

УДК 533.9

ПЕРЕСМОТР КОНЦЕПЦИИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ В КАЧЕСТВЕ ОБРАЩЕННЫХ К ПЛАЗМЕ МАТЕРИАЛОВ ТЕРМОЯДЕРНОГО РЕАКТОРА

© 2019 г. Т. Tanabe^{a, b, *}

^a Advanced Research Institute for Natural Science and Technology, Osaka University, Osaka 558-8585, Japan

^b Национальный исследовательский ядерный университет “МИФИ”, Москва, 115409 Россия

*e-mail: tanabe@ocarina.osaka-cu.ac.jp

Поступила в редакцию 09.08.2018 г.

После доработки 20.09.2018 г.

Принята к публикации 20.10.2018 г.

Рассмотрена возможность использования углеродных материалов в качестве обращенных к плазме материалов (ОПМ) в термоядерных реакторах. Рассмотрены процессы, происходящие в углеродных материалах под действием нейтронного облучения, такие как эрозия, повторное осаждение углерода, накопление водорода и повреждение под действием потоков нейтронов. При этом учтены результаты недавних исследований, проведенных на многих плазменных установках, включая такие крупные токамаки как JET и JT-60U. Сделан вывод, что углеродные материалы могут быть успешно использованы в термоядерных реакторах в качестве ОПМ, если из них изготавливать защитные пластины, механически закрепленные на теплоотводящих элементах. Повышение рабочей температуры поверхности пластин уменьшает накопление трития и негативное воздействие облучения нейтронами. Механическая фиксация позволяет легко заменять защитные углеродные пластины с помощью дистанционного манипулирования, а периодические перерывы в работе для обслуживания реактора дают возможность для плановой замены защитных пластин. Кроме того, плановое удаление трития из первой стенки за счет изотопического обмена при проведении разрядов в дейтерии и установка сменных охлаждаемых пластин в области дивертора для удаления повторно осажденного углерода вместе с захваченным тритием позволит значительно уменьшить накопление трития в реакторе.

DOI: 10.1134/S0367292119040073

1. ВВЕДЕНИЕ

В реакторе ITER не предполагается использовать углеродные материалы (УМ) в качестве обращенных к плазме материалов (ОПМ) из-за опасений возникновения сильной эрозии и сильного накопления трития (Т) в повторно осажденных слоях углерода [1, 2]. (В данной статье используются сокращения “УМ” для углеродных материалов и “Н” для любых изотопов водорода). Более того, УМ скорее всего не будут использоваться и в DEMO также из-за опасений их повреждения под действием нейтронных потоков. На сегодняшний день, вольфрам (W) представляется единственно возможным кандидатом на роль ОПМ [2, 3]. Тем не менее, накопление трития, плохая стойкость к ударным тепловым нагрузкам и потеря пластичности при облучении вольфрама потоком нейтронов все еще вызывают беспокойство [4–12]. В частности, накопление трития в W-пластинах может оказаться значительным вследствие большой глубины проникновения трития и его захвата внутри дефектов, созданных нейтрон-

ным облучением [11, 12]. В предыдущей работе [4] мы показали, что УМ могут быть использованы в ITER в качестве ОПМ, указав на завышение накопления трития в покрытиях из УМ.

Цель настоящей работы – продемонстрировать возможность использования УМ в термоядерном реакторе в виде обращенных к плазме защитных пластин, привлекая для этого недавно полученные данные экспериментов на JT-60U [4, 6], продемонстрировавших, что при рабочей температуре 573 К эрозия углеродных пластин и накопление в них водорода невелики, а также данные лабораторных исследований различных свойств УМ при повышенных температурах.

Вначале вкратце описана структура углеродных материалов, поскольку она крайне важна для понимания происходящих в них процессов химической эрозии, накопления изотопов водорода и разрушения под действием нейтронного облучения, которые обсуждаются в последующих разделах. На основе этих обсуждений предложен спо-

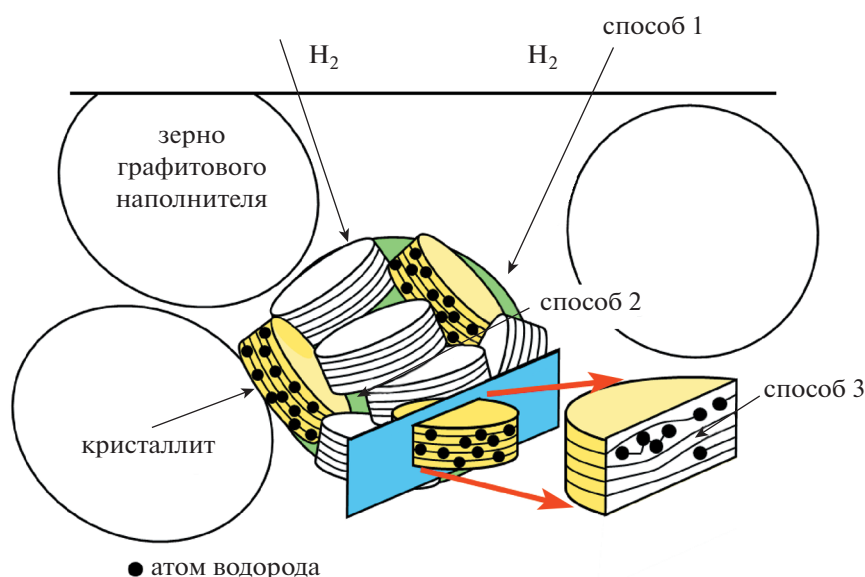


Рис. 1. Схематическое изображение микроструктуры углеродных материалов и проникновение водорода в них [14].

соб использования УМ в качестве ОПМ в термо-ядерном реакторе.

2. СТРУКТУРА УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ И ЗАХВАТ ВОДОРОДА

2.1. Описание микроструктуры углеродных материалов

Твердыми УМ, обладающими простейшей структурой, являются либо монокристаллический графит, в котором все атомы находятся в состоянии sp^2 -гибридизации, либо алмаз, в котором все атомы находятся в состоянии sp^3 -гибридизации. Существует еще одно состояние — sp -гибридизация. Любые углеродные материалы образуются из связанных атомов углерода, находящихся смеси состояний sp , sp^2 и sp^3 гибридизации. Для термоядерных приложений ядерный графит и карбопластики были исследованы и доработаны для использования в качестве ОПМ [13]. На рис. 1 схематически показана структура ядерного графита [14], который состоит из частиц основного наполнителя и связующего вещества, добавленного для спекания. Частицы наполнителя состоят из кристаллитов (кристаллообразный графит в сочетании с многослойным графаном), которые обладают большим количеством дефектов, и плохо кристаллизованы или графитированы [15]. Поскольку каждый кристаллит имеет свою собственную ориентацию оси кристалла, то его теплопроводность сильно отличается для различных ориентаций оси кристалла, а именно, она очень высока в направлении, параллельном базисной плоскости (графан) и очень мала в перпендикулярном направлении. Поэтому в ядер-

ном графите, который образуется при спекании кристаллитов и частиц наполнителя и является макроскопически однородным, оси кристаллов имеют случайные ориентации. Из-за наличия больших открытых полостей (открытых пор) между частицами наполнителя, плотность ядерного графита (которая составляет около $1.5\text{--}1.8\text{ г/см}^3$) намного меньше, чем плотность монокристаллического графита (2.26 г/см^3).

В карбопластике частицы наполнителя заменяются углеродными волокнами с добавлением смолы, или же используют химическое осаждение из газовой фазы (ХОГФ) для создания матрицы. Как правило, углеродные волокна плохо кристаллизованы и имеют низкую теплопроводность. Для термоядерных приложений волокна в карбопластике должны быть графитированы, чтобы обеспечивать более высокую теплопроводность. Тем не менее, при изготовлении карбопластика направления плетения волокон создают макроскопическую неравномерность теплопроводности, поэтому 3D или 2D-карбопластик должен использоваться с учетом направления плетения волокон. В карбопластике CX-2002U, изготовленном фирмой TOYO TANSO USA, Inc, и использованном на JT-60U для изготовления защитных пластин [16], углеродные волокна являются разветвляющимися, что обеспечивает однородность как теплопроводностных, так и механических свойств материала.

Параметры наполнителя и волокон были получены из данных лазерной рамановской спектроскопии (ЛРС) [17–19]. В спектре монокристаллического графита присутствует одиночный пик 1580 см^{-1} , именуемый G-пиком, в то время

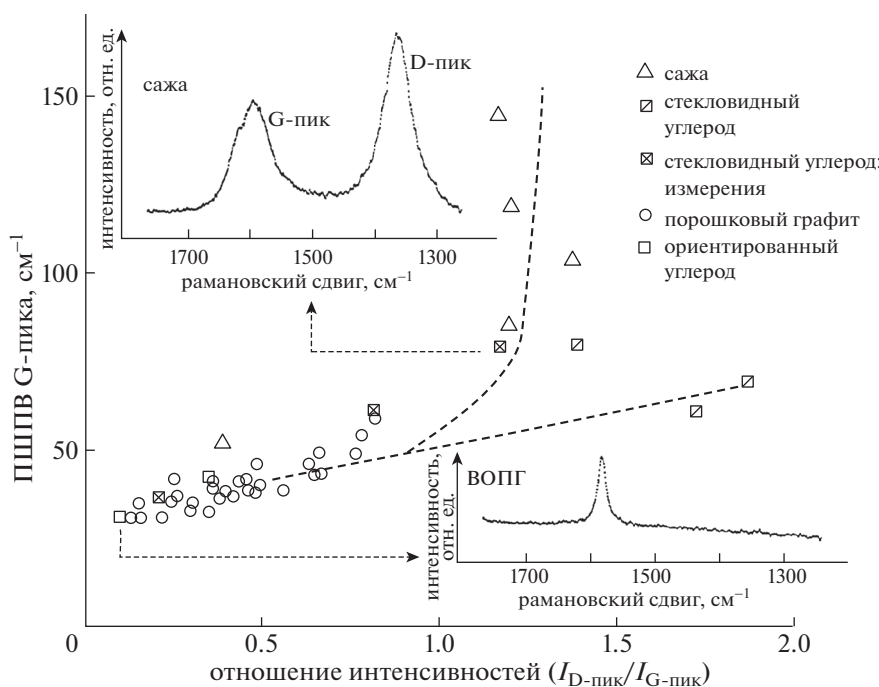


Рис. 2. Определение характеристик зерен наполнителя различных углеродных материалов (УМ) по спектрам комбинационного рассеяния (КР) [17]. ПШПВ (полная ширина на полувысоте) G-пика и отношение интенсивностей D- и G-пиков в спектрах КР приведены для различных УМ, чтобы показать последовательное изменение степени графитизации или кристалличности их наполнителей. На вставках для примера показаны спектры КР для ВОПГ (высокоориентированного пиролитического графита) и стекловидного углерода.

как в спектре наполнителя имеется дополнительный пик 1355 см^{-1} , именуемый D-пиком. D-пик появляется в результате возникновения турбулентности слоистой структуры или же возрастания числа атомов углерода в состоянии sp^3 -гибридизации [18, 20]. В спектрах плохо графитированных наполнителей G-пик уширен, а интенсивность D-пика больше. Таким образом, по ширине G-пика и/или отношению интенсивностей G- и D-пиков можно судить о кристалличности наполнителя и волокон, что проиллюстрировано на рис. 2 [17]. На рисунке схематически показано, как можно упорядочить различные углеродные материалы по ПШПВ G-пика и отношению интенсивностей G- и D-пиков. Другими словами, степень графитизации любого УМ может быть определена методом ЛРС. На рисунке кристалличность или графитизация кристаллитов ухудшаются при движении от левого нижнего к правому верхнему углу.

