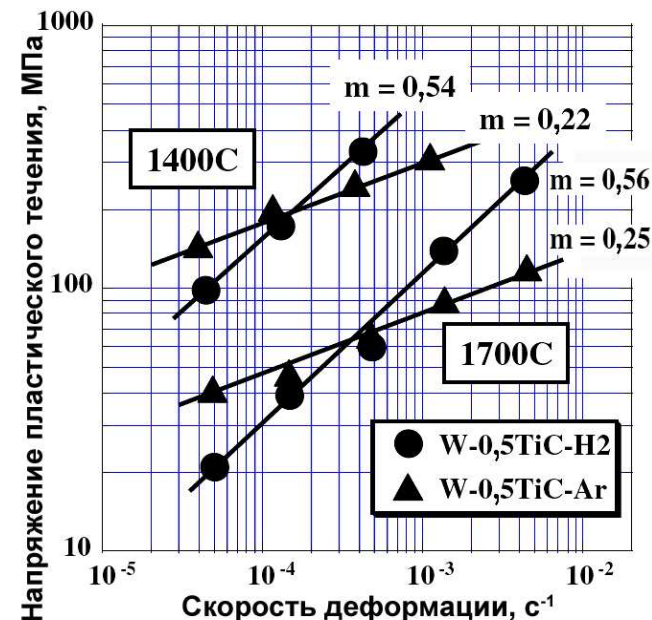


Рис. 4. Зависимость напряжения пластического течения от скорости деформации при 1673 К и 1973 К для W-0,5TiC-H₂ и W-0,5TiC-Ar. m –восприимчивость напряжения течения к скорости деформации [18]

мас.%) и размером зерен в диапазоне 50-200 нм, проведя эксперименты по их облучению нейтронами и ионами гелия. Карбид титана уменьшает размер зерен в крупнозернистой структуре и улучшает прочность границ зерен. Было показано, что сплавы W-TiC, полученные механическим легированием в различных средах и с последующим горячим изостатическим прессованием и имеющие УМЗ матрицу, характеризуются более

Сопротивление разрушению при изгибе, σ_f , оценивалось по формуле $\sigma_f = \frac{3PL}{2Bt^2}$, где P –

прикладываемая нагрузка, L – расстояние между опорами (13,3 мм), B и t – соответственно ширина и толщина образца, σ_f сильно зависит от добавок TiC и атмосферы МЛ.

Например, было показано, что МЛ в атмосфере N₂ (на рисунке не показано), в отличие от H₂, пагубно влияет на σ_f , и дальнейшие исследования W-0,5TiC-N₂ не проводились. Однако полученный максимум предела разрушения все еще ниже предела текучести УМЗ W-TiC и непосредственно перед разрушением вязкость не наблюдается. Следовательно, для УМЗ W-TiC нужно обеспечить вязкость при комнатной температуре.

Для выяснения динамики сверхпластической деформации в УМЗ W-TiC, были исследованы зависимости напряжения пластического течения от интенсивности деформации и температуры для W-0,5TiC-H₂ и W-0,5TiC-Ar [18]. Здесь напряжение пластического течения определено как напряжение, при котором скорость деформационного упрочнения становится нулевой, а скорость деформации равняется скорости пластического течения. Было показано, что оба материала обнаруживают сходную температурную зависимость пластического течения в диапазоне температур 1400-1700°C. С другой стороны, зависимости скоростей деформации обоих материалов показывают совершенно различную динамику, что видно из рис.4. Наклон этих прямых линий дает величину чувствительности к скорости деформации, m . W-0,5TiC-H₂ демонстрирует сверхпластичность при 1400-1700 °С, с более высокой чувствительностью напряжения течения к скорости деформации $m=0,5-0,6$. С другой стороны, W-0,5TiC-Ar не обнаруживает свойства сверхпластичности при более малой величине $m=0,2$. Это наводит на мысль о том, что Ar оказывают неблагоприятное воздействие на сверхпластическую деформацию.

Kurishita и др. [18] исследовали также радиационную стойкость полученных УМЗ-структур с различными добавками TiC (0,3-0,7

высоким эксплуатационными характеристиками под воздействием облучения нейтронами и ионами гелия с энергией 3 МэВ, чем серийно выпускаемый чистый вольфрам.

