

Деградация вольфрама в результате воздействия плазменной струи

© А.В. Воронин,¹ Ю.В. Судьенков,² Б.Н. Семенов,² С.А. Атрошенко,³ Н.С. Наумова³

¹ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
194021 Санкт-Петербург, Россия

² Санкт-Петербургский государственный университет,
199034 Санкт-Петербург, Россия

³ Институт проблем машиноведения РАН,
199178 Санкт-Петербург, Россия

e-mail: voronin.mhd@mail.ioffe.ru, sudenkov@land.ru

(Поступило в Редакцию 19 декабря 2013 г.)

Представлены результаты исследований деградации поверхности и структуры монокристаллического и спеченного из порошка вольфрама в результате воздействия импульсной плазменной струи. Показано, что деградация вольфрамовых преград при воздействии плазменной струи с плотностью потока энергии $0.25\text{--}1\text{ MJ/m}^2$ сопровождается не только испарением и оплавлением поверхности, но разрушением приповерхностных слоев на масштабах порядка $150\text{--}250\text{ }\mu\text{m}$. Приведены результаты численного моделирования термомеханических процессов в вольфрамовой преграде при воздействии плазменной струи. Показано, что процесс деградации вольфрама при воздействии плазменной струи происходит практически непрерывно с момента воздействия (испарение, плавление) до времен, более чем на три порядка превышающих длительность воздействия, что обусловлено термомеханическими процессами, протекающими в мишени. Также отмечается, что в результате действия термонапряжений изменения структуры и морфологии наблюдаются во всем объеме образцов и сопровождаются процессом рекристаллизации в полосах адиабатического сдвига.

Введение

В настоящее время исследования процессов взаимодействия плазмы с защитными материалами активизировались в связи со строительством демонстрационной термоядерной установки на основе токамака ИТЭР. Эксперименты и расчеты показывают, что динамические тепловые нагрузки на первую стенку токамака-реактора при проявлении периферийных неустойчивостей могут составить $3\text{--}30\text{ GW/m}^2$ в течение $0.1\text{--}1\text{ ms}$ [1–4]. В качестве одного из перспективных материалов стенки рассматривается вольфрам. Однако для разработки и создания первой стенки реактора опытных данных о макроскопической деградации материалов явно недостаточно. Развитие и пополнение базы данных о результатах взаимодействия плазмы, обладающей большой кинетической энергией, с преградами из различных видов вольфрама, а также определение основных факторов, приводящих к деградации материала преграды, являлись целью работы.

Методика эксперимента

В качестве источника плазмы для облучения образцов использовалась коаксиальная пушка с напуском газа, получаемого электрическим разрядом через гранулы гидрида титана [5]. Пушка генерировала струю водородной плазмы плотностью $3 \cdot 10^{22}\text{ m}^{-3}$, скоростью $100\text{--}200\text{ km/s}$ в течение $10\text{--}15\text{ }\mu\text{s}$. Плотность потока энергии могла достигать 100 GW/m^2 . Давление потока плазмы на образец регистрировалось либо пьезодатчиками, либо лазерным интерферометром [6]. Плот-

ность и скорость плазменной струи измерялись интерферометром и стрик камерой соответственно. Образцы представляли собой пластины ($23 \times 34\text{ mm}$) из спеченного порошка (порошкового) вольфрама марки V_MP-OAO Полема (размер частиц $\sim 1\text{ }\mu\text{m}$), а также диск ($\varnothing 20 \times 3\text{ mm}$) и стержень ($\varnothing 20 \times 75\text{ mm}$) из монокристаллического вольфрама с осью в направлении [111]. Исследования микроструктуры образцов до и после воздействия плазмы проводились на подготовленных для металлографического анализа шлифах. Обозначение режимов облучения образцов: числитель дроби — плотность энергии (MJ/m^2), знаменатель — количество импульсов.

Результаты и обсуждение

Результаты воздействия высокоскоростной плазменной струи на твердотельную преграду определяются в основном двумя причинами — передаваемым в преграду механическим импульсом струи и тепловой нагрузкой, параметры которой обусловлены сложным процессом теплообмена плазменной струи, экранирующего слоя возникающей пристеночной плазмы и преграды [7].

На рис. 1 представлены характерные картины процессов оплавления поверхности и разрушения поверхностного слоя монокристаллического (рис. 1, *a, b*) и порошкового вольфрама (рис. 1, *c, d*). На поверхности облученных образцов монокристалла W помимо следов плавления наблюдается квазипериодическая структура в виде ромбов с углом при вершине 60° (рис. 1, *b*). Возникновение таких структур определяется интенсивным пластическим течением, сопровождаемым выходом