Любое облучение частицами, обладающими высокой энергией, ухудшает кристалличность наполнителя и волокон [18–24]. На рис. 3 показано, как меняются рамановские спектры с ростом флюенса частиц, падающих на образцы высокоориентированного пиролитического графита (ВОПГ), облучаемого потоками He^+ (с энергией 25 кэВ) и D^+ (с энергией 25 кэВ) при температуре

473 К, и ядерного графита, облучаемого нейтронами с энергией свыше 1 МэВ при температурах 473–673 К [21, 24]. Начиная с кристаллического графита, для которого ширина G-пика наименьшая, происходит уширение G-пика и появление D-пика. Отношение интенсивностей G- и D-пиков возрастает, что указывает на уменьшение кристалличности в кристаллитах. Наконец, микроструктура образцов становится аморфной, то есть однородной в трех пространственных направлениях. На рис. 4 показаны изображения, полученные с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ), которые иллюстрируют, как нарушается упорядочение базисных плоскостей графитовых волокон в графене при облучении потоком электронов с энергией 200 кэВ [23]. После интенсивного облучения слоистая структура была полностью утрачена, и даже наблюдалось появление углерода в форме фуллеренов. На рис. 5 собраны воедино данные по изменению ПШПВ G-пика и отношения интенсивностей G- и D-пиков для всех облученных образцов. Вставки на рисунке представляют собой изображения решетки, полученные с помощью ПЭМ [19]. Каждая линия соответствует базисной плоскости. Можно видеть, как разрушается кристалличность графита при облучении высокоэнергетичными частицами. Стрелки на рис. 5 по-

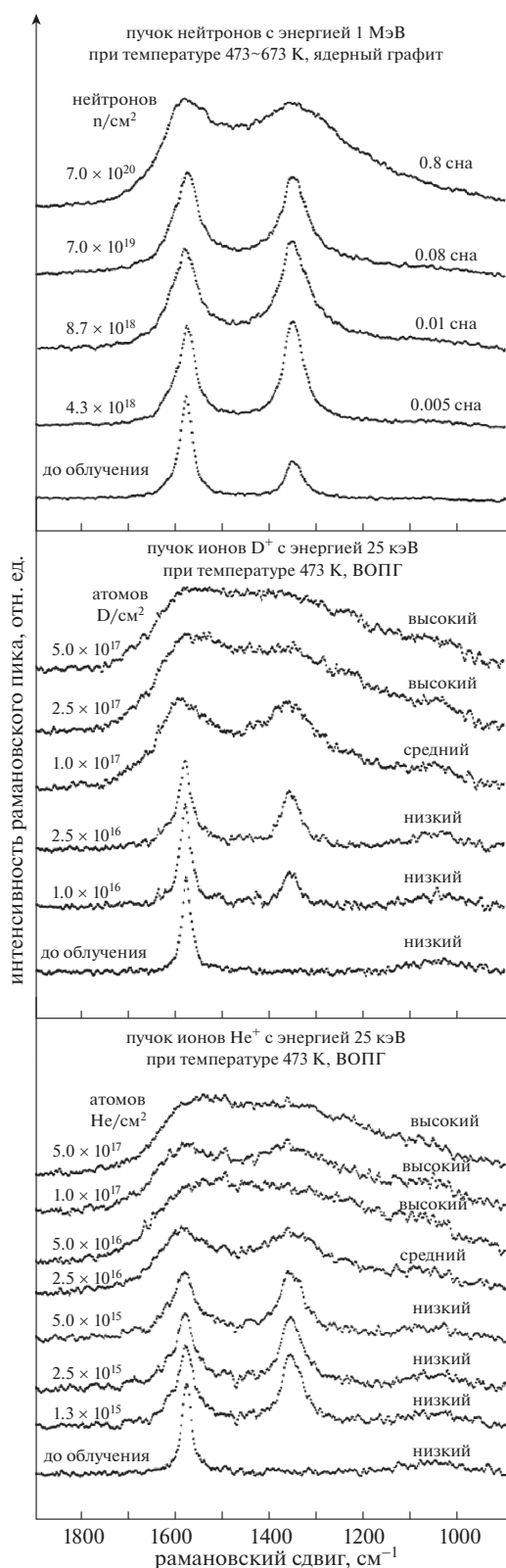


Рис. 3. Последовательные изменения с спектрах комбинационного рассеяния для высокоориентированного пиролитического графита (ВОПГ), облучаемого потоками He^+ (с энергией 25 кэВ) и D^+ (с энергией 25 кэВ) при температуре 473 К, и ядерного графита, облучаемого нейтронами с энергией свыше 1 МэВ при температурах 473–673 К [17, 18].

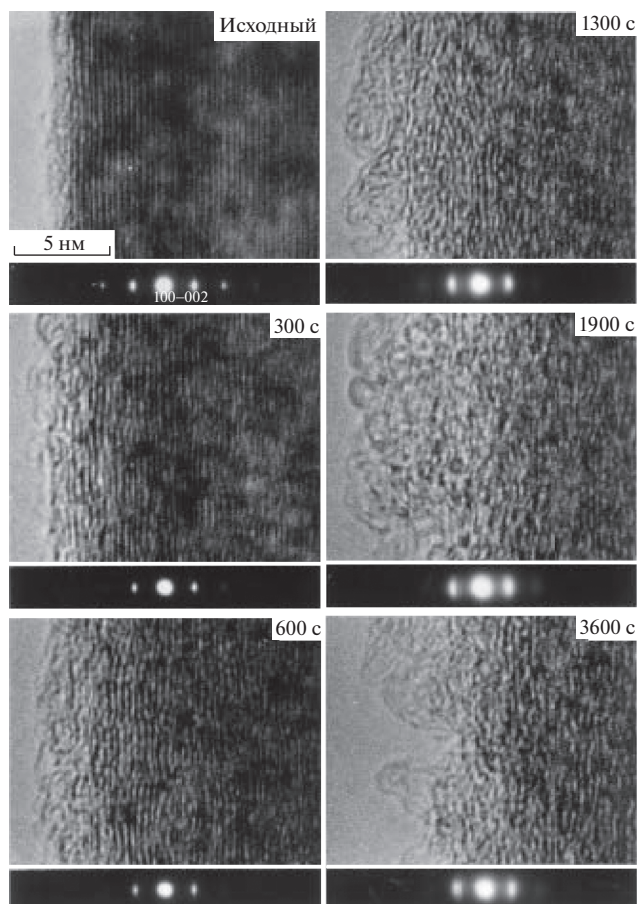


Рис. 4. Последовательные изменения решетки графитового волокна и соответствующие электронные дифракционные картины, полученные при облучении потоком электронов с энергией 200 кэВ и плотностью потока 2×10^{19} электронов/(см² с) [23].

казывают, что при облучении при различных температурах разрушение происходит по-разному. В разд. 6 подробно рассмотрены эффекты, возникающие при облучении образцов нейтронами.

2.2. Захват водорода

На рис. 1 также видно, как происходит проникновение водорода внутрь УМ [14]. Молекулы водорода (H_2) могут легко проникать через открытые поры (Способ 1), поэтому УМ обладают значительно большей газопроницаемостью, чем металлические материалы. Молекулы H_2 также проникают через щели между кристаллитами (Способ 2). Поэтому все поверхности кристаллитов одновременно подвергаются воздействию газообразного водорода H_2 . Молекулы H_2 также могут проникать между базисными плоскостями кристаллитов в результате интеркаляции (Способ 3) в случае, если давление H_2 повысится до чрезвычайно высоких значений, что вряд ли мо-

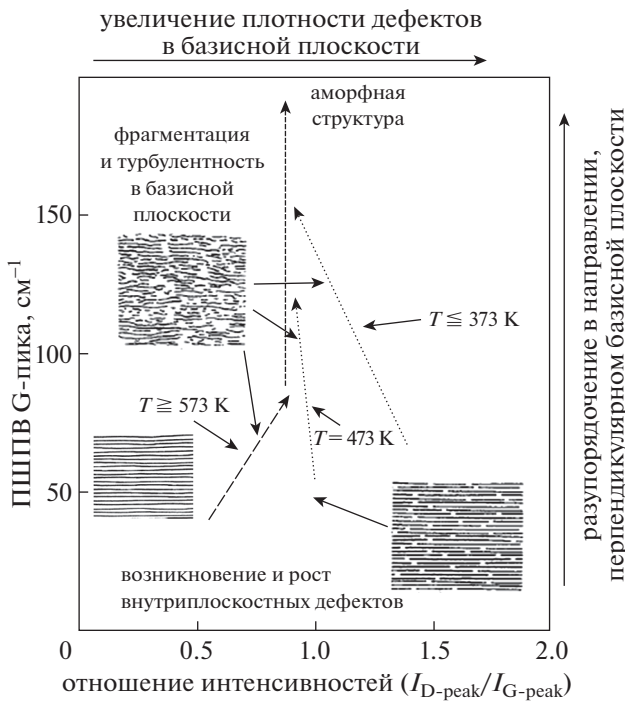


Рис. 5. ПШПВ G-пика и отношение интенсивностей D-пика и G-пика для облученных образцов углеродных материалов. На вставках показаны изображения решетки в базисных плоскостях, полученные с помощью ПЭМ [19].

жет произойти в термоядерных условиях. Атомы углерода в базисных плоскостях химически неактивны, и только атомы на границах плоскостей, находясь в окружении водорода, с большой вероятностью могут образовывать C–H-связи. Некоторые дефекты в базисных плоскостях могут захватывать атомы водорода. Нейтронное облучение создает дополнительные дефекты в базисных плоскостях, что увеличивает захват водорода. В нормальных условиях (при воздействии газа H₂), диссоциация H₂ на атомы и их проникновение или диффузия внутрь кристаллита через щели являются маловероятными, что следует из довольно малых растворимости и диффузионной способности атомов H в графите.

В случае инъекции высокоэнергетичных атомов водорода атомы углерода в базисных плоскостях могут непосредственно вступать в реакцию с инжектированными атомами и ионами H, или увеличение числа образовавшихся C–H-связей происходит в результате возникновения междоузлий и вакансий при инъекции. Некоторые из инжектированных непосредственно в кристаллиты атомов H рекомбинируют с образованием молекулы H₂, и затем происходит их накопление в промежутках между базисными плоскостями с образованием двояковыпуклой полости (очень тонкого (масштаба нанометра), но очень широ-

кого (масштаба микрометра) пузырька) [24]. Однако при дальнейшем облучении двояковыпуклые полости исчезают, поскольку разрушается упорядоченная структура в направлении базисной плоскости. И при увеличении флюенса пузырьки становятся сферическими, указывая на эволюцию структуры из двумерной в трехмерную.

После облучения УМ-потоком частиц H с высоким флюэнсом большинство атомов H, оставшихся в приповерхностном слое, оказываются связанными с атомами C, образуя насыщенные поверхностные слои с максимальной концентрацией H порядка 0.4 (отношение числа атомов H/C при стандартной температуре), как было описано в разделе 2. Тем не менее, некоторые атомы и ионы H могут проникать через открытые поры, чтобы быть захваченными на поверхностях частиц наполнителя, выходящих внутрь открытой поры, часто называемых внутренними поверхностями. Молекулы H₂, образовавшиеся на внутренних поверхностях, могут проникать еще глубже. На рис. 6 схематически показаны профили глубины проникновения водорода, возникшие в УМ в результате облучения высокоэнергетичными атомами H. Заметим, что в отличие от водорода H, “растворенного” в металлах, который может высвободиться посредством диффузии после прекращения загрузки H, большая часть атомов H в УМ находится в связанном состоянии, и для его высвобождения требуется термическая активация (нагрев). Количество водорода H, захваченного на поверхности УМ (независимо от способа загрузки: воздействие окружающего газа, плазмы или инжектированных высокоэнергетичных частиц), зависит от степени графитизации или кристалличности кристаллитов. Как правило, плохо графитизированные наполнители захватывают больше H [25], а облучение нейтронами также усиливает захват H, в особенности, при газовой загрузке [14].