Плотность пор в обычном вольфраме, после облучения при 600°C, в 3-4 раза выше, чем в ультрамелкозернистом W-0,5 мас.%TiC, тогда как не существует заметного различия в количестве радиационно- стимулированных межузельных дислокационных петель. Упрочнение под нейтронным облучением, которое наблюдается для обычного вольфрама, в данном случае подавляется; т.е. при определенных добавках TiC материал даже размягчается при облучении нейтронами. В УМЗ вольфраме подавляется также и развитие поверхностных повреждений, вызванных облучением гелием, таким образом, предполагается, что границы зерен могут удерживать определенное количество гелия. Итак, мелкозернистый материал понижает содержание гелия внутри зерна. Деформация материала W-TiC зависит не только от размера зерна, но также и от среды процесса механического легирования, например, Ag и H₂ [32]. Наполненные аргоном пузырьки растут, срстаются и приводят к внутризеренному разлому.

Правильное количество TiC является ключевым для получения пластичного материала, так как границы раздела вольфрам/титан – как предполагается – являются ограничителями процесса Ag порообразования.

ЭРОЗИЯ МАТЕРИАЛА

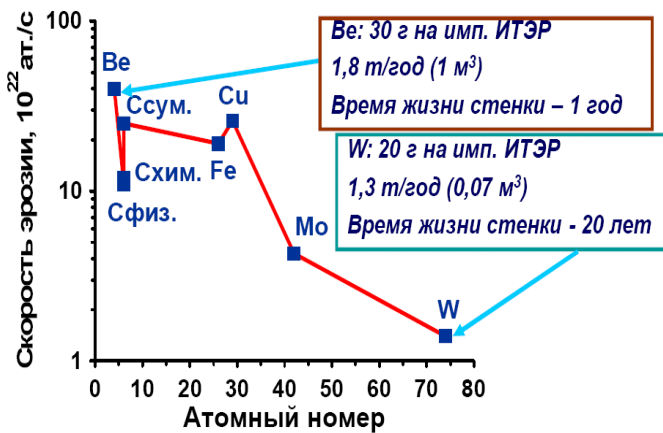


Рис. 5. Скорости эрозии материалов в зависимости от их атомного номера.

В процессе эксплуатации реактора отдельные частицы вольфрамового материала вследствие распыления поверхностного слоя элементов конструкции blankets могут накапливаться в разрядной камере и неконтролируемым образом влиять на распределение электромагнитных полей при каждом цикле разряда. Таким образом, вольфрам — из-за высоких значений Z, при поступлении в зону горения плазмы может вызвать нарушение условия самоподдерживания термоядерной реакции. Следовательно, время эксплуатации W, сильно зависит от скорости эрозии распыления. Для оценки этой скорости были проведены эксперименты на вольфрамовых материалах, предназначенных главным образом для ITER [33, 34, 35].

На рис.5 приводится оценка эрозии материалов, контактирующих с плазмой, полученная методом моделирования [36].

ПРОБЛЕМЫ АКТИВАЦИИ МАТЕРИАЛА

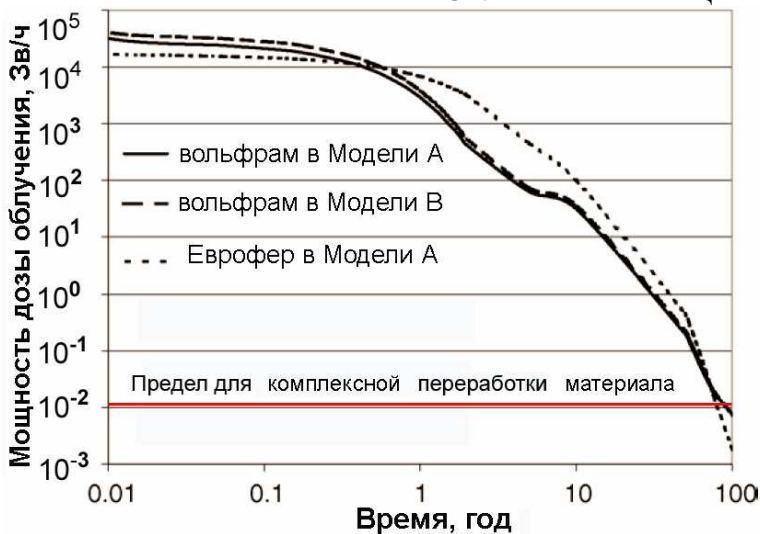


Рис.6. Мощность дозы гамма-излучения защитного W- слоя для моделей установки А, В, и Еврофера в уст. А, непокрытого защитным слоем.