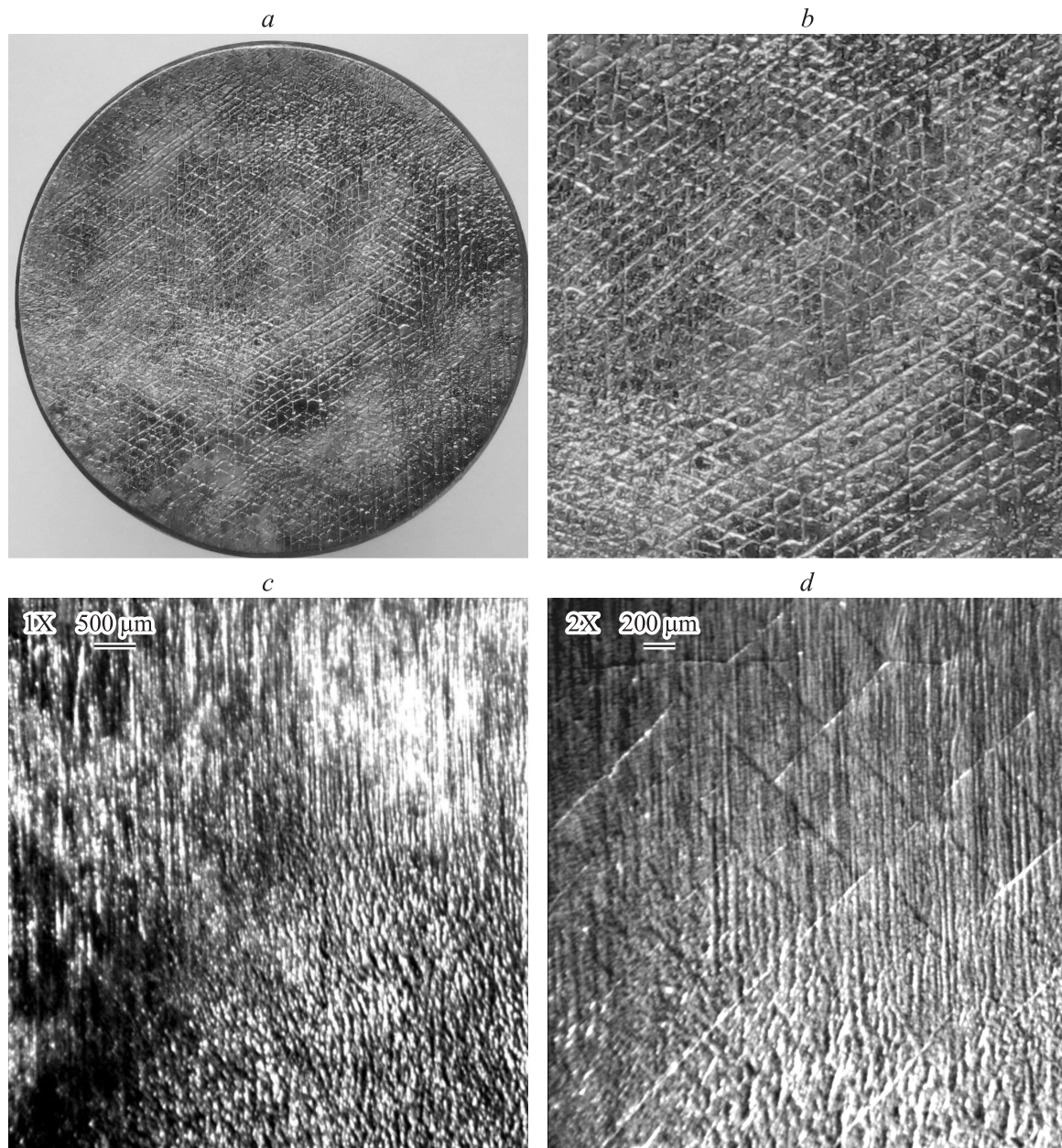


Рис. 1. Характерные картины деградации поверхности вольфрама: монокристаллический — *a, b*; порошковый — *c, d*; параметры облучения 0.78/20.

дислокаций на поверхность по активным плоскостям скольжения (110) и (112) [8,9]. На поверхности облученных образцов из порошкового W также помимо оплавления поверхности (рис. 1, *c*) наблюдаются квазипериодические структуры, но в виде прямоугольников (рис. 1, *d*). По-видимому, и в этом случае причиной таких структур является развитое пластическое течение, но направление скольжения определяется текстурой, обусловленной технологией изготовления образцов [10]. Характерный размер структур уменьшается с ростом энергии и количества импульсов облучений как в монокристаллическом, так и порошковом вольфраме.

Картина разрушения приповерхностного слоя в образцах монокристаллического и порошкового вольфрама значительно различается (рис. 2). В образце монокристаллического вольфрама наблюдаются трещины (рис. 2, *a, b*) под углами пересечения плоскостей (110) и (112) с плоскостью (111). Характерный масштаб разрушений определяется дозой и количеством облучений. Для образцов порошкового вольфрама (рис. 2, *c, d*) характерная картина разрушения представляет собой одиночные или множественные отслоения (рис. 2, *c, d*) и дробление материала в этих слоях. Различный характер разрушения обусловлен различием направления активных плоскостей скольжения