На рис. 7 и 8 показано, как происходит накопление трития (T) в пластинах из ОПМ, которые подвергались воздействию DT-разрядов в токамаках TFTR [26] и JET [27]. На рис. 7а и 7б сравниваются профили трития, полученные с использованием технологии обработки автордиограмм трития, для двух пластин бамперного лимитера TFTR: графитовой пластины, покрытой слоями повторно осажденного углерода, и пластины из карбопластика, подвергнувшейся эрозии. На рис. 7а отчетливо видно, что тритий, в основном, накапливается в повторно осажденных слоях. Эродированная пластина из карбопластика накапливает значительно меньше трития на своей обращенной к плазме поверхности, в то время как ее боковые стороны, покрытые слоями повторно осажденного углерода, накапливают значительное количество трития. На увеличенном изобра-

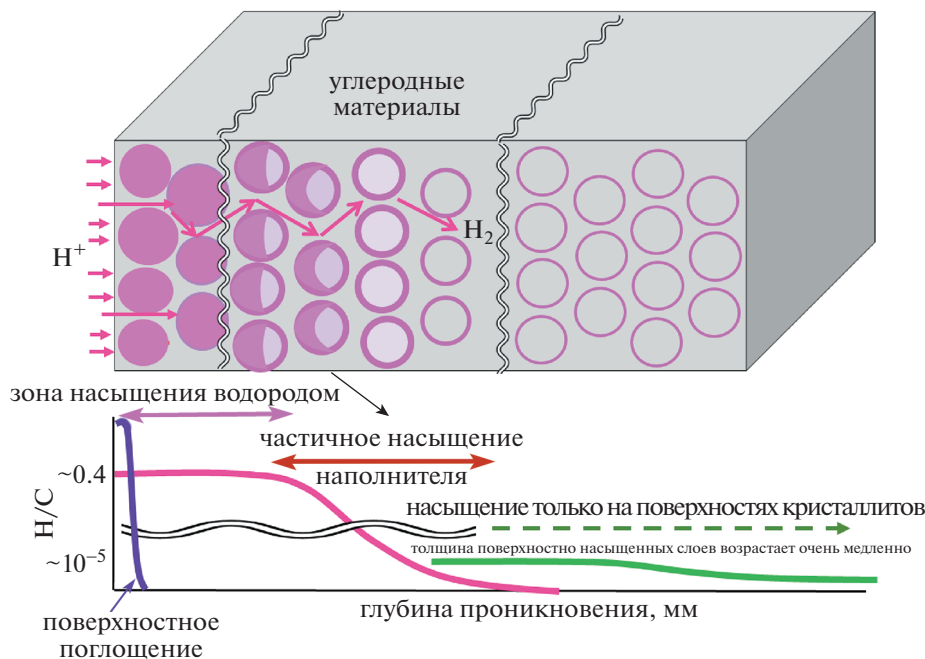


Рис. 6. Схематичное изображение проникновения атомов Н в УМ при облучении его высокоэнергетичными атомами Н и профили глубины проникновения. Кружками обозначены волокна внутри УМ. Отношение концентраций атомов на поверхности (при стандартной температуре) $H/C = 0.4$ и оно уменьшается с ростом температуры.

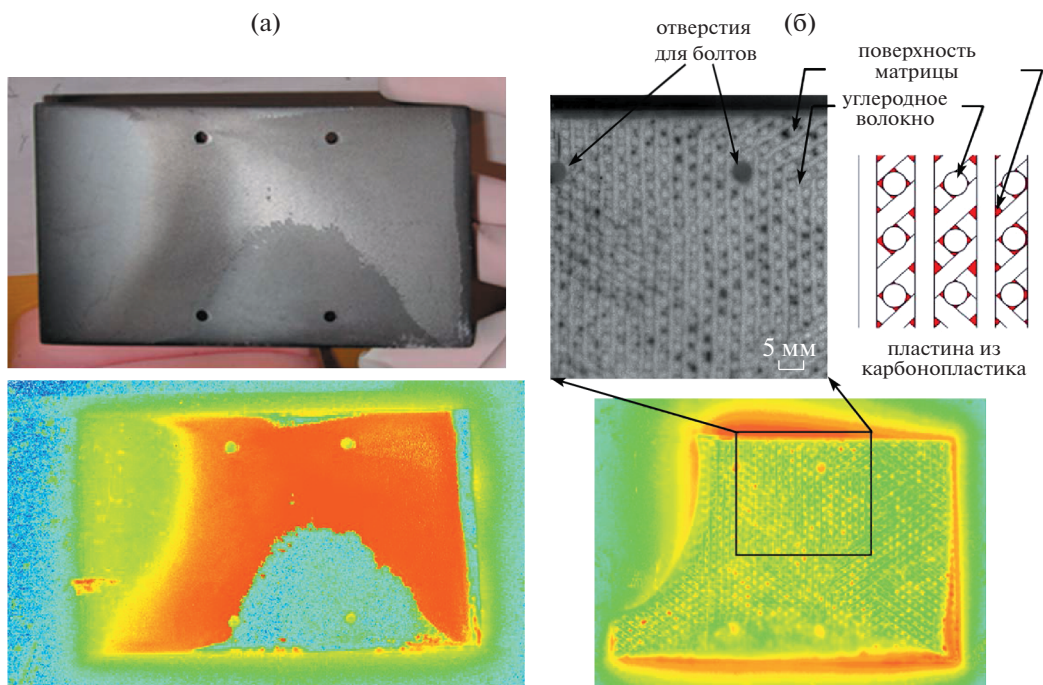


Рис. 7. (в цвете онлайн) Профили захвата трития на поверхности пластин бамперного лимитера TFTR, полученные с использованием технологии обработки авторадиограмм трития [26]. (а) Фотография (сверху) и профиль захвата трития на пластине из графита КА7. Пластина почти полностью покрыта слоями повторно осажденного углерода, которые захватывают тритий. Часть повторно осажденных слоев расслоилась, и в них оказалось мало захваченного трития. (б) Профиль захвата трития на пластине из карбопластика КС3. Пластина сильно эродирована, и на обращенной к плазме поверхности пластины находилось гораздо меньше трития, чем на боковых поверхностях, где происходило сильное повторное осаждение углерода и интенсивный захват трития в повторно осажденных слоях. Увеличенный фрагмент изображения эродированной поверхности четко демонстрирует более высокое накопление трития в матрице, чем в волокнах. На верхней левой вставке черный цвет соответствует большому количеству захваченного трития, а белый – меньшему.

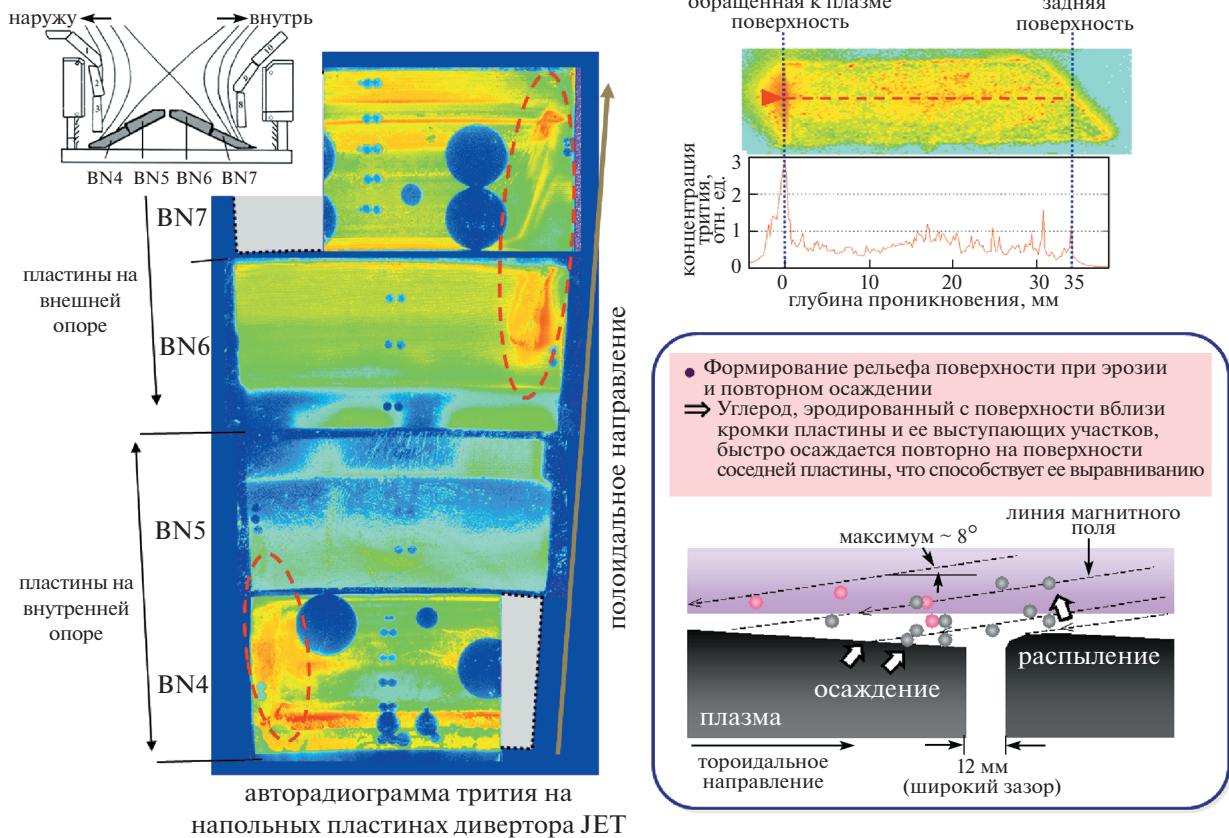


Рис. 8. (в цвете онлайн) Слева показаны профили захвата трития на поверхностях напольных пластин в диверторе Mark-II токамака JET, которые подверглись воздействию плазмы DT-разрядов, полученные с использованием технологии обработки авторадиограмм трития [27–29]. Более высокий захват трития, в основном, происходит в областях повторного осаждения углерода. Красными кругами на рисунке отмечены области, где происходило быстрое повторное осаждение углерода на соседние пластины. Обратим внимание, что потоки плазмы во внутреннем и внешнем диверторах направлены противоположно. Сверху справа показано распределение трития по глубине высверленного из пластины образца. Большая часть трития захвачена в поверхностных и приповерхностных слоях образца с обращенной к плазме стороны. Захват трития на задней поверхности чуть выше среднего по объему. Объемная концентрация трития остается низкой и однородной. Небольшие различия в количестве трития, захваченного в объеме образца, связаны с разными плотностями матрицы и волокон.