материала без защитного покрытия, и незащищенного, обращенного непосредственно к плазме, Еврофера, в модели установки А.

Для оценки целесообразности использования вольфрама как защитного слоя первой стенки под воздействием облучения по программе PPCS был проведен ряд исследований [37, 38]. В одном из них, в рамках моделирования [39], рассматривался 2 мм слой вольфрама на ферритно-мартенситной первой стенке blankets для двух вариантов ТЯР (А и В). На рис. 6 приводится промоделированный уровень гамма-излучения при контакте с вольфрамовым материалом. При оценке уровня гамма-излучения используется мощность эквивалентной дозы, переданная излучением за один час одному килограмму вещества, соответствующего по своему составу и плотности мягкой ткани человека.

Для сравнения подобные вычисления были проведены для

Гамма-излучение свыше 10000 Зв/ч после выключения установки может стать серьезной проблемой для переработки отработанного материала. В начальной стадии выхолаживания мощность излучения защитного слоя из вольфрама в три раз выше, чем эта доза для эквивалентной массы Еврофера, используемого в качестве материала первой стенки без защитного вольфрамового слоя. По истечении первых двух-трех месяцев после остановки реактора мощность гамма-излучения материала остается относительно высокой, но после 6 месяцев выхолаживания она начинает снижаться и становится ниже, чем у Еврофера.

Мощность дозы гамма-излучения вольфрамового защитного слоя понижается ниже уровня 20 мЗв/ч примерно через 75 лет (рис.6), позволяя классифицировать материал как материал, подлежащий комплексной переработке, а теплота радиоактивного распада ниже 10 Вт/м³ (в вольфраме, 5×10^{-7} кВт/кг) через 50 лет. Именно мощность дозы гамма-излучения, а не теплоотдача, определяет время, после которого переработка материала становится возможной.

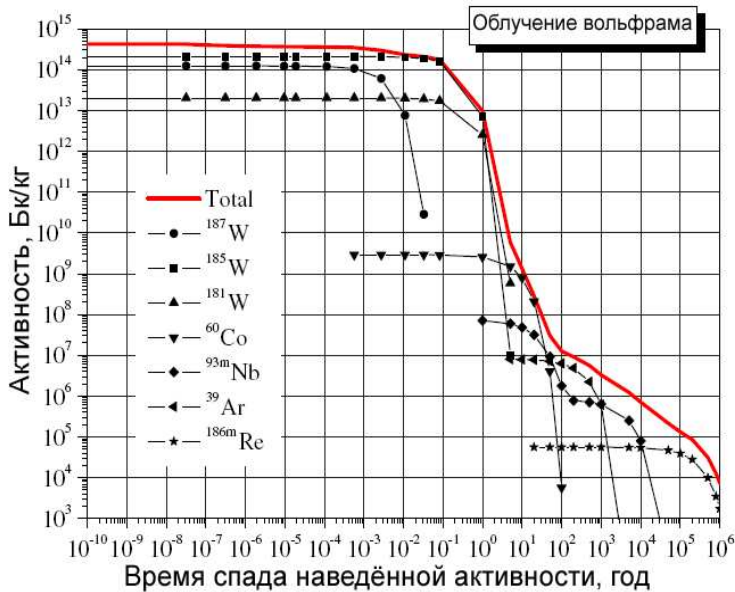


Рис.7. Удельная активность вольфрама в первой зоне дивертора.