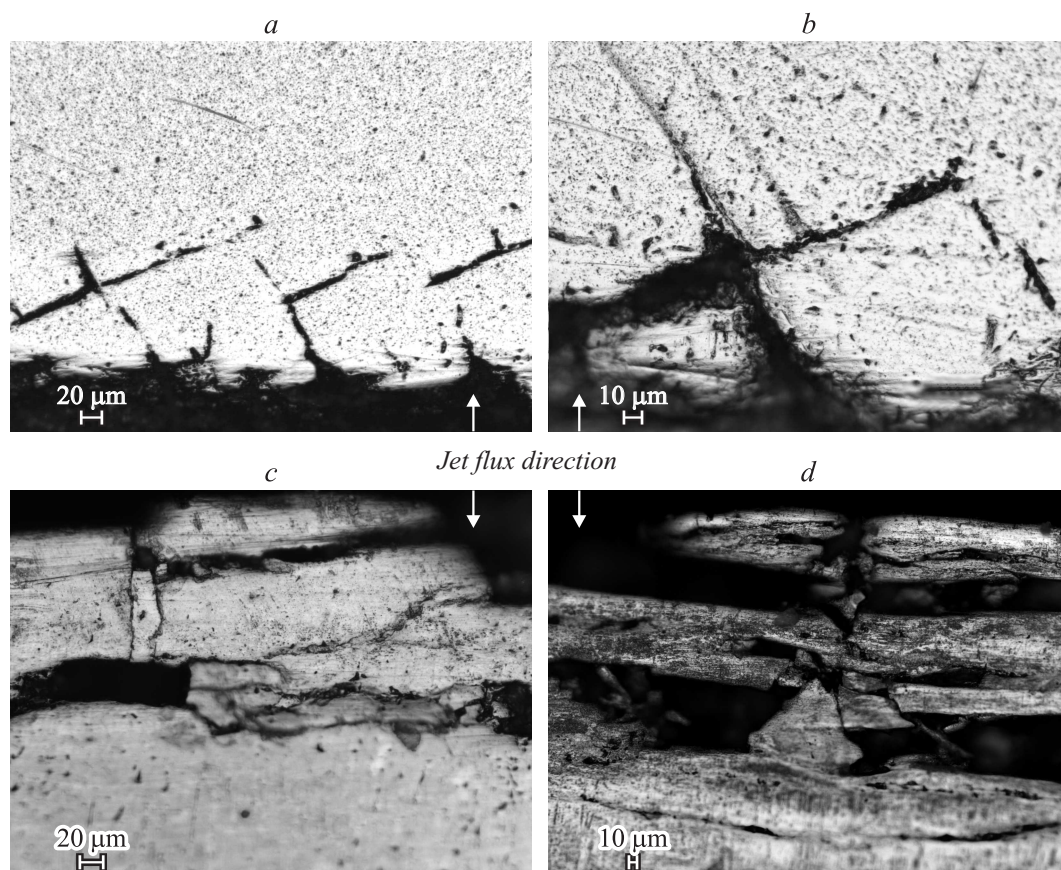


Рис. 2. Разрушение приповерхностного слоя вольфрама: монокристаллический — *a, b*; порошковый — *c, d*; параметры облучения 0.78/20.

и большей пластичностью монокристаллического вольфрама, температура „хладоломкости“ которого значительно ниже, чем у порошкового [10–12]. По этой причине наблюдается практически вязкое разрушение приповерхностного слоя в образцах монокристаллического вольфрама с характерным развитием трещин в направлениях плоскостей скольжения. В то время как в образцах порошкового вольфрама существен вклад хрупкого разрушения приповерхностного слоя.

Пластическое течение в обоих видах вольфрама в той или иной степени проявляется во всем объеме образцов. На шлифах облученных образцов вольфрама видны полосы адиабатического сдвига (рис. 3), начинающиеся от разрушенного поверхностного слоя. Количество полос сдвига при облучении порошкового вольфрама растет с ростом энергии плазменной струи и количеством импульсов воздействия. Внутри полос сдвига наблюдаются поры и образовавшиеся в результате рекристаллизации зерна [13] в той или иной стадии развития в зависимости от дозы воздействия и количества облучений. Размер пор во всех случаях был мельче видимой шкалы пористости по ГОСТ 9391–80, а размер зерен не превышал микрона. Некоторые количественные результаты микроструктурных исследований суммированы в таблице. Результаты

показывают, что наибольшая пористость наблюдается у облучаемой поверхности в образце с параметрами облучения 0.25/20, а наименьшая — в образце с наибольшей энергией облучения — 0.78/20. В то же время при меньшем числе импульсов облучения (0.25/5 и 0.78/5) соотношение числа пор у облучаемой поверхности противоположно. По-видимому, такой эффект обусловлен конкуренцией двух процессов — процесса порообразования и диффузионного растворения пор, зависимости которых от температуры и интенсивности механических напряжений существенно различаются. То есть при больших энергиях и числе облучений происходит усиление процесса образования пор, но возрастает и скорость их диффузионного растворения, в первую очередь определяемая градиентами температуры и напряжений в образце — т.е. энергией облучения. Уменьшение микротвердости образцов порошкового вольфрама при воздействии связано с отжигом остаточных внутренних напряжений наведенных вследствие технологии изготовления образцов этого материала. В то же время микротвердость монокристаллического вольфрама увеличилась после воздействия плазменной струи в результате увеличения плотности дислокаций в поверхностном слое. Также отметим, что плотность полос сдвига в объеме образцов и глубина разрушений поверхностного слоя