жении поверхностного распределения Т на эродированной пластине (рис. 7б), волокна пластины видны очень четко благодаря различному содержанию трития между волокнами и в матрице. Поскольку в этом конкретном карбопластике степень графитизации волокон значительно выше, чем матрицы, то удержание трития в карбопластике заметно хуже, чем в матрице, в соответствии с тем, что обсуждалось выше. На рис. 8 показаны профили трития, осажденного в DT-разрядах на поверхности пластин дивертора Mark-II токамака JET [27–29]. Так же как и на пластинах с TFTR, области, покрытые повторно осажденными слоями углерода, можно легко идентифицировать по большому количеству захваченного трития. По сравнению с эродированной пластиной бамперного лимитера TFTR, осаждение углерода на боковых поверхностях пластин дивертора в JET было намного меньше, что

говорит о меньшей эрозии пластин дивертора, чем лимитера. На рис. 8 также приведен профиль глубины проникновения Т в пластину с JET. На рисунке видно, что основное количество Т накапливается в поверхностных и приповерхностных слоях обращенной к плазме поверхности пластины. Количество трития, захваченного на задней поверхности пластины, было немного выше, чем среднее по объему значение. Хотя распределение трития по объему было неоднородным, в среднем не наблюдалось формирования градиента концентрации от передней к задней поверхности пластины. Это подтверждает данные, представленные на рис. 6, свидетельствуя о том, что проникновение Т происходит не посредством объемной диффузии, а посредством диффузии через поры. Колебание концентрации Т в объеме вызвано тем, что концентрация Т в матрице и волокнах различна [29].

3. ХИМИЧЕСКАЯ ЭРОЗИЯ И ЗАХВАТ ВОДОРОДА

Эрозия УМ за счет химического распыления с участием Н очень значительна, поскольку атомы и ионы Н могут непосредственно вступать в реакцию с любыми атомами углерода в базисных плоскостях с образованием метана [30]. Однако, при температурах свыше 800 К эрозия уменьшается с ростом температуры из-за химической нестабильности метана при столь высоких температурах. Термическое разложение метана используется для получения пироуглерода или даже алмаза [15, 31]. Химическая нестабильность метана также уменьшает захват Н в УМ, поскольку большая часть атомов Н, удерживаемых в УМ, захватывается или связывается с атомами углерода, образуя С—Н-связи [27, 31]. Соответственно, концентрация насыщения Н атомов на поверхности УМ, возникающая в результате внедрения ионов Н или же обработки поверхности водородной плазмой (или плазмой из изотопов водорода), уменьшается с ростом температуры, как показано на рис. 9 [32]. Вследствие крайне слабой диффузии в кристаллическом графите, атомам Н трудно проникать в кристаллиты. Насыщение изотопами водорода происходит только в слоях вблизи поверхности, которые подвергаются воздействию ионов и/или атомов Н, как видно по профилю глубины проникновения Т в пластины JET (см. рис. 8). На рис. 9 сравниваются температурные зависимости концентрации насыщения для образца УМ, подвергнутого имплантации ионов Н и для пластины из УМ, использованной на токамаке JT-60U. Видно, что зависимости вполне согласуются между собой. Данные, приведенные на рис. 9, показывают, что захват Н в УМ, используемых в качестве ОПМ, при температуре 800 К будет на один или два порядка хуже, чем при температуре ниже 400 К. Заметим, что концентрация насыщения при температуре ниже 400 К составляет около 0,4 в единицах отношения числа атомов Н/С, так как любые углеводороды с отношением С/Н свыше 0,5 являются летучими и не существуют в твердом состоянии [19, 27, 31]. Такое влияние температуры на химическую эрозию УМ и захват Н в УМ может объяснить значительное уменьшение эрозии и захвата Н в углеродных пластинах, обращенных к плазме, в токамаке JT-60U по сравнению с JET, которое видно из данных табл. 1 [4].

Весьма важно отметить, что выход химической эрозии начинает уменьшаться, когда падающий поток Н достигает величины примерно $10^{21} \text{ м}^{-2} \cdot \text{с}^{-10}$ [33]. Если все инжектируемые атомы и ионы Н идут на образование метана, то инжекция атомов водорода, поток которых составляет более 1/4 от плотности размещения углерода (около $10^{21} \text{ м}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$), приведет к появлению избыточного количества

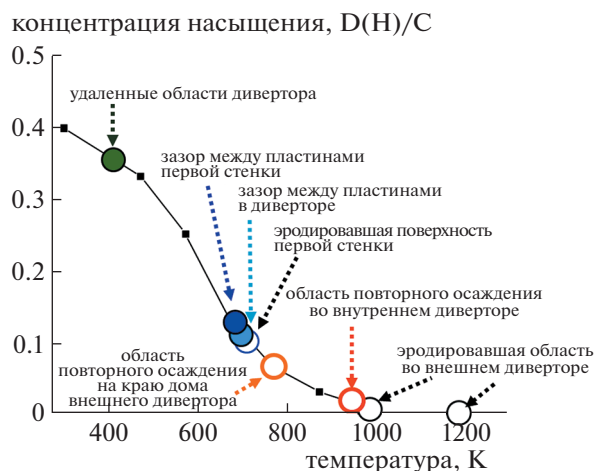


Рис. 9. Температурные зависимости поверхностных концентраций насыщения изотопов водорода в единицах атомного отношения ($D(H)/C$) для углеродных пластин, взятых с различных мест камеры JT-60U и для образца графита, облученного ионами Н (сплошная линия) [32].

атомов Н, которые будут рекомбинировать с образованием молекул H_2 . В действительности, максимальный выход при химическом распылении составляет около 0,08. Это означает, что большая часть атомов Н, бомбардирующей обращенную к плазме поверхность камеры реактора, будут либо отражаться от поверхности, оставаясь в атомарной форме Н, либо будут вторично испускаться поверхностью уже в молекулярной форме H_2 , и при этом поверхностные слои немедленно окажутся насыщенными атомарным водородом Н. Как уже отмечалось, проникновение атомарного водорода Н в кристаллиты весьма затруднено и поэтому толщина слоев, насыщенных водородом Н, не возрастает. Соответственно, атомарному водороду Н становится легче рекомбинировать с образованием молекулы H_2 . Это может оказаться основной причиной постепенного снижения выхода химической эрозии при более высоких бомбардирующих потоках. Конечно, вероятность вступления в реакцию или длительность реакции будут влиять на величину критического потока.

Некоторое количество Н будет диффундировать внутрь, но и коэффициент диффузии, и растворимость Н в кристалле углерода слишком малы, чтобы обеспечить объемное накопление водорода Н, за исключением миграции через поры, о чем говорилось выше. Недавно на JET были проведены эксперименты с ИТЭРоподобной стенкой, то есть все ОПМ в камере JET были покрыты металлом, что требует значительно более высокой скорости поступления водорода в камеру по сравнению с экспериментами с углеродным

Таблица 1. Сравнение экспериментов с полностью углеродными ОПМ на JET и JT-60U [4]

	JET	JT-60U
Скорость осаждения на внутреннем диверторе	5 г/час	2.3 нм/с
Скорость эрозии во внешнем диверторе	2.3 нм/с	0.7 нм/с
D/C в осажденных слоях	0.4–0.1	< 0.02
Осаждение в удаленной зоне	Жалюзи внутреннего дивертора 1 кг	Под внешним дивертором 7 г
Собранная пыль	На внутренней стороне	Внизу
Откачной патрубков	Большой зазор между плитками	Нет зазора между плитками
Выравнивание диверторных плиток	Ниже 500 К	Выше 600 К. Инерционно охлаждаемое основание
Температура плазмы в диверторе	Водяное охлаждение	

дивертором [34]. Эти эксперименты показали, что при металлическом покрытии не происходит насыщения ОПМ водородом, что, вероятно, связано с большим коэффициентом диффузии H в металлах. И наоборот, большая диффузия усиливает эмиссию водорода с поверхности металлической стенки после воздействия на нее плазмы.

В реакторе поток водорода, падающего на поверхность ОПМ, настолько велик, что на образование метана расходуется только небольшая его часть. Однако на сегодняшний день не существует установок со столь большим потоком частиц на стенку, за исключением линейных плазменных установок. Поэтому влияние потоков частиц на эрозию дивертора ИТЭР должно быть исследовано дополнительно.

4. ПЕРЕНОС ПОЯВИВШИХСЯ В РЕЗУЛЬТАТЕ ЭРОЗИИ УГЛЕРОДА И/ИЛИ УГЛЕВОДОРОДОВ В ТОКАМАКЕ

Хотелось бы отметить, что в токамаке не происходит переноса непосредственно углерода (или же молекул метана), появившихся в результате эрозии, на большие расстояния. Вместо этого, происходит повторное осаждение большей части углерода где-нибудь поблизости на эродированной поверхности. Это четко видно по распределению трития T на углеродных пластинах, использованных в DT-разрядах на токамаках TFTR [26] и JET [27–29]. Результатом этого является более высокий захват трития в повторно осажденных слоях (см. рис. 8). На рис. 8 на пластинах с пола дивертора видны круги, как с внутренней, так и с внешней стороны. Эти круги свидетельствуют о быстром повторном осаждении углерода, возникшего в результате эрозии одной из пластин, на поверхности пластины, соседней в тороидальном направлении. На пластинах бамперного лимитера, использованного в DT-разрядах на токамаке TFTR, также видны следы значительно более высокого повторного осаждения углерода на боко-

вых поверхностях эродированных пластин (см. рис. 7б). Это говорит о том, что хорошее выравнивание пластин должно уменьшить эрозию и последующее повторное осаждение углерода. Точная подгонка плиток друг к другу на токамаке JT-60U [16], возможно, явилась одной из причин того, что эрозия пластин на JT-60U была меньше, чем на JET (см. табл. 1). Весьма вероятно, что плазменное формирование рельефа поверхности пластин происходит при их эрозии и быстром повторном осаждении углерода, а именно, углерод, вылетевший с передней кромки пластины и ее выступающих частей, быстро осаждается повторно, заполняя близлежащие углубления на поверхности пластины, что приводит к ее выравниванию. В результате, общая эрозия и повторное осаждение углерода на обращенных к плазме поверхностях внутрикамерных элементов будут значительно снижены [35]. Поэтому простые оценки общей эрозии и повторного осаждения дадут завышенное значение.

Повторное осаждение углерода неизбежно в областях, находящихся в тени плазмы, таких как зазоры между плитками, затененные области в диверторе и удаленные области, например, системы откачки камеры. Повторное осаждение углерода в основном наблюдалось на боковых стенках в зазоре между плитками вблизи обращенных к плазме поверхностей, а осаждение на дне зазора было небольшим [36–38]. Удаление трития из повторно осажденных слоев прямо в камере является весьма затруднительным. Поэтому замена плиток вместе с повторно осажденными на их боковых поверхностях слоями является наиболее надежным способом уменьшить накопление трития в камере.

5. ВСТРАИВАНИЕ ТРИТИЯ В СЛОИ ОСАЖДЕННОГО УГЛЕРОДА

Накопление H в слоях углерода C, в основном, происходит за счет образования C–H связи, что

приводит к формированию поверхностных насыщенных слоев [6, 27, 38]. Однако, механизм встраивания H в повторно осажденные слои углерода пока еще не выяснен в деталях. Поскольку поток водорода на обращенные к плазме поверхности в реакторе чрезвычайно высок, то большая часть водорода, падающего на поверхности, отражается или же вновь спонтанно выбрасывается в плазму. Другими словами, под воздействием плазмы все обращенные к плазме поверхности немедленно насыщаются атомами H. С учетом легкого взаимного замещения изотопов, отношение концентраций D/T в поверхностных насыщенных слоях будет примерно таким же, как и в падающем на поверхность потоке. В пользу этого свидетельствуют эксперименты на JT-60U [6, 39], где взаимное замещение изотопов наблюдалось в приповерхностных областях. В то же время атомы H, захваченные в объеме, большая часть которых образовалась при проникновении молекул водорода через открытые поры, с трудом подвергаются изотопному замещению.