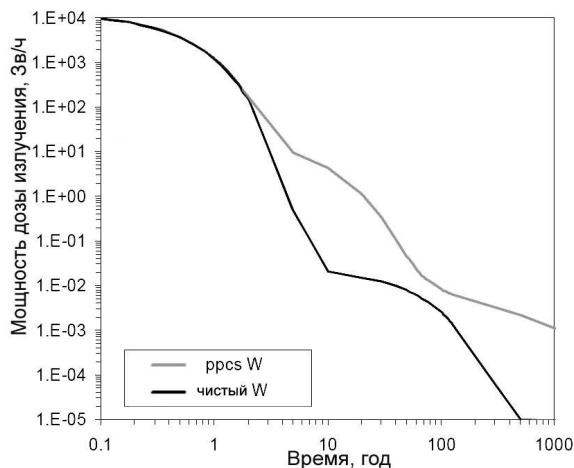


Рис.8. Мощность излучения W-PPCS и гипотетически чистого W, используемого в качестве защитного покрытия первой стенки в течение 5 лет.

зрения активации примесей необходимо для снижения уровня активации и уменьшения времени выдержки материала, после использования в ТЯР. В большинстве материалов (316ss-сталь, W, Li₄SiO₄ и Be) основной вклад в мощность излучения после 100 лет вносят примеси, за исключением нескольких изотопов образующихся на атомах самого чистого материала (таких как изотопы Hf в W, или Bi- и Pb-изотопы в LiPb). Примеси являются источниками долгоживущих радиоактивных изотопов. Процентное соотношение влияния различных примесей в материале имеет сложную зависимость от местоположения материала в конструкции

Главным результатом недавних исследований в рамках PPCS было то, что во всех четырех моделях установки не требовалось долговременного захоронения используемого вольфрама после ста лет выхолаживания [1], так как активность материала после эксплуатации в установке снижалась до уровня, при котором комплексная переработка материала становится возможной. Материал определен для долговременного захоронения, если контактная мощность гамма-излучения выше 20 мЗв/ч или теплота радиоактивного распада более 10 Вт/м³. Эти пределы являются до некоторой степени произвольно выбранными, а предел 20 мЗв/ч сейчас является предварительным.

В работе [40] методом компьютерного моделирования были оценены активация и трансмутация вольфрама, как материала, непосредственно обращенного к плазме, в диверторе термоядерного реактора с охлаждаемым гелием, литиево-свинцовым бланкетом. Было показано, что на характер активации после длительного времени выхолаживания влияют продукты активации предполагаемых примесей в материале, в то время как активация в начальный период выхолаживания обусловлена активностью стабильных изотопов самого W. Возможность дистанционно управляемой переработки (<100 мЗв/ч) может быть достигнута после 50 лет выхолаживания.

Результаты вычислений активации вольфрама, облученного в первой зоне дивертора, показаны на рис. 7. Долговременная активация, главным образом, обусловлена активацией случайных примесей (⁶⁰Co, ^{93m}Nb).

Ограничение нежелательных с точки

установки и от самого нейтронного спектра. Первичное излучение, взаимодействуя с ядрами атомов материала, рождает вторичное излучение.

Для того чтобы уровень излучения конструкционных материалов после окончания эксплуатации не превышал 2 мЗв /ч после 100 лет выдержки, содержание первичных и вторичных источников радионуклидов не должно превышать 1ppm (0,0001 мас.%). В некоторых случаях пределы допустимого количества элементов – первичных источников не превышает 0.1ppm (0,00001 мас.%) [41].

Вследствие мягкого нейтронного спектра в НСПВ (охлаждаемом гелием свинцово-литиевом) бланкете содержание таких примесей как Eu, Sm, Pb, Bi, Th и U должно быть строго ограничено.

В случае 316ss-стали, W и LiPb контроль нежелательных примесей помогает снизить уровень активации, но основной вклад в высокий уровень активации, к сожалению, вносит сам основной элемент. Мощность излучения чистого вольфрама, используемого в качестве защитного слоя в течение 5 лет в установке PPCS-B или PPCS-AB, превышает 2 мЗв/ч после 100 лет выдержки вследствие изотопов: Hf-178m и Hf-178n. Контроль примесей в вольфраме позволяет снизить время выдержки с 45 до 8 лет при мощности излучения 100 мЗв/ч (рис.8) [41].