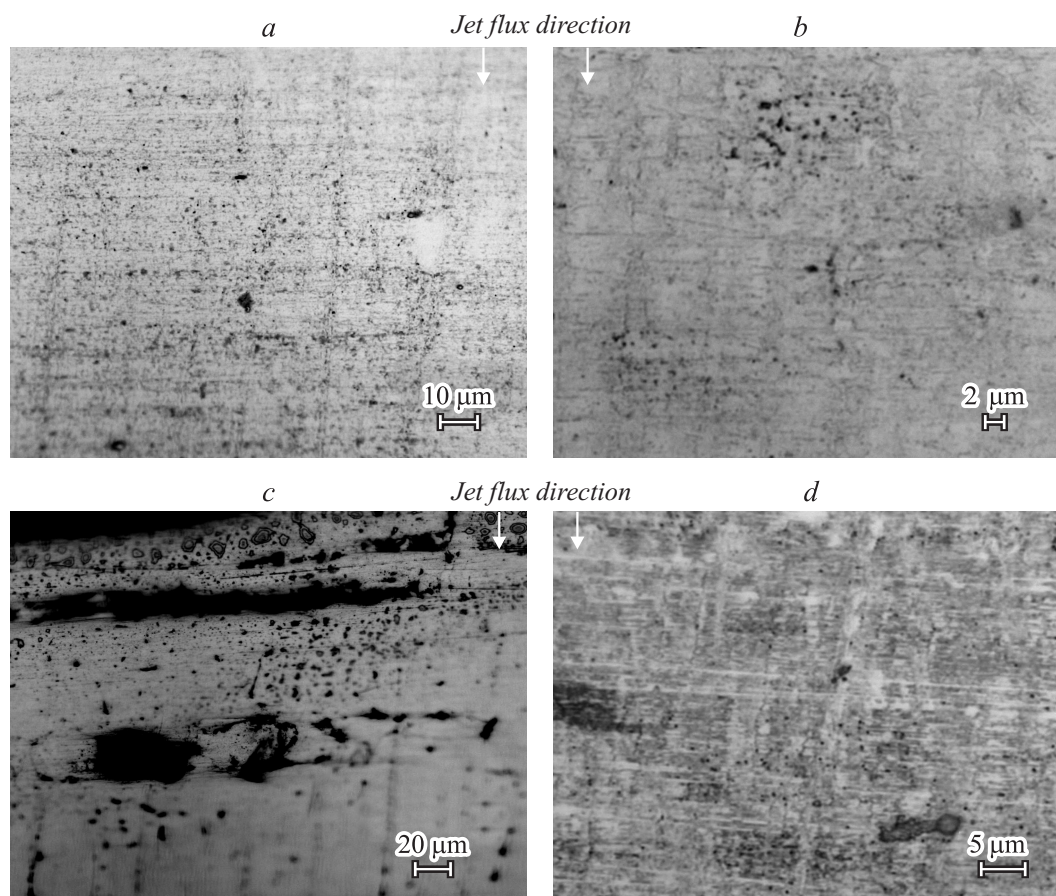


Рис. 3. Полосы адиабатического сдвига в объеме вольфрама: монокристаллический — *a, b*; порошковый — *c, d*; параметры облучения 0.78/20.

возрастают с увеличением энергии и числа воздействий плазменной струи на преграду.

Таким образом, результаты анализа поверхности и металлографических исследований объема образцов из монокристаллического и порошкового вольфрама после воздействия плазменной струи с плотностью потока энергии 0.25–1 MJ/m² позволяют выделить три основных физико-механических процесса деградации исходных образцов:

- 1 — испарение и оплавление поверхности до глубин $h \approx 2\text{--}5 \mu\text{m}$,
- 2 — разрушение приповерхностного слоя на масштабах порядка 150–250 μm ,
- 3 — пластическое течение и рекристаллизация в объеме образцов.

Структурные исследования последствий воздействия плазменной струи на мишени из вольфрама не позволяют выявить превалирующие физические механизмы процессов макроскопической деградации приповерхностных слоев вольфрама — это результаты термомеханического удара или достаточно инерционных термомеханических процессов в преграде.

Для выяснения роли динамических процессов и определения импульсных напряжений в преграде при воздействии высокоскоростной плазменной струи были про-

ведены измерения перемещения тыльной поверхности массивного стержня ($\varnothing 20 \times 75 \text{ mm}$) из монокристаллического вольфрама лазерным интерферометром Майкельсона [6].

На рис. 4, *a* представлена типичная интерферограмма смещения тыльной поверхности вольфрамового стержня. Время между регистрируемыми импульсами, возникающими при воздействии струи (1) и в результате его ревербераций (2, 3) в стержне, определяется основной модой упругих колебаний. Измеренная по этим данным скорость звука в монокристаллическом вольфрамовом стержне в направлении [111] была равна $c_L = 4610 \pm 20 \text{ m/s}$. На рис. 4, *b* приведены зависимости от времени смещения и скорости смещения тыльной поверхности вольфрамового стержня, полученные из обработки интерферограммы. Величина скорости смещения тыльной поверхности v_{fs} связана с величиной напряжения в упругой волне σ известным соотношением [14]:

$$\sigma = 0.5\rho v_{fs}c_L,$$

где ρ и c_L — плотность среды и скорость звука соответственно. Измеренная величина импульса напряжения, возбуждаемого ударом плазменной струи с интенсивностью 0.78 MJ/m², равнялась $\sigma \approx 4.25 \text{ MPa}$, что