Даже в области затенения плазмой входящий поток водорода превышает поток углерода или метана. Соответственно, концентрация насыщения в повторно осажденных слоях определяется температурой, а не отношением концентраций H/C в падающем потоке (см. рис. 9). Поэтому захват атомов H в углеродных слоях всегда зависит от температуры: чем выше температура, тем меньше вероятность захвата. Кроме того, как показали исследования пластин с JT-60, захват атомов H в повторно осажденных слоях углерода на обращенных к плазме поверхностях происходит равномерно по площади [40]. Поскольку тепловой контакт повторно осажденных слоев с поверхностью пластин недостаточен, чтобы уменьшить их температуру, то, соответственно, высокая температура однородно распределяется по поверхности повторно осажденных слоев.

В тени плазмы температура повторно осажденных слоев меньше, чем на обращенных к плазме поверхностях. Поскольку тритий T захватывается в слоях повторно осажденного углерода в зазорах между плитками, то с этой же точки зрения нужно рассмотреть также затененные плазмой области в диверторе и откачные патрубки. В экспериментах наблюдалось, что большая часть эродировавшего углерода быстро повторно осаждается в непосредственной близости от области эрозии, а многократное повторение цикла “эрозия – повторное осаждение” может приводить к переносу углерода на большие расстояния, в том числе, в область дивертора или же откачных патрубков. Поэтому повторное осаждение углерода в зазорах между сильно эродировавшими пластинами и в затененных плазмой областях дивертора, сопровождающееся захватом трития, может быть использовано для удаления трития.

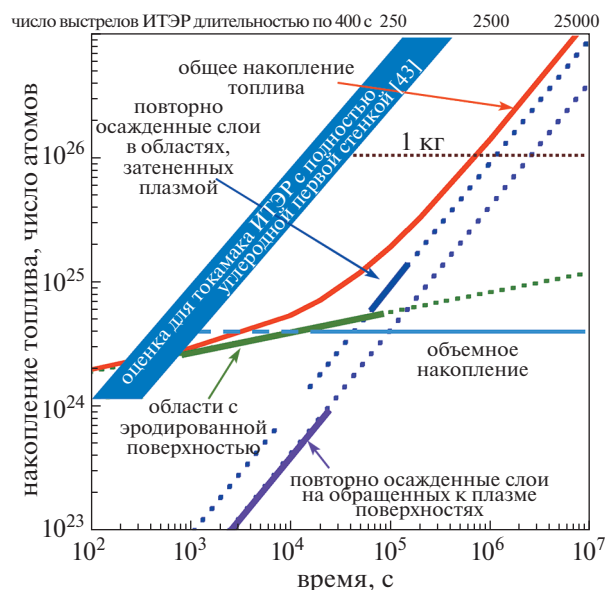


Рис. 10. Оценки накопления трития в реакторе с полностью углеродной первой стенкой в рабочих разрядах с температурой плазмы около 600 К, подобных разрядам, планируемыми для ИТЭР. Оценки сделаны на основании данных по захвату топлива (H + D) в экспериментах на токамаке JT-60U [41, 42]. Оценки для токамака ИТЭР с полностью углеродной первой стенкой даны в работе [43].

На рис. 10 схематически показано, как будет происходить захват частиц топлива в реакторе с полностью углеродной первой стенкой в рабочих разрядах с температурой плазмы 573 К, подобных разрядам, планируемыми для ИТЭР. Оценка сделана на основании наблюдений захвата топлива (H + D) в экспериментах на токамаке JT-60U [41, 42]. На рисунке захват топлива разделен на захват в объеме плазмы, захват в эродированных поверхностях, вторично осажденных слоях на обращенных к плазме поверхностях и областях, находящихся в тени плазмы, включая зазоры между пластинами. Для сравнения приведены оценки [43], сделанные для токамака ИТЭР с полностью углеродной первой стенкой. По сравнению с оценками [43], новые оценки, сделанные на основе эксперимента, дают величину на один или два порядка меньше. В основном, это объясняется меньшим значением концентрации насыщения захвата водорода углеродом при температуре 573 К, чем для токамака ИТЭР при рабочей температуре менее, чем 473 К. Заметим, что возрастание скорости захвата в объеме с ростом времени взаимодействия с плазмой в данном случае намного меньше, чем в случае металлической первой стенки, для которой захват H растет как квадратный корень из времени взаимодействия. Для реактора с полностью углеродной первой стенкой захват трития во вторично осажденных слоях в

областях, находящихся в тени плазмы, является преобладающим.

Из последующих обсуждений будет видно, что повторно осажденные слои в зазорах между пластинами первой стенки могут быть удалены из камеры при замене пластин, в то время как удалить повторно осажденные слои на пластинах в диверторной области вряд ли удастся. Наиболее вероятно, это проблема может быть решена путем установки (если это возможно) охлаждаемых пластин в областях дивертора, затененных плазмой, и/или в откатных патрубках, на которых будет повторно осажаться углерод, который, в свою очередь, будет захватывать изотопы водорода, включая тритий Т. Замена охлаждаемых пластин во время обслуживания установки будет наиболее простым способом уменьшения накопления трития, а также обратного поступления его в камеру.

6. ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ НЕЙТРОНАМИ

Деградация материалов при облучении нейтронами является серьезной проблемой с точки зрения использования углерода в термоядерных установках [4, 7, 8, 16, 44]. Уменьшение теплопроводности и изменение размеров (разбухание) являются главными аргументами против использования углерода в качестве ОПМ в термоядерном реакторе. Влияние нейтронного облучения на углеродные материалы, в частности, на ядерный графит, всесторонне изучалось с точки зрения возможности их использования в высокотемпературном газоохлаждаемом реакторе [45, 46].

В более ранних работах предполагалось, что радиационное повреждение графита обусловлено образованием малой междоузельной плоскости при накоплении междоузельных атомов между базисными плоскостями кристаллитов, которые возникают по аналогии с дефектами в металлах [45, 46]. Это объясняет разбухание в направлении, перпендикулярном базисной плоскости графита и сжатие в направлении, параллельном базисной плоскости, а также изменения теплопроводности на очень ранней стадии облучения. Однако интенсивное облучение графита приводит к образованию аморфной структуры, то есть 3D однородной структуры [21, 47]. Это не имеет объяснения в рамках модели междоузельной плоскости. Как видно на вставке на рис. 5, недавние исследования наглядно продемонстрировали, что радиационные повреждения сопровождаются фрагментацией материала с образованием мелких кристаллитов и поворотом их кристаллических осей, то есть, изменением порядка упаковки и увеличением межплоскостного расстояния. Это приводит к структуре с пятью или семью атомами углерода в кольце (вместо шести атомов углерода в кольце графана) [22, 48–50]. Радиационные повреждения также сопровождаются из-

менением гибридизации атомов углерода с sp^2 на sp^3 при облучении графита, и в обратную сторону при облучении алмаза [20, 51, 52]. Это подтверждается появлением структур типа фуллеренов, которые видны на рис. 4, для графита, облучаемого потоком электронов [23, 50].

Эти процессы разрушения углерода, скорее всего, противоположны процессам графитизации, показанным на рис. 2. На ранней стадии облучения дефекты, в основном, появляются в базисных плоскостях. С увеличением дозы облучения (dpa) слоистая структура разрушается и, наконец, фрагментация и нарушение порядка укладки приводят к образованию аморфной структуры [47]. Расположение частиц наполнителя в аморфной структуре становится довольно однородным и 3D равномерным. Там присутствуют и атомы в состояниях sp^3 и sp^2 гибридизации, и атомы углерода с тетраэдральными связями, а также плоскости, состоящие из фуллереноподобных атомов углерода (см. рис. 4). Трехмерная однородность расположения кристаллитов в интенсивно облученном углероде также подтверждается образованием сферических пузырьков вместо двояковыпуклой полости, которая образуется из-за накопления газа в промежутках между базисными плоскостями на ранней стадии облучения [24]. После установления трехмерно однородной структуры при продолжении облучения изменения микроструктуры кристаллитов становятся незначительными и, возможно, объясняются прямыми и обратными переходами атомов между состояниями с sp^2 и sp^3 гибридизацией. Как видно на рис. 2, изначальное соотношение числа атомов в состояниях с sp^2/sp^3 гибридизацией различно для разных углеродных материалов: оно меняется от монокристаллического графита (sp^2 100%) через аморфный углерод к алмазу (sp^3 100%). Поэтому процесс радиационного разрушения в значительной степени зависит от выбора исходных углеродных материалов. Зависит он также и от температуры.

На основе приведенных выше соображений и данных по облучению материалов был построен рис. 11, где можно проследить процесс радиационного разрушения УМ, проявляющийся в изменении микроструктуры (данные рамановского рассеяния), теплопроводности и механической прочности УМ [53]. Заметим, что на начальной стадии облучения УМ с высокой графитизацией подвержены значительным изменениям, вызванным, главным образом, турбулентностью в базисных плоскостях, в то время как изменения в УМ с меньшей степенью графитизации являются более умеренными. Это означает, что карбонопластики, разработанные для термоядерных приложений и обладающие высокой теплопроводностью, скорее всего, утратят свои преимущества раньше,

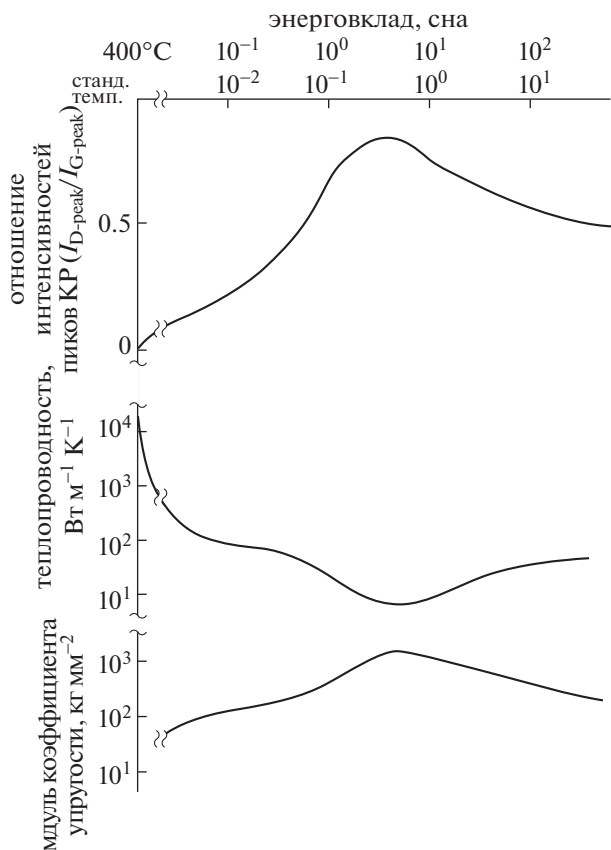


Рис. 11. Прогноз изменения свойств графита при радиационном разрушении, вызванном облучением высокоэнергетическими частицами (энергия частиц нормирована дpa). В зависимости от исходных материалов, повышению флюэнса частиц пучка соответствует сдвиг вправо, а облучению пучком с более высокой температурой – сдвиг влево (для нанесения одинакового радиационного повреждения при облучении пучком с температурой 400°C требуется приблизительно в 10 раз больший флюэнс, чем при облучении пучком со стандартной температурой) [53].

чем материалы с низкой графитизацией. Разумеется, различие в теплопроводности этих двух видов материалов становится меньше, но не исчезает совсем. При радиационном разрушении около и выше 1 дpa изменения теплопроводности становятся умереннее. При более высоких температурах, вследствие легкой рекомбинации вакансий и междоузельных дефектов, возникших при облучении атомов углерода, и увеличения вероятности прямых и обратных переходов между состояниями с sp^2 и sp^3 гибридизацией, разрушения УМ становятся более умеренными, что можно проследить по горизонтальной шкале в верхней части рисунка. При рабочей температуре реактора около 700–800 К разрушения материалов были бы значительно меньше. Тем не менее, ухудшение теплопроводности не позволит использовать карбопластики при радиационных нагрузках свы-

ше нескольких дpa. Поэтому при эксплуатации реактора пластины из карбопластика необходимо будет заменять каждые два или три года.