Поскольку даже небольшое количество примесей значительно влияет на активацию материала, в таблице 3 приводится элементный состав W-материалов, используемых в моделях ТЯР[39, 41].

Данный элементный состав W-материала является результатом серии исследований, специально предназначенных для оптимизации состава этих материалов относительно активационных свойств и технологической возможности получения.

Таблица 3

Примесный состав W-материала в моделях ТЯР.

Элемент	мас.%	Элемент	мас.%	Элемент	мас.%	Элемент	мас.%
H	0,01	Ti	0,01	Ru	0,001	Dy	$5 \cdot 10^{-5}$
He	0,01	V	0,01	Rh	$3 \cdot 10^{-4}$	Ho	$4 \cdot 10^{-5}$
Li	$1 \cdot 10^{-4}$	Cr	0,01	Pd	0,001	Er	0,001
Be	0,006	Mn	0,006	Ag	$5 \cdot 10^{-4}$	Tm	0,01
B	0,002	Fe	0,007	Cd	$5 \cdot 10^{-4}$	Yb	0,01
C	0,06	Co	0,003	In	0,01	Lu	0,001
N	$9 \cdot 10^{-4}$	Ni	0,001	Sn	0,005	Hf	0,002
O	0,1	Cu	0,002	Sb	0,01	Ta	0,002
F	0,003	Zn	0,01	Te	$1 \cdot 10^{-4}$	W	99,4
Ne	0,01	Ga	0,01	I	0,01	Re	0,03
Na	0,004	Ge	0,01	Xe	0,003	Os	0,02
Mg	0,01	As	0,01	Cs	$6 \cdot 10^{-4}$	Ir	0,001
Al	$1 \cdot 10^{-4}$	Se	0,001	Ba	0,01	Pt	$9 \cdot 10^{-4}$
Si	0,01	Br	0,01	La	0,01	Au	0,01
P	0,01	Kr	0,001	Ce	0,01	Hg	0,01
S	0,01	Rb	0,01	Pr	0,01	Tl	0,003
Cl	0,002	Sr	0,01	Nd	0,01	Pb	0,005
Ar	0,01	Y	0,01	Sm	$7 \cdot 10^{-4}$	Bi	$5 \cdot 10^{-5}$
K	$7 \cdot 10^{-5}$	Zr	$8 \cdot 10^{-4}$	Eu	$5 \cdot 10^{-5}$	Th	$5 \cdot 10^{-5}$
Ca	$5 \cdot 10^{-5}$	Nb	$5 \cdot 10^{-4}$	Gd	0,001	U	$5 \cdot 10^{-5}$
Sc	0,01	Mo	0,004	Tb	$5 \cdot 10^{-5}$		

ПЕРЕРАБОТКА МАТЕРИАЛА

Возможно применение ограниченного количества материала, восстановленного из элементов дивертора, где уровень продуктов трансмутации Re и Os, вдвое меньше, чем этот уровень в материалах первой стенки.

Восстановленный, доведенный до требуемого состояния материал, может применяться для плазменного напыления на новую сменную первую стенку бланкета. Для восстановления с целью повторного использования материалов может применяться следующий метод, включающий ряд технологических процессов [42]:

1. Удаление вольфрама из элементов диверторной мишени с помощью шевингования.
2. Очистка вольфрама от трития в вакуумной печи.
3. Измельчение (дробление или гранулирование для получения порошка), в соответствии к техническим требованиям для напыляемого материала.
4. Краткосрочное хранение материала в соответствии с требованиями радиационного контроля.
5. Плазменное напыление на защитные элементы нового бланкета.

Переработка обычных материалов на основе вольфрама является одной из основных проблем его использования в мире. Существует стандартная технология переработки W, сплавов на основе W, WC, включающая следующие этапы:

1. Оксидирование нагревом в воздухе при температуре около 1300°C.
2. Смешивание с первичным концентратом, если необходимо восполнить часть материала до соответствующей техническим требованиям массы.
3. Обработка в автоклаве содо- или едко щелочным выщелачиванием в вольфрамат.
4. Очистка.
5. Осаждение в виде вольфрамата кальция CaWO_4 .
6. Разложение в вольфрамовую кислоту.
7. Растворение в нашатырном спирте.
8. Кристаллизация в виде аммониевого паравольфрамата или $(\text{NH}_4)[\text{H}_2\text{W}_{12}\text{O}_{42}]$.