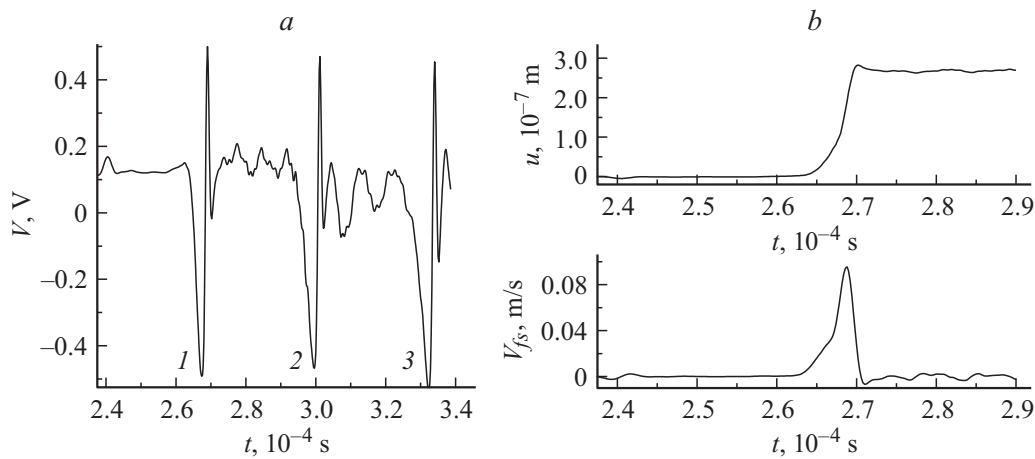


Рис. 4. Типичная интерферограмма смещения тыльной поверхности вольфрамового стержня — *a*; зависимости от времени смещения тыльной поверхности и скорости смещения — *b*.

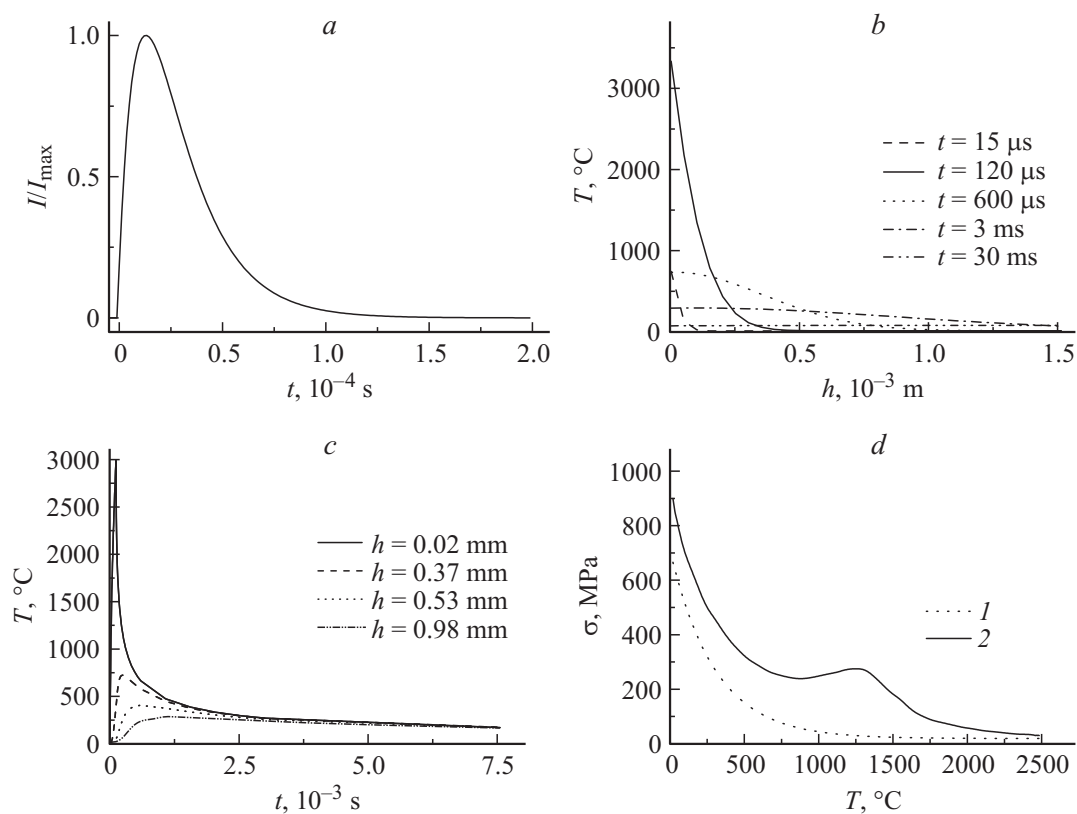


Рис. 5. Форма импульса теплового потока — *a*; распределение температуры по толщине для пяти моментов времени — *b*; зависимости температуры от времени в разных сечениях образца — *c*; зависимости предела текучести (1) и прочности (2) вольфрама от температуры — *d*.

согласуется с оценками, полученными из данных о плотности и скорости плазменной струи [6]. Такие величины импульсных напряжений более чем на порядок меньше пределов упругости и тем более прочности большинства металлов, в том числе вольфрама, и, следовательно, не могут приводить к наблюдаемой деградации мишеней.

Таким образом, необходим более тщательный анализ термомеханических процессов, протекающих в твердо-

тельных образцах в результате воздействия высокоскоростной плазменной струи. В этой связи было проведено численное моделирование термомеханических процессов, протекающих в вольфрамовой преграде при импульсном воздействии плазмы.