Радиационные повреждения должны быть более значительными на обращенных к плазме поверхностях, подвергающихся, кроме облучения нейтронами, также и воздействию высокоэнергетических ионов и нейтралов. Однако, при высокой температуре нагрева происходит значительный отжиг поверхности, что наблюдалось в тестовых экспериментах по тепловым нагрузкам и проявлялось в восстановлении теплопроводности облученного нейтронами графита, припаянного к теплоотводящему радиатору [54, 55]. Восстановление степени графитизации графитовых пластин после тестового воздействия интенсивным тепловым потоком было также подтверждено данными рамановской спектроскопии [56].

Изменение размеров при облучении оценить нелегко из-за происходящих процессов агломерации, упаковки наполнителей, ориентации волокон, компоновки и инфильтрации и т. п., которые оказывают сильное воздействие на макроскопические изменения размеров, а также на теплоотводящий радиатор, к которому прикреплены пластины из УМ. Это воздействие будет различным при разных способах крепления. Несмотря на слабый перенос тепла между пластиной и радиатором, механическое крепление, как будет показано ниже, имеет ряд достоинств. Если увеличение температуры с охлаждаемой стороны выше 900 К является допустимым, то влияние нейтронного облучения будет значительно уменьшено. Негативное влияние изменения размеров может быть также уменьшено за счет использования механической фиксации пластин, что заодно облегчает их замену в процессе обслуживания реактора. Поскольку степени графитизации матрицы и волокон в карбопластике различны, процессы их разрушения происходят по-разному. Следовательно, при высоких дpa различное разбухание матрицы и волокон может привести к разрушению карбопластика. В этом отношении смолистые разновидности карбопластика, такие как CX2002U, будут выдерживать большие потоки нейтронной радиации, чем пластинчатые или же волокнистые с 2D или 3D-плетением.

При взаимодействии УМ с газообразными изотопами водорода, нейтронное облучение усиливает захват изотопов водорода в УМ, поскольку дефекты, создаваемые при облучении, становятся ловушками для атомов H [14, 57]. Однако до сих пор не выяснено, на сколько именно повышается захват трития в УМ при нейтронном облучении в условиях инъекции высокоэнергетичных атомов H. Это в значительной мере зависит от того, как происходит возникновение дефектов и

Таблица 2. Пути и/или перспективы решения проблем при использовании углеродных материалов в термоядерном реакторе

Проблема	Замечания	Пути решения/перспективы	
Эрозия и повторное осаждение	Поддерживать температуру поверхности как можно выше	Высокая рабочая температура уменьшает химическую эрозию, приводя к снижению повторного осаждения	
	Эрозия не будет происходить в том же месте	Внутрикамерный ремонт с использованием ХОГФ, вакуумного напыления или плазменных процессов	
	Рекомендуется тонкая подгонка пластин	Плазменное формирование рельефа поверхности в долгосрочной перспективе значительно уменьшит эрозию	
Накопление трития в пластинах	Формирование насыщенных тритием слоев ограничено областью вблизи поверхности	Концентрация насыщения (Т/С) значительно уменьшается с ростом температуры. Для удаления Т эффективно изотопное замещение	
Накопление трития в повторно осажденных слоях	Местоположение повторно осажденных слоев легко предсказать	Зазор между пластинами: Замена пластин решает проблему	
		Дивертор: установка охлаждаемых пластин, на которых будет происходить повторное осаждение	
Образование пыли	В основном, вызвано расслоением повторно осажденных слоев	Химическая нестабильность С–Н связи при более высоких температурах сдерживает формирование повторно осажденных слоев	
Повреждение нейтронами	Потеря теплопроводности	Работа при высоких температурах уменьшает радиационные повреждения	Механическое крепление тонких пластин к радиатору обеспечивает легкую замену пластин и снимает механическое напряжение
	Изменение размеров		
	Увеличение захвата трития		Изотопное замещение

какие именно дефекты работают в качестве ловушек.

7. ПРЕИМУЩЕСТВА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ИСПОЛЬЗОВАНИЯ УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ В КАЧЕСТВЕ ОПМ В ТЕРМОЯДЕРНОМ РЕАКТОРЕ

7.1. Рабочие условия использования углеродных защитных пластин

Из углеродных материалов можно изготавливать достаточно хорошие защитные пластины, используемые в качестве ОПМ, если они используются при повышенных температурах. Принимая во внимание температуру охлаждающей воды в реакторе DEMO (около 700 К или выше) [58], можно предположить, что температура теплоотводящего радиатора, вероятно, будет выше 800 К. Из-за своей пористости защитные пластины из УМ должны быть прикреплены к теплоотводящему радиатору. Для создания хорошего контакта могут быть использованы и пайка, и механическое крепление. Хотя с точки зрения теплоотвода пайка была бы предпочтительнее, тем не менее, рекомендуется механическое крепление плиток, поскольку оно обеспечивает возможность легкой

замены плиток с использованием дистанционно-го манипулирования. Худший перенос тепла при механическом креплении, чем при пайке, должен привести к установлению более высокой температуры поверхности. Более того, росту температуры поверхности будет способствовать еще и плохая теплопроводность УМ при более высоких температурах. Одним из преимуществ УМ является отсутствие плавления при значительном повышении температуры обращенных к плазме поверхностей. При работе реактора требуются периодические перерывы в работе для его технического обслуживания, например, ежегодные или один перерыв после двух лет работы. Во время обслуживания отработавшие защитные пластины могут быть заменены. Это также снижает уровень разрушений вследствие нейтронного облучения.

В условиях высокотемпературного использования УМ, некоторые опасения, связанные с использованием УМ в качестве ОПМ, могут быть до некоторой степени отброшены, как показывают данные табл. 2. Химическая эрозия будет значительно снижена вследствие химической нестабильности С–Н связи, что, в свою очередь, уменьшит повторное осаждение. Плазменное формирование рельефа поверхности за счет эрозии и быстрого повторного осаждения будет вы-

равнивать поверхности пластин, и, следовательно, уменьшать общую эрозию. При этом не удастся избежать повторного осаждения в зазорах между пластинами и на затененных поверхностях в диверторе. В случае возникновения большой эрозии в указанных местах, возможно восстановление поверхностей с использованием осаждения углерода методами ХОГФ, вакуумного напыления или плазменного разложения метана, что является одним из наиболее важных преимуществ УМ.

Деградация УМ при нейтронном облучении, в частности, изменение размеров и снижение теплопроводности, является неизбежной. Механическая фиксация пластин обеспечивает их легкую замену с использованием удаленного манипулирования. Меньшая активация УМ нейтронным облучением, по сравнению с металлами — другими претендентами на роль ОПМ — способствует лучшему обслуживанию реактора.

7.2. Уменьшение эрозии и захват трития

Работа при высокой температуре весьма выгодна с точки зрения уменьшения накопления трития. Как уже говорилось, захват трития в объеме образца из УМ происходит, в основном, вследствие образования поверхностных насыщенных слоев на внутренних поверхностях. Поскольку концентрация насыщения значительно уменьшается при температурах выше 800 К, то количество трития, накопленного при работе при таких температурах, будет меньше примерно на два порядка по сравнению с работой при низких температурах (см. табл. 1 и рис. 9). При более высоких температурах изотопное замещение происходит достаточно эффективно, поэтому разряды в дейтерии, предшествующие основным DT-разрядам, будут способствовать уменьшению накопления трития в углеродных пластинах.

Предположим, что температура обращенных к плазме поверхностей поднимется свыше 1000 К, что на несколько сотен Кельвинов выше, чем рабочая температура реактора (около 800 К). Тогда выход атомов с обращенной к плазме поверхности вследствие эрозии станет меньше 1/10 от максимального выхода для температуры около 800 К, что, в свою очередь, уменьшит повторное осаждение в 10 раз. Концентрация насыщения УМ при температуре 1000 К более чем в 10 раз меньше, чем при рабочей температуре реактора ИТЭР, 500 К (см. рис. 5). В итоге, в этих условиях накопление трития будет более чем в сто раз меньше, чем оценочное значение для ИТЭР [59]. Это четко видно на рис. 10 и из сравнительных данных токамаков JET и JT-60U, приведенных в табл. 1.

Благодаря низкому коэффициенту диффузии атомов Н в графитовых кристаллитах, объемный

захват в них намного меньше, чем в металлических материалах. Тем не менее, из-за пористости углеродных материалов нельзя избежать проникновения молекул водорода через открытые поры. Проникновение молекул через открытые поры приводит к поверхностному насыщению всех краевых поверхностей кристаллитов, обращенных в сторону открытых пор. Это приводит к достаточно однородному захвату Н в среднем по объему (на расстояниях миллиметрового масштаба), как показано на рис. 6 и 8. При более детальном рассмотрении в микрометровом масштабе видны неоднородности или скачки, возникающее из-за высокой концентрации атомов Н на поверхности зерен или высокого накопления трития в матрице пластин из карбопластика, использовавшихся на установках TFTR и JET. Из-за низкого коэффициента диффузии, рост слоев, поверхностно насыщенных атомами Н, подавляется. Следовательно, на ранней стадии взаимодействия с плазмой происходит насыщение объемного захвата, вызванного, главным образом, проникновением молекул H_2 через открытые поры (см. рис. 10). Этот процесс сильно отличается от объемного захвата атомов Н в металлах, который обусловлен объемной диффузией и при котором происходит непрерывное во времени увеличение накопления трития (как корень квадратный из времени воздействия). Поскольку тритий в основном накапливается в поверхностно насыщенных слоях УМ, то изотопическое замещение трития в насыщенных слоях на дейтерий при проведении разрядов в дейтерии после основных D-T-разрядов будет уменьшать накопление трития [39].

Преимущества механического крепления пластин также обнаруживаются при рассмотрении проникновения атомов Н. Хотя молекулы H_2 легко попадают на поверхность теплоотводящего радиатора, мигрируя через открытые поры, давление H_2 вблизи поверхности не становится высоким. Кроме того, механическое крепление, в отличие от припаивания, не позволяет атомам Н проникать непосредственно в материал радиатора. Проникновение атомов Н, в том числе из плазмы, на несколько порядков больше, чем проникновение молекул H_2 при тех же падающих потоках [60, 61]. Следовательно, проникновение водорода через материал теплоотводящего радиатора к хладагенту будет значительно меньше при механическом креплении углеродных плиток, чем при припаивании их, а также при использовании металлических плиток в качестве первой стенки.

До настоящего времени большинство оценок накопления трития в реакторе проводилось для квазистационарной стадии разряда, и авторам не известно ни одной надежной оценки накопления

трения на начальной стадии захвата. В предыдущей работе [42] указывалось, что накопление трения на начальной стадии может быть весьма высоким. Любые материалы содержат некоторое количество водорода в качестве примеси, и быстрая диффузия трения в конструктивные материалы приведет к изотопическому замещению водорода тритием во всем их объеме. Общий вес термоядерного реактора будет составлять более 1000 тонн. Предполагая, что содержание водородных примесей составляет всего несколько миллионных долей, мы, тем не менее, с легкостью получим, что за счет изотопического замещения количество накопленного на начальной стадии трения может составить один килограмм. Накопление трения будет еще большим благодаря прямому поступлению высокоэнергетического трития с обращенных к плазме поверхностей. Таким образом, нельзя избежать накопления трития на начальной стадии, и это требует выполнения более строгих условий в отношении самообеспеченности топливом термоядерного реактора [42]. Использование защитных углеродных пластин могло бы уменьшить накопление трития, поскольку защитные пластины защищают конструкционные материалы от прямого проникновения в них изотопов водорода.