Схема переработки отработанного материала варьируется. Увеличение продуктов трансмутации Os и Re, ведущих к возможным фазовым превращениям [43], может быть устранено использованием сокращенного метода, включающего в себя этапы 1, 3, 6, 7 и 8. Os удаляется на этапе 1, так как высоко токсичный тетроксид OsO_4 является летучим компонентом и плавится при температуре 40°C, кипит при температуре 130-135°C. Re будет выкристаллизовываться в виде NH_4ReO_4 , на 8 этапе.

Несмотря на то, что использование приведенной выше технологии переработки позволяет хорошо удалять основные продукты трансмутации, на этих этапах не удается удалить Hf-, Ir- и Pt- изотопы. Концептуальная схема переработки, основанная на процессе хлорирования и дистилляции [44] характеризуется хорошим выделением неблагоприятных продуктов трансмутации, особенно для Ir и Pt.

Переработка WC защитного слоя может включать в себя использование двух методов, описанных выше. Выбор технологии переработки будет зависеть от уровня активации использованного WC материала.

ВЫВОДЫ

W сплавы можно рассматривать в качестве возможного защитного материала для дивертора ТЯР, то есть для обращенных к плазме компонент, работающих при высоких температурах и в условиях больших нейтронных потоков. Эти материалы имеют высокую температуру плавления, хорошее сопротивление ползучести, большую теплопроводность, малый коэффициент термического расширения, низкое давление паров и высокое сопротивление эрозии, а также выдерживают высокие нейтронные нагрузки, обусловленные эксплуатацией в термоядерной установке.

Однако необходимы исследования и технологические разработки по улучшению вязкости и радиационной стойкости W сплавов. Особое ударение следует сделать на разработке ультрамелкодисперсных и наноструктурных материалов с низким содержанием примесей внедрения. Нужно улучшить термомеханические свойства вольфрамовых сплавов для применения в бланкете. Первоочередной задачей разработок должно стать улучшение пластичности и вязкости разрушения. Вызывает опасение высокий уровень активации вольфрамового материала. Представляет интерес снижение уровня активации отработанных W-сплавов за счет контроля примесного состава, который позволит значительно снизить время выдержки материалов и, впоследствии, сможет обеспечить возможность их повторного использования.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Cook I., Maisonnier D., Taylor N.P. et al. European fusion power plant studies // Fusion Sci. Techn. – 2005. - Vol. 47. - P. 384–392.
2. Maisonnier D., Cook I., Sardain P., Boccaccini L. et al. The European Power Plant Conceptual Study // Fusion Eng. Des. – 2005.- Vol. 75–79. - P. 1221–1227.
3. Maisonnier D., Cook I., Pierre S. et al. DEMO and fusion power plant conceptual studies in Europe // Fusion Eng. Des. – 2006. - Vol. 81. - P. 1123–1130.
4. Gulden W., Ciattaglia S., Massaut V. and Sardain P. Main safety issues at the transition from ITER to fusion power plants // Nucl. Fusion. – 2007 - Vol. 47. - P. 1391–1398.
5. Кондрик А.И., Ковтун Г.П., Даценко О.А., Щербань А.П. Современные материалы для термоядерной энергетики. Обзор.-Харьков: ННЦ ХФТИ. – 2008. – С. 69.
6. Norajitra P., Boccaccini L.V., Diegele E., et al. Development of a helium-cooled divertor concept: design-related requirements on materials and fabrication technology // J. Nucl. Mater. – 2004. - Vol. 329–333. - P. 1594–1598.
7. Abdou M. A. Exploring novel high power density concepts for attractive fusion systems // Fusion Eng. Des. – 1999. - Vol. 45. - P. 145–167.
8. Lasser R., Baluc N., Boutard J.-L., Diegele E., Dudarev S. et al. Structural materials for DEMO: The EU development, strategy, testing and modelling // Fusion Eng. Des. – 2007. - Vol. 82. - Iss. 5-14. - P. 511–520.
9. Riedle J. Der Bruchwiderstand in Wolfram-Einkristallen: Einfluss der kristallographischen Orientierung, der Temperatur und der Lastrate. - Düsseldorf: VDI-Verlag.– 1995. – 214 S. (in German).
10. Wurster S., Pippan R. Nanostructured metals under irradiation // Script. Material. – 2009. - Vol. 60. - P. 1083–1087.
11. Faleschini M., Kreuzer H., Kiener D., Pippan R. Fracture toughness investigations of tungsten alloys and SPD tungsten alloys // J. Nucl. Mater. – 2007. - Vol. 367–370. - P. 800–805.