Расчет теплового воздействия плазменной струи на твердотельную мишень весьма затруднен. Так как механизм теплообмена определяется сложными процессами

Результаты микроструктуры исследований

W	Нагрузка	$N, 10^{-2} \text{ cm}^{-2}$		$n, 10^{-2} \text{ cm}^{-2}$	$h, \mu\text{m}$	HV, MPa
		N_s	N_{fs}			
Порошковый исходный						7065
Порошковый после облучения	0.75/5	524	518	57	96	5906
	0.78/20	172	230	70	215	5906
	0.25/5	350	172	62	95	6470
	0.25/20	814	629	53	150	6100
Монокристаллический исходный						4772
Монокристаллический после облучения	0.55/15			82	180	4945

Примечание. N — плотность пор, N_s — плотность пор у поверхности воздействия, N_{fs} — плотность пор у свободной поверхности, n — плотность полос сдвига, h — толщина разрушенного слоя, HV — микротвердость. Обозначение режимов облучения образцов: числитель дроби — плотность энергии (MJ/m^2), знаменатель — количество импульсов.

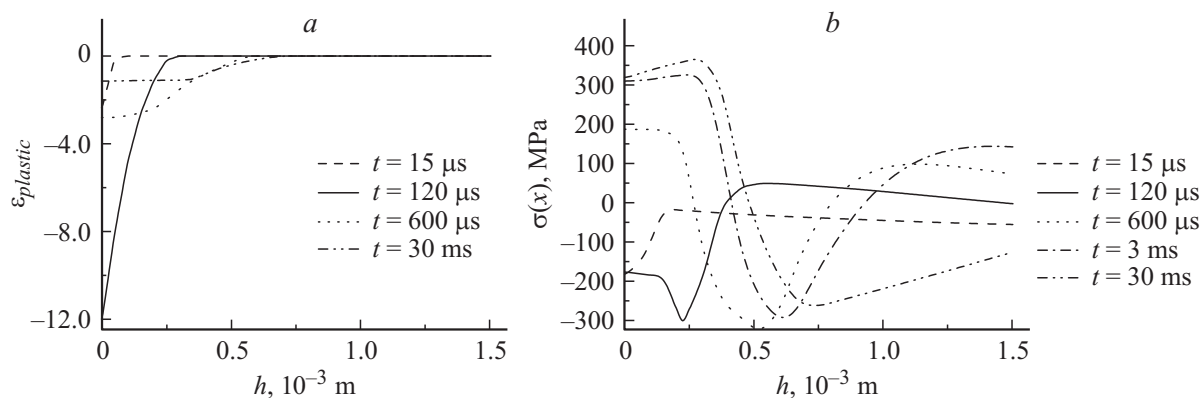


Рис. 6. Распределение пластических деформаций — *a* и радиальных напряжений — *b* по толщине диска для различных моментов времени.

ми взаимодействия плазменной струи с возникающей пристеночной плазмой и преградой [7], необходим учет взаимозависимых процессов передачи энергии, что представляет весьма сложную самостоятельную проблему. По этой причине для упрощения анализа термомеханических процессов в модельной задаче воздействие на поверхность вольфрамового диска ($\varnothing 20 \times 3 \text{ mm}$) задавалось в виде импульса теплового потока, параметры которого подбирались из решения тепловой задачи с учетом результатов экспериментов. При этом учитывались: 1 — температура на поверхности, как минимум, достигает температуры плавления вольфрама, 2 — температура тыльной поверхности вольфрамового диска задавалась исходя из результатов тепловизионных измерений, 3 — длительность нарастания теплового процесса определялась длительностью плазменной струи, порядка $15 \mu\text{s}$; 4 — длительность спада теплового потока, обусловленная вышеотмеченными сложными механизмами теплообмена, оценивалась из результатов фоторегистрации послесвечения у поверхности мишеней в видимом и ИК диапазонах спектра, представленных в работе [15].

На рис. 5, *a* приведена форма импульса теплового потока, рассчитанная с учетом вышеперечисленных условий, при этом на всех поверхностях диска учитывались условия теплообмена с внешней средой, температура которой 20°C . Предполагалось также, что поверхность диска свободна, т.е. импульс давления плазменной струи на поверхность не учитывался, так как величина и длительности его незначительны (рис. 4). В силу осевой симметрии геометрии и начально-краевых условий трехмерная задача была сведена к двумерной для прямоугольника $10 \times 3 \text{ mm}$ с использованием для ее решения плоских элементов с опцией осесимметрии. Для учета связности тепловых и деформационных полей был выбран 8-узловой элемент PLANE223, обеспечивающий учет всех особенностей задачи. Так как температура облучаемой поверхности диска достигала весьма больших значений, учитывалась зависимость предела текучести от температуры. Таким образом, характер термомеханических процессов при воздействии теплового импульса на поверхность вольфрамового диска может быть описан численным решением нестационарной задачи связанной