Как уже обсуждалось, повторно осажденный в зазорах между пластинами тритий может быть удален при замене пластин, в то время как удаление трития, повторно осажденного на затененных поверхностях в диверторе, представляется затруднительным. Профили осаждения в области диверторов подробно изучались на установках JET [62] и JT-60U [6, 35, 63]. На обеих установках было обнаружено сильное осаждение в затененных плазмой областях диверторов, но на линии наблюдения оказывались элементы дивертора, такие как жалюзи в диверторе JET и основание дивертора JT-60U. В этом вопросе может помочь организация принудительного повторного осаждения углерода на охлаждаемых пластинах, установленных на линии наблюдения опор дивертора или где-либо в откатных патрубках. Замена охлаждаемых пластин во время технического обслуживания установки представляется наиболее простым способом уменьшения накопления и восстановления запасов трития.

7.3. Уменьшение воздействия облучения нейтронами

При облучении нейтронами невозможно избежать усиления захвата трития внутри УМ, и удалить тритий, захваченный внутри кристаллитов, трудно; это может потребовать замены защитных пластин. Механическое крепление пластин из УМ делает легкой замену пластин, и при этом одновременно происходит удаление трития из ка-

меры. Уменьшение теплопроводности при облучении нейтронами усиливает рост поверхностной температуры защитных пластин. В свою очередь, это создает положительную обратную связь, приводя к отжигу повреждений поверхности пластин и уменьшению накопления трития. Хотя изменение размеров по-прежнему вызывает беспокойство, механическое крепление пластин ослабляет механическое напряжение, передаваемое материалу теплоотводящего радиатора.

Тем не менее, уменьшение теплопроводности и некоторое изменение размеров УМ при облучении нейтронами неизбежны и требуют замены пластин из УМ прежде, чем доза облучения достигнет нескольких дпа, как обсуждалось в разд. 6. Поскольку реактор нуждается в периодическом техническом обслуживании для обеспечения безопасной работы, механическое крепление защитных пластин, подлежащих замене, значительно облегчит обслуживание реактора, по сравнению с обслуживанием ИТЭР, где планируется расположение пластин в виде больших диверторных кассет. Низкая активация УМ нейтронным облучением очень полезна при замене пластин и обслуживании реактора.

Все это приводит нас к выводу, что углеродные материалы могут быть использованы для изготовления защитных пластин в термоядерном реакторе. Механическое крепление пластин является предпочтительным, поскольку обеспечивает легкую замену пластин с использованием удаленного манипулирования. Необходимо обеспечить надежность механического крепления при повышении рабочей температуры и возможном росте поверхностной температуры, что потребует значительных усилий в области научно-конструкторских разработок.

8. КАК ИСПОЛЬЗОВАТЬ УГЛЕРОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ В КАЧЕСТВЕ ОПМ

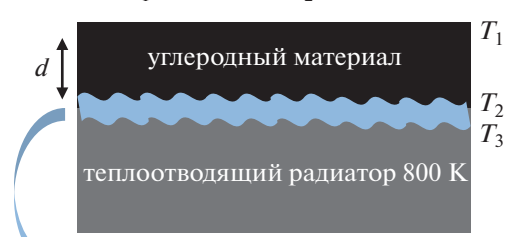
С учетом всех путей решения проблем, связанных с использованием УМ в качестве ОПМ, перечисленных в табл. 2, на рис. 12 представлена концепция использования карбопластика в качестве ОПМ. Принимая во внимание высокую тепловую нагрузку на ОПМ в термоядерном реакторе и пористость углеродных материалов, использование карбопластика в качестве ОПМ ограничено изготовлением защитных пластин. При этом использование этих пластин также ограничено. Имея в виду, что теплоотдача в области с наибольшими тепловыми нагрузками составляет около 10 МВт/м^2 при относительно низкой теплопроводности карбопластика при высоких температурах, необходимо использовать достаточно тонкие пластины из карбопластика, чтобы обеспечить теплоотвод за счет теплового контакта с материалом радиатора. Теплопро-

$$Q = \lambda(T_1 - T_2) / d$$

$$T_1 = \frac{Qd}{\lambda} + T_2$$

$$\lambda = 50 \text{ Вт/мК} \quad d = 5 \times 10^{-3} \text{ м}$$

$$Q = 10 \text{ МВт} = 10^7 \text{ Вт}$$

$$T_1 = 1 \times 10^3 + T_2$$


графитовая пленка
коэффициент теплового контакта
 $10^4 \text{ Вт/м}^2 \text{ К}$

$$10^4 \text{ Вт/м}^2 \text{ К} \times \Delta T = 10^7 \text{ Вт/м}^2, \Delta T = 10^3$$

$$T_1 = 2800 \text{ К} \quad T_2 = 1800 \text{ К} \quad T_3 = 800 \text{ К}$$

Рис. 12. Концептуальная схема использования защитных пластин из карбопластика в качестве ОПМ.

водность карбопластика при низких температурах очень высока, но она значительно уменьшается с ростом температуры и интенсивности нейтронного облучения. При температурах выше 1500 К уменьшение теплопроводности при облучении нейтронами в некоторой степени компенсируется за счет одновременно идущего отжига поверхности, как показано на рис. 11. На основании данных работы [64], можно предположить, что теплопроводность карбопластика при температурах выше 1500 К составляет около 50 Вт/мК. Рассмотрим защитную пластину из карбопластика толщиной 5×10^{-3} м с теплопроводностью 50 Вт/мК. Разность между температурами ее передней и задней поверхностей должна составлять 1000 К, чтобы обеспечить поток мощности 10 МВт/м², как показано на рис. 12. Поскольку неизвестен коэффициент теплопередачи при тепловом контакте карбопластика, механически закрепленного на поверхности теплоотводящего радиатора, имеющего температуру 800 К, мы можем воспользоваться оценочной величиной около $10^4 \text{ Вт/м}^2 \text{ К}$, которая известна для контактов металл-металл. Если мы зададим разность температур между поверхностями карбопластика и радиатора равной 1000 К, то, чтобы обеспечить поток мощности 10 МВт/м², задняя и передняя поверхности карбопластика должны иметь температуры 1800 и 2800 К, соответствен-

но. Если тепловая нагрузка на первую стенку составляет 10 МВт/м², разница температур будет составлять 500 К, что может оказаться приемлемым. Радиационное охлаждение также будет сдерживать рост температуры поверхности. При таких высоких температурах захват водорода материалом стенки должен быть весьма небольшим. Хотя химическая эрозия материала стенки при температурах свыше 1500 К не описана, но облучение безусловно будет усиливать эмиссию вещества с поверхности стенки. Тем не менее, эрозия, сопровождаемая быстрым повторным осаждением, значительно уменьшает общую эрозию, как уже обсуждалось. По иронии судьбы, в реакторе ИТЭР запланировано введение примесей для усиления радиационного охлаждения, и сам реактор, как бы, оказался в стороне от столбовой дороги улучшения удержания плазмы за счет уменьшения в ней количества примесей. В некотором смысле, углерод является хорошим излучателем, поскольку наблюдалось мягкое и углерода в плазме JET [65] и сильное свечение углерода в отдельных областях плазмы JT-60U [66], что в то время не способствовало удержанию плазмы. Усиленная облучением эмиссия углерода увеличивает радиационные потери, а образовавшийся углеродный “пар” может служить защитой от дальнейшей эрозии. Наличие такого рода явлений может быть подтверждено только в тестовых экспериментах на ИТЭР.

Преимуществом углерода является возможность внутрикамерного ремонта защитных пластин с использованием вакуумного напыления. Поверхности УМ, подвергнувшиеся воздействию столь высоких температур, становятся сильно графитизированными вне зависимости от разновидности углеродного материала.

Механическое крепление обеспечивает легкую замену отработанных плиток с помощью удаленного манипулирования, а периодические перерывы в работе установки для технического обслуживания позволяют осуществить эту замену. Остаются еще нерешенные проблемы: как механически закрепить углеродные защитные плитки на поверхности обращенных к плазме компонентов, как обеспечить надежность механического крепления при росте поверхностной температуры при наличии плохого теплового контакта и при воздействии нейтронного облучения. Хотелось бы отметить, что более слабая активация углеродных материалов при облучении нейтронами, чем любых металлов, претендующих на использование в роли ОПМ (кроме жидких металлов), делает обслуживание системы более безопасным для персонала с точки зрения радиационного облучения.

Необходимо также улучшить тепловой контакт при механическом креплении защитных плиток к теплоотводящему радиатору. Это полностью зависит от выбора способа крепления. Использование тонкой защитной плитки необходимо не только для передачи высокого потока тепловой мощности, но и для снятия механического напряжения, созданного за счет изменения размеров при облучении нейтронами. Работа при более высокой температуре является предпочтительной из-за значительного уменьшения воздействия нейтронного облучения.

Также необходимы данные о свойствах карбопластика при облучении его нейтронами при высоких температурах.

9. РЕЗЮМЕ И ВЫВОДЫ

Концепция использования углеродных материалов в качестве обращенных к плазме материалов в термоядерном реакторе в настоящий момент пересматривается.

Одним из преимуществ УМ является низкая диффузия атомов изотопов водорода в кристаллитах, которая препятствует проникновению водорода в кристаллиты, даже несмотря на пористость УМ, что приводит к довольно низкому объемному накоплению изотопов водорода. Кроме того, эрозия УМ может быть значительно уменьшена, если рабочая температура УМ при использовании их в качестве ОПМ будет выше ~800 К, то есть близка к рабочей температуре реактора. Уменьшение эрозии приведет к уменьшению повторного осаждения углерода. Более того, при столь высоких температурах повторно осажденные слои углерода сильно графитизированы, и накопление трития в них значительно уменьшается. Следовательно, накопление водорода в УМ приходит в состояние насыщения, в отличие от любых металлических материалов, в которых насыщение, по-видимому, отсутствует из-за проникновения водорода глубоко внутрь металлов вследствие высокой диффузии.

Хорошо известно, что при облучении нейтронами теплопроводность УМ снижается, и возникают некоторые изменения размеров. Однако при использовании УМ при высоких рабочих температурах эти негативные изменения будут проявляться меньше. В частности, при использовании защитных пластин из УМ допустимы некоторое возрастание температуры и даже изменение размеров. Кроме того, повышение температуры вследствие ухудшения теплопроводности при облучении нейтронами будет способствовать уменьшению накопления трития и устранению повреждений за счет отжига поверхностей.

Таким образом, защитные пластины из углеродных материалов могут использоваться в каче-

стве первой стенки термоядерного реактора при температуре охлаждающей воды или газа свыше 700 К. Рекомендуется механическое крепление защитных пластин из УМ к теплоотводящему радиатору и каналам охлаждения. Такое крепление устойчиво к увеличению поверхностной температуры, которое способствует уменьшению эрозии, накопления трития и последствий воздействия нейтронного облучения. Тем не менее, при облучении нейтронами компонент из УМ неизбежно происходят ухудшение их теплопроводности и некоторые изменения их размеров, поэтому замена защитных пластин необходима. Механическое крепление обеспечивает легкую замену отработанных пластин с помощью удаленного манипулирования, а периодические перерывы в работе установки для технического обслуживания позволяют осуществить эту замену. Остаются еще нерешенные проблемы: как механически закрепить углеродные защитные плитки на поверхности обращенных к плазме компонентов, как обеспечить надежность механического крепления при росте поверхностной температуры при наличии плохого теплового контакта и при воздействии нейтронного облучения. Хотелось бы отметить, что более слабая активация углеродных материалов при облучении нейтронами, чем любых металлов, претендующих на использование в роли ОПМ, делает обслуживание системы более безопасным для персонала с точки зрения радиационного облучения.