12. Ke M., Hackney S. A., Milligan W. W. and Aifantis E. C. Observation and measurement of grain rotation and plastic strain in nanostructured metal thin films // *Nan. Mater.* – 1995. - Vol. 5. - Iss.6. - P.689-697.
13. Schuh C. A., Nieha T. G. and Yamasaki T. Hall–Petch breakdown manifested in abrasive wear resistance of nanocrystalline nickel // *Script. Material.* – 2002. - Vol. 46. - Iss. 10. - P. 735-740.
14. Schitz J., Karsten, Jacobsen W. A maximum in the strength of nanocrystalline copper // *Science.* – 2003. - Vol. 301, № 5638. - P. 1357 – 1359.
15. Van Vliet K. J., Tsikata S., Suresh S. Model experiments for direct visualization of grain boundary deformation in nanocrystalline metals // *Appl. Phys. Lett.* – 2003. - Vol. 83, №7. - P. 1441-1443.
16. Yang W., Wang H. Mechanics modeling for deformation of nano-grained metals // *J. Mech. and Phys. of Solids.* – 2004. - Vol. 52. - Iss. 4. - P. 875-889.
17. Yang F., Yang W. Brittle versus ductile transition of nanocrystalline metals // *Intern. J. of Solids and Structur.* – 2008. - Vol. 45. - P. 3897–3907.
18. Kurishita H., Kobayashi S., Nakai K., Ogawa T. et al. // *J. Nucl. Mater.* – 2008. – Vol. 377. - P. 34–40.
19. Nita N., Schaeublin R. et al. Impact of irradiation on the microstructure of nanocrystalline materials // *J. Nucl. Mater.* – 2004. - Vol. 329–333. - P. 953–957.
20. Radiguet B., Etienne A., Pareige P. et al. Irradiation behavior of nanostructured 316 austenitic stainless steel // *J. Mater. Sci.* – 2008. - Vol. 43, № 23-24. - P. 7338-7343.
21. Ovid'ko, A. Sheinerman. Irradiation-induced amorphization processes in nanocrystalline solids // *Appl. Phys. A: Mater. Science & Proces.* - 2005. - Vol. 81. - P. 1083–1088.
22. Nemoto Y., Hasegawa A., Satou M., Abe K. Microstructural development of neutron irradiated W–Re alloys // *J. Nucl. Mater.* - 2000. - Vol. 283-287. - P.1144-1147.
23. Maloy S., James M., Sommer Jr. W. et al. The effect of 800 MeV proton irradiation on the mechanical properties of tungsten at room temperature and at 475°C // *J. Nucl. Mater.* – 2005. - Vol. 343. - P.219-226.
24. Kurishita H., Amano Y., Kobayashi S. et al. Development of ultra-fine grained W–TiC and their mechanical properties for fusion applications // *J. Nucl. Mater.* – 2007. - Vol. 367-370. - P.1453-1457.
25. Kitsunai Y., Kurishita H. et al. Microstructure and impact properties of ultra-fine grained tungsten alloys dispersed with TiC // *J. Nucl. Mater.* – 1999. - Vol. 271-272. - P. 423-428.
26. Kitsunai Y., Kurishita H., Shibayama T., Narui M., Kayano H. Effect of neutron irradiation on low temperature toughness of TiC-dispersed molybdenum alloys // *J. Nucl. Mater.* – 1996. - Vol. 239. - P.253-260.
27. Kurishita H., Kuwabara T., Hasegawa M., Kobayashi S., Nakai K. Microstructural control to improve the resistance to radiation embrittlement in vanadium // *J. Nucl. Mater.* – 2005. - Vol. 343. - P.318-324.
28. Kurishita H., Kobayashi S., Nakai K. et al. Intrinsic martensite formation in neutron irradiated V–1.6%Y alloys with fine-grained structure of highly pure matrix // *J. Nucl. Mater.* – 2006. - Vol. 358. - P.217-226.