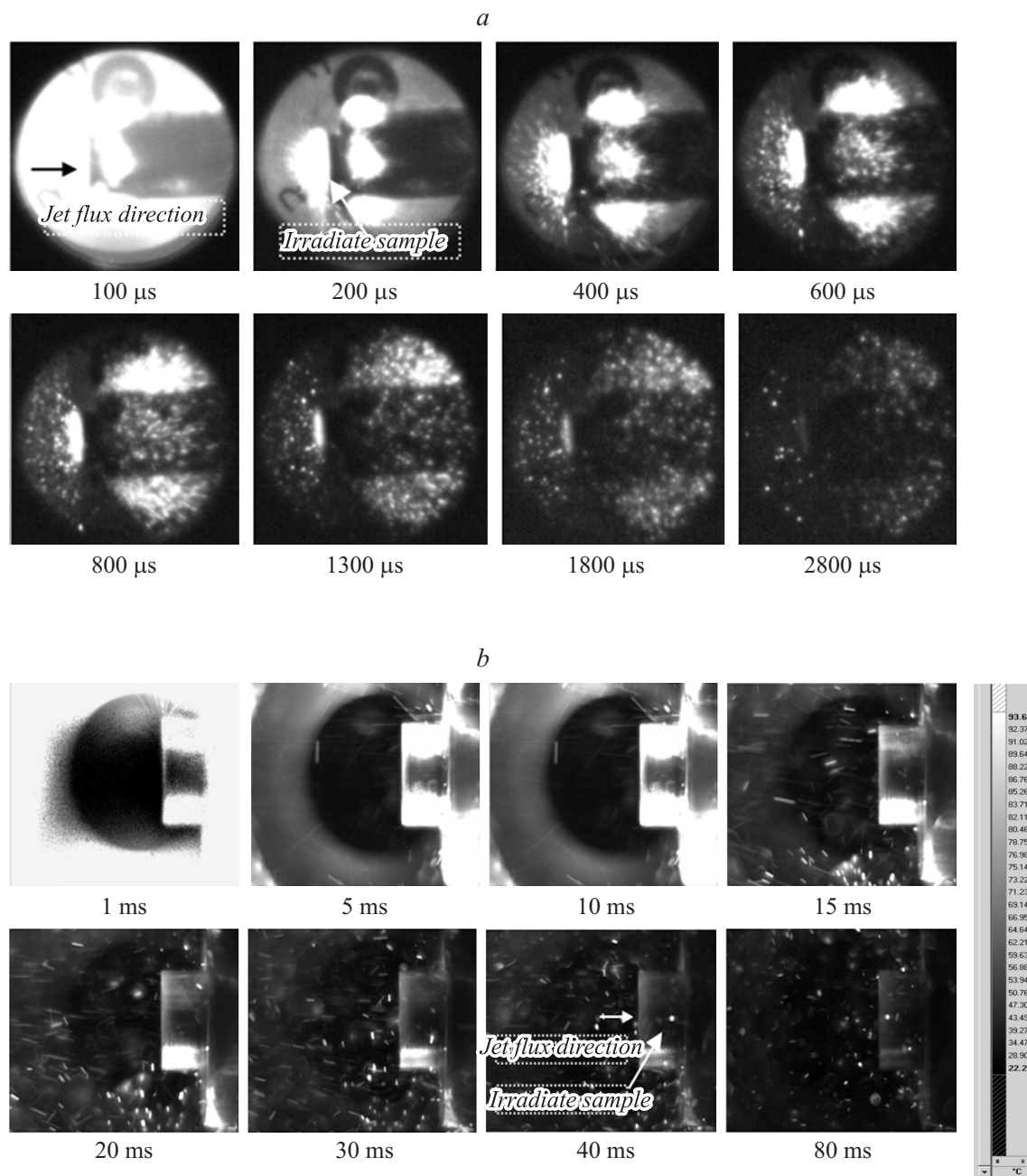


Рис. 7. Изображение разлета фрагментов мишени из вольфрама в видимом диапазоне спектра — *a* и инфракрасном диапазоне — *b* [15].

термопластичности в рассматриваемой области [16,17]. Для обеспечения необходимой точности область была разбита на 18000 прямоугольных элементов, сгущающихся к поверхности, нагреваемой плазмой, где изменения температуры максимальны.

На рис. 5, *b, c* приведены распределения температуры по толщине диска для разных моментов времени (рис. 5, *b, c*) и ее зависимости от времени в разных сечениях образца, полученные для случая воздействия импульса теплового потока. На рис. 5, *d* представлены зависимости предела текучести (*1*) и временной прочности (*2*) вольфрама от температуры, представ-

ляющие интерполяцию данных литературных источников [9–12]. Из результатов расчетов температуры и характера зависимости механических свойств вольфрама от температуры (рис. 5, *b, d*) следует, что вблизи нагреваемой поверхности температура достигает значений, при которых предел текучести вольфрама мал. Поэтому сопротивление непрогретым материалом процессу расширения нагретого тонкого поверхностного слоя приводит к возникновению больших сжимающих напряжений, порождающих пластические деформации сжатия, которые достигают максимальных значений к концу действия теплового импульса. Пространственное

распределение и величина пластических деформаций обусловлены как распределением температуры по толщине диска в различные моменты времени (рис. 5, *b*), так и температурной зависимостью предела текучести (рис. 5, *d*).