Чтобы уменьшить накопление трития в реакторе, предлагается дополнительно проводить регулярные разряды в дейтерии для удаления трития путем изотопного замещения его дейтерием, а также установка сменных охлаждаемых пластин в области дивертора, на которых будет происходить повторное осаждение как углерода, так и трития.

Отметим в заключение, что углеродные материалы можно использовать при создании первой стенки термоядерного реактора, если изготавливать из них защитные пластины и механически крепить их к теплоотводящему радиатору. Такое крепление будет устойчиво к увеличению температуры поверхности пластин.

Автор выражает глубочайшую признательность проф. В. А. Курнаеву за его предложение написать данный обзор.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Skinner C.H., Federici G. // Phys. Scr. 2006. V. 73. P. 1.
2. Pitts R.A., Carpentier S., Escourbiac F., Hirai T., Komarov V., Lisgo S., Kukushkin A.S., Loarte A., Merola M., Sashala Naik A., Mitteau R., Sugihara M., Bazylev B., Stangeby P.C. // J. Nucl. Mater. 2013. V. 438. P. S48.

3. Bolt H., Barabash V., Krauss W., Linke J., Neu R., Suzuki S., Yoshida N. ASDEX Upgrade Team. // J. Nucl. Mater. 2004. V. 329–333. P. 66.
4. Tanabe T. // Fusion Eng. Des. 2006. V. 81. P. 139.
5. Tanabe T., Akiba M., Ueda Y., Ohya K., Wada M., Philipps V. // Fusion Eng. Des. 1998. V. 39–40. P. 275.
6. Tanabe T., Masaki K., Gotoh Y., Sugiyama K., Hirohata Y., Shibahara T., Oya Y., Hayashi T., Arai T., Miya N. // At. Plasma Mater. Interaction Data Fusion. 2011. V. 15. P. 73.
7. Barabash V., Federici G., Linke J., Wu C.H. // J. Nucl. Mater. 2003. V. 313–316. P. 42.
8. Barabash V., Federic G., Rödigg M., Snead L.L., Wu C.H. // J. Nucl. Mater. 2000. V. 283–287. P. 138.
9. Hirai T., Pintsuk G., Linke J., Batilliot M. // J. Nucl. Mater. 2009. V. 390–391. P. 751.
10. Philipp V. // J. Nucl. Mater. 2011. V. 415. P. 52.
11. Hatano Y., Shimada M., Oya Y., Cao G., Kobayashi M., Hara M., Merrill B.J., Okuno K., Sokolov M.A., Katoh Y. // Mater. Trans. 2013. V. 54. P. 437.
12. Tanabe T. // Phys. Scr. 2014. V. T159. P. 014044.
13. Burchell T. Carbon Materials for Advanced Technologies. Amsterdam, Pergamon, 1999.
14. Atsumi H., Tanabe T., Shikama T. // J. Nucl. Mater. 2011. V. 417. P. 633.
15. Marsh H. Introduction to Carbon Science. London, Butterworth, 1989.
16. Miya N., Tanabe T., Nishikawa M., Okuno K., Hirohata Y., Oya Y. // J. Nucl. Mater. 2004. V. 329–333. P. 74.
17. Tanabe T., Niwase K., Tsukuda N., Kuramoto E. // J. Nucl. Mater. 1992. V. 191–194. P. 330.
18. Niwase K., Tanabe T., Tanaka I. // J. Nucl. Mater. 1992. V. 191–194. P. 335.
19. Tanabe T., Maruyama T., Iseki M., Niwase K., Atsumi H. // Fusion Eng. Des. 1995. V. 29. P. 428.
20. Kangai N., Tanabe T., Niwase K. // J. Nucl. Mater. 1994. V. 212–215. P. 1234.
21. Niwase K., Nakamura K., Shikama T., Tanabe T. // J. Nucl. Mater. 1990. V. 170. P. 106.
22. Tanabe T., Muto S., Gotoh Y., Niwase K. // J. Nucl. Mater. 1990. V. 175. P. 258.
23. Muto S., Tanabe T. // Philos. Mag. A. 1997. V. 76. P. 679.
24. Niwase K., Tanabe T., Sugimoto M., Fujita F. E. // J. Nucl. Mater. 1989. V. 162–164. P. 856.
25. Atsumi H., Iseki M., Shikama T. // J. Nucl. Mater. 1944. V. 212–215. P. 1478.
26. Sugiyama K., Tanabe T., Skinner C.H., Gentile C.A. // Phys. Scr. 2004. V. T108. P. 68.
27. Tanabe T., Bekris N., Coad P., Skinner C.H., Glugla M., Miya N. J. Nucl. Mater. 2003. V. 313–316. P. 478.
28. Sugiyama K., Tanabe T., Bekris N., Glugla M., Coad J.P. // Fusion Sci. Technol. 2005. V. 48. P. 573.
29. Tanabe T., Sugiyama K., Renvall T., Likonen J., Penttinen L., Vainonen-Ahlgren E., Coad J.P. // J. Nucl. Mater. 2007. V. 363–365. P. 960.
30. Roth J. // J. Nucl. Mater. 1999. V. 266–269. P. 51.
31. Miyahara A., Tanabe T. // J. Nucl. Mater. 1988. V. 155–157. P. 49.
32. Tanabe T., Masaki K., Sugiyama K., Yoshida M. // Phys. Scr. 2009. V. T138. P. 014006.
33. Roth J., Preuss R., Bohmeyer W., Brezinsek S., Cambe A., Casarotto E., Doerner R., Gauthier E., Federici G., Higashijima S., Hogan J., Kallenbach A., Kirschner A., Kubo H., Layet J.M. et al. // Nucl. Fusion. 2004. V. 44. P. L21.
34. Matthews G.F. // J. Nucl. Mater. 2013. V. 438. P. S2.
35. Gotoh Y., Tanabe T., Ishimoto Y., Masaki K., Arai T., Kubo H., Tsuzuki K., Miya N. // J. Nucl. Mater. 2006. V. 357. P. 138.
36. Sugiyama K., Tanabe T., Masaki K., Miya N. // J. Nucl. Mater. V. 367–370. P. 1248 (2007).
37. Yoshida M., Tanabe T., Hayashi T., Nakano T., Yagyu J., Miyo Y., Masaki K., Itami K. // Fusion Sci. Technol. 2012. V. 62. P. 61.
38. Yoshida M., Tanabe T., Adachi A., Hayashi T., Nakano T., Fukumoto M., Yagyu J., Miyo Y., Masaki K., Itami K. // J. Nucl. Mater. 2013. V. 438. P. S1261.
39. Tanabe T., Sugiyama K., Shibahara T., Hirohata Y., Yoshida M., Masaki K., Sato M. // J. Nucl. Mater. 2009. V. 390–391. P. 705.
40. Shibahara T., Hirohata Y., Tanabe T., Oya Y., Oyaidzu M., Yoshikawa A., Onishi Y., Arai T., Masaki K., Okuno K., Miya N. // Nucl. Fusion. 2006. V. 46. P. 841.
41. Yoshida M., Tanabe T., Sugiyama K., Hayashi T., Nakano T., Yagyu J., Miyo Y., Masaki K., Itami K. // J. Nucl. Mater. 2011. V. 417. P. 620.
42. Tanabe T. // J. Nucl. Mater. 2013. V. 438. P. S19.
43. Roth J., Tsitron E., Loarte A., Loarer Th., Counsell G., Neu R., Philipps V., Brezinsek S., Lehnen M., Coad P., Grisolia Ch., Schmid K., Krieger K., Kallenbach A., Lipschultz B. et al. // J. Nucl. Mater. 2009. V. 390–391. P. 1.
44. Wu C.H., Bona J.P., Thiele B., Tsotridis G., Kwast H., Werle H., Coad J.P., Federici G., Vieider G. // J. Nucl. Mater. 1994. V. 212–215. P. 416.
45. Kelly B.T. // Physics of Graphite. London, Applied Science, 1981.
46. IAEA-TECDOC-1154. IAEA, Vienna, 2000.
47. Tanabe T. // Phys. Scr. 1996. V. T64. P. 7.
48. Tanabe T., Muto S. // Phys. Scr. 1999. V. T81. P. 104.
49. Tanabe T., Muto S., Niwase K. // Appl. Phys. Lett. 1992. V. 61. P. 1638.
50. Muto S., Takeuchi M., Tanabe T. // J. Surf. Anal. 1997. V. 3. P. 420.
51. Kangai N., Tanabe T., Niwase K. // J. Nucl. Mater. 1994. V. 212–215. P. 1234.
52. Muto S., Takeuchi M., Tanabe T., Kurata H., Hojou K. // Jpn. J. Appl. Phys. 1999. V. 38. P. 1514.
53. Tanabe T., Niwase K., Nakamura K. // J. Nucl. Mater. 1989. V. 168. P. 191.
54. Rödigg M., Conrad R., Derz H., Duwe R., Linke J., Lodato A., Merola M., Pott G., Vieider G., Wiechers B. // J. Nucl. Mater. 2000. V. 283–287. P. 1161.
55. Rödigg M., Duwe R., Kühnlein W. et al. // Fusion Eng. Des. 2001. V. 56/57. P. 417.
56. Tanabe T., Niwase K., Miyamoto Y., Tanaka I., Seki M., Akiba M., Araki M., Shinno H., Fujitsuka M., Kubota Y. // J. Nucl. Mater. 1990. V. 176/177. P. 467.

57. *Atsumi H., Shibata N., Tanabe T., Shikama T.* // *Phys. Scr.* 2007. V. T128. P. 72.
58. *Tobita K., Nishio S., Enoeda M., Kawashima H., Kurita G., Tanigawa H., Nakamura H., Honda M., Saito A., Sato S., Hayashi T., Asakura N., Sakurai S., Nishitani T., Ozeki T. et al.* // *Nucl. Fusion.* 2009. V. 49. P. 075029.
59. *Federici G., Anderl R.A., Andrew P., Brooks J.N., Cauley R.A., Coad J.P., Cowgill D., Doerner R.P., Haasz A.A., Janeschitz G., Jacob W., Longhurst G.R., Nygren R., Peacock A., Pick M.A. et al.* // *J. Nucl. Mater.* 1999. V. 266–269. P. 14.
60. *Tanabe T., Furuyama Y., Imoto S.* // *J. Nucl. Mater.* 1984. V. 128–129. P. 641.
61. *Tanabe T.* // *J. Nucl. Mater.* 1992. V. 191–194. P. 444.
62. *Coad J.P., Bekris N., Elder J.D., Erents S.K., Hole D.E., Lawson K.D., Matthews G.F., Penzhorn R.-D., Stangeby P.C.* // *J. Nucl. Mater.* 2001. V. 290–293. P. 224.
63. *Masaki K., Tanabe T., Hirohata Y., Oya Y., Shibahara T., Hayashi T., Sugiyama K., Arai T., Okuno K., Miya N.* // *Nucl. Fusion.* 2007. V. 47. P. 1577.
64. *Barabash V., Akiba M., Mazul I., Ulrickson M., Vieider G.* // *J. Nucl. Mater.* 1996. V. 233–237. P. 718.
65. The JET Team, The TFTR Team, and M. Ulrickson // *J. Nucl. Mater.* 1990. V. 176–177. P. 44.
66. *Kubo H., Sakurai S., Asakura N., Konoshima S., Tamai H., Higashijima S., Sakasai A., Takenaga H., Itami K., Shimizu K., Fujita T., Kamada Y., Koide Y., Shirai H., Sugie T. et al.* // *Nucl. Fusion.* 2001. V. 41. P. 227.