29. Kitsunai Y., Kurishita H., Kuwabara T. et al. Radiation embrittlement behavior of fine-grained molybdenum alloy with 0.2 wt%TiC addition // *J. Nucl. Mater.* – 2005. - Vol. 346. - P.233-243.
30. Ishijima Y., Kurishita H., et al. Current status of ductile tungsten alloy development by mechanical alloying // *J. Nucl. Mater.* – 2004. - Vol. 329–333. - P.775-779.
31. Kurishita H., Kobayashi S., Nakai K. et al. Current status of ultra-fine grained W–TiC development for use in irradiation environments // *Physic. Script.* – 2007. - Vol. 128 - P.76-80.
32. Kurishita H., Kobayashi S. et al. Development of ultra-fine grained W–(0.25–0.8)wt%TiC and its superior resistance to neutron and 3 MeV He-ion irradiations // *J. Nucl. Mater.* – 2008. - Vol. 377. - P. 34–40.
33. Maier H., Krieger K., Balden M. and the ASDEX Upgrade-Team. Erosion and deposition in the ASDEX Upgrade tungsten divertor experiment // *J. Nucl. Mater.* – 1999. - Vol. 266–269. - P. 1003–1008.
34. Brooks J. N., Causey R., Federici G., Ruzic D. N. Assessment of erosion and surface tritium inventory issues for the ITER divertor // *J. Nucl. Mater.* - 1997. - Vol. 241-243. - P. 294-298.
35. Hirooka Y. // *J. Nucl. Mater.* – 1998. - Vol. 258-263. - P. 1045-1049.
36. Smirnov V.P., Semenov I.B. Problems and perspectives of thermonuclear synthesis // Report on the International Conference on Muon Catalyzed Fusion and Related Topics.– June 18-21. – Dubna, Russia, 2007.
37. Sato S. and Nishitani T. Impact of armor materials on tritium breeding ratio in the fusion reactor blanket // *J. Nucl. Mater.* – 2003. - Vol. 313-316. – P. 690-695.
38. Rieth M., Boutard J.-L., Dudarev S., Pamela J. Review on the EFDA work programmer for fusion materials development of tungsten and tungsten alloys // Report on 25th Symposium on Fusion Technology. – September 15–19 2008. – Max-Planck Institute für Plasmaphysik, Rostok, Germany, 2008.
39. Taylor N.P., Pampin R. Activation properties of tungsten as a first wall protection in fusion power plants // *Fusion Eng. & Des.* – 2006. - Vol. 81. - P.1333–1338.
40. Fischer U., Pereslavtsev P., Muslang A., Rieth M. Transmutation and activation analysis for divertor materials in a HCLL-type fusion power reactor // *J. Nucl. Mater.* – 2009. – Vol. 386–388. – P. 789–792.
41. Pampin R., Forrest R., Bestwick R. Consideration of strategies, industry experience, processes and time scales for the recycling of fusion irradiated material // United Kingdom Atomic Energy Authority Report.– FUS 539. - March 2007.
42. Riley B.F. and Bestwick R.D. Evaluation of low activation armour materials for fusion power plants in relation to long term waste management // NNC Report C6195/TR. - Nov. 2000. - Iss. 2. – P. 4.
43. Cottrell G., Pampin R. and Taylor N.P. Transmutation and phase stability of tungsten armour in Fusion power plants // *Fusion Scienc. and Technol.* – 2006. – Vol. 50. - P. 89-98.
44. Butterworth G. Can we recycle fusion materials? // *Fusion Technol.* – 1992. - Vol. 21. - P. 1994-2000.