На рис. 6 приведены распределения пластических деформаций и полей напряжения вдоль оси образца в различные моменты времени. К моменту окончания импульса теплового воздействия ($t = 120 \mu\text{s}$) пластические деформации, максимальные у поверхности диска, спадают до нулевого уровня уже на глубине примерно 0.25 mm (рис. 6, *a*), так как на этой глубине значительно уменьшается температура. Вследствие чего возрастает предел текучести материала, что приводит к увеличению напряжения сжатия до максимальных значений (рис. 6, *b*). По окончании воздействия теплового потока охлаждение приповерхностной области в результате оттока тепла за счет теплопроводности и конвективного теплообмена с внешней средой приводит к упругой разгрузке этой области, порождающей большие напряжения растяжения. Напряжения растяжения в дальнейшем растут вследствие увеличения предела текучести с понижением температуры. Характер этого процесса иллюстрируется изменениями распределения радиальных напряжений для моментов времени $t > 120 \mu\text{s}$ (рис. 6, *b*). В результате дальнейшего охлаждения приповерхностной области величина пластических деформаций уменьшается, но в ней значительно возрастают напряжения растяжения. Видно, что области пластической деформации в момент времени $t = 600 \mu\text{s}$ соответствует область значительных растягивающих напряжений, сопоставимых с пределом прочности бездефектного вольфрама. К этому моменту времени за счет интенсивного размножения и движения дислокаций и связанного с этим процесса развития дефектов упаковки и образования пор прочность приповерхностного слоя значительно снижается. Поэтому достигаемый уровень напряжений растяжения достаточен для его разрушения. Максимальных значений напряжения растяжения у поверхности достигают на временах порядка $1\text{--}30 \text{ ms}$ (рис. 6, *b*), т.е. процесс разрушения поверхностного слоя начинается с времен нескольких сотен микросекунд и протекает в течение большого промежутка времени до единиц и десятков миллисекунд с момента плазменного воздействия.

Такой вывод подтверждается видеорегистрацией вольфрамовой мишени после воздействия плазменной струи в видимом и инфракрасном диапазонах спектра [15]. На рис. 7 представлены результаты этой работы, демонстрирующие разлет фрагментов различных масштабов на временах $0.4\text{--}30 \text{ ms}$. Под изображениями указано время от момента воздействия плазменной струи.

Таким образом, процесс деградации вольфрама при воздействии плазменной струи происходит практически непрерывно с момента воздействия (испарение, плавление) до времен, более чем на три порядка превышающих длительность воздействия, что обусловлено термомеханическими процессами, протекающими в мишени. Последние приводят к дефектообразованию у поверхности

облучения, выходу дефектов на поверхность и в дальнейшем к разрушению и фрагментации приповерхностного слоя под действием нестационарного поля термонапряжений. Термомеханические процессы также определяют перестройку структуры материала в объеме образцов (рис. 3). Огромный интервал времени по сравнению со временем воздействия, на котором развиваются эти процессы, в значительной мере обусловлен инерционностью тепловых процессов. Описанные процессы могут ограничивать ресурс защитных покрытий вакуумной камеры токамака, являясь причиной образования продуктов эрозии разных размеров на различных временных интервалах.

Список литературы

- [1] *Matthews G.F.* et al. // Phys. Scr. 2009. Vol. T138.
- [2] *Matthews G.F.* J. Nuclear Materials. 2009. Vol. 390–391. P. 934–937.
- [3] *Gruber O.* et al, Compatibility of ITER scenarios with full tungsten wall in ASDEX Upgrade, Nucl. Fusion 49 (2009).
- [4] *Sugiyama K.* et al. Deuterium inventory in the full-tungsten divertor of ASDEX Upgrade, Nucl. Fusion 50 (2010).
- [5] *Voronin A.V., Gusev V.K., Petrov Yu.V.* et al. Dense plasma source development and jet injection in Globus-M, Nukleonika. 2008. Vol. 53. P. 103.
- [6] *Воронин А.В., Гусев В.К., Герасименко Я.А., Судьенков Ю.В.* // ЖТФ. 2013. Вып. 8. С. 36.
- [7] *Архипов Н.И., Васенин С.Г., Бахтин В.П., Житлухин А.М., Куркин С.М., Сафронов В.М., Топорков Д.А.* // Физика плазмы. 1999. Т. 25. № 3. С. 263.
- [8] *Новиков И.И.* Дефекты кристаллического строения металлов. М.: Металлургия, 1983. 232 с.
- [9] *Савицкий Е.М., Поварова К.Б., Макаров П.В.* Металловедение вольфрама, М.: Металлургия, 1978. 223 с.
- [10] *Савицкий Е.М., Бурханов Г.С.* Металловедение сплавов тугоплавких и редких металлов. М.: Наука, 1971. С. 335.
- [11] *Иванов А.И.* Поведение металлов при повышенных нестационарных температурах и нагрузках. Куйбышевский авиац. ин-т, 1982. с. 82.
- [12] *Лозинский М.Г.* Строение и свойство металлов и сплавов при высоких температурах. М.: Металлургия, 1963. С. 452.
- [13] *Атрошенко С.А., Мещеряков Ю.И., Нестерова В., Рыбин В.В.* // Физика металлов и металловедение. 1993. Т. 75. Вып. 4.
- [14] *Зельдович Я.Б., Райзер Ю.П.* Физика ударных волн и высокотемпературных гидродинамических явлений. М.: изд. Физ.-мат. лит.-ры. 1963. С. 632.
- [15] *Voronin A.V., Gusev V.K., Gerasimenko Yu.A.* et al. 40th EPS Conference on Plasma Physics, Espoo, Finland, 1st–5th July 2013. P. 2.115.
- [16] *Clemens Groth, Günter Müller.* FEM für Praktiker (Band 3): Temperaturfelder : Basiswissen und Arbeitsbeispiele zu FEM-Anwendungen der Temperaturfeldberechnung. Expert Verlag, Renningen, 2009. S. 439.
- [17] *Raniecki B.* // Bull. Acad. Polon. Sci., Serie Sci. Techn., 1965. Vol. 13. N 2.