

УДК 669.294:616-001.2

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТИ ТАНТАЛА В УСЛОВИЯХ ИМПУЛЬСНЫХ ПУЧКОВО-ПЛАЗМЕННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ РАЗНОЙ ИНТЕНСИВНОСТИ¹

©2024 г. И.В. Боровицкая^{1*}, В.Н. Пименов^{1*}, С.А. Масляев^{1*}, Е.В. Демина^{1*},
А.С. Демин^{1*}, Е.В. Морозов^{1*}, Н.А. Епифанов^{1*}, А.Б. Михайлова^{1*},
С.В. Латышев^{1*,2*}, Г.Г. Бондаренко^{3*}, Е.В. Матвеев^{4*}, А.И. Гайдар^{4*}

^{1*}ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва
E-mail: symp@imet.ac.ru

^{2*}Московский технический университет связи и информатики, Москва
E-mail: latyshevsv@rambler.ru

^{3*}Национальный исследовательский университет «Высшая школа экономики», Москва
E-mail: bondarenko_gg@rambler.ru

^{4*}Научно-исследовательский институт перспективных материалов и технологий, Москва
E-mail: niipmt@mail.ru

Поступила в редакцию 21 ноября 2023 г.

После доработки 14 декабря 2023 г. принята к публикации 27 декабря 2023 г.

Проведено исследование воздействия импульсных потоков высокотемпературной плазмы и ионов D^+ и He^+ , генерируемых в двух установках Плазменный фокус с энергозапасом E до ~1 МДж (установка ПФ-1000) и $E \approx 5$ кДж (ПФ «Вихрь»), на листовые образцы из тантала. Определены общие черты и различия в изменении микроструктуры, текстуры и микротвердости их поверхностных слоев после облучения. Выполнено численное моделирование воздействия быстрых ионов D^+ и He^+ на танталовую мишень в условиях, соответствующих проведенным экспериментам. Расчеты показали, что при облучении в режиме, реализованном на более мощной установке ПФ-1000, за 1 импульс испаряется поверхностный слой ~6 мкм, что превышает глубину проникновения ионов D^+ и He^+ с энергией 100 кэВ в танталовую мишень (1,1 мкм для D^+ и 0,6 мкм для He^+). В то же время в более мягком режиме облучения с использованием установки ПФ «Вихрь» толщина испаренного слоя (~0,5 мкм) меньше глубины проникновения ионов. Следствием этого являются более выраженные изменения в микроструктуре после облучения в ПФ «Вихрь»: появление множества кратеров (следов выхода имплантированного газа) и микротрещин, образованию которых способствуют дополнительные напряжения, создаваемые этими газами в тантале, а также термические напряжения, возникающие на стадии охлаждения. Имплантация газовых ионов приводит к увеличению микротвердости поверхностного слоя в образцах, облученных гелием или дейтерием в экспериментах на ПФ «Вихрь», в то время как после облучения дейтерием в установке ПФ-1000 микротвердость или не меняется, или незначительно снижается. В поверхностных слоях облученных образцов формируется текстура, обусловленная направленным теплоотводом при охлаждении и кристаллизации оплавленного слоя. Основной чертой изменений является увеличение интенсивности рефлексов от семейства плоскостей {211}, более выраженное в образцах, облученных в ПФ «Вихрь». Исследовано влияние типа рабочего газа (дейтерия или гелия) на микроструктуру, текстуру и микротвердость поверхностного слоя после облучения образцов тантала в установке ПФ «Вихрь». Заметной разницы в изменениях морфологии поверхности и текстуры при использовании дейтерия или гелия не обнаружено. В то же время микротвердость значительно больше повышается при использовании в качестве рабочего газа гелия, чем при использовании дейтерия.

Ключевые слова: импульсные потоки; дейтериевая и гелиевая плазма; ионы дейтерия и гелия; плазменный фокус; плавление; испарение; кристаллизация; микроструктура.

Тантал перспективен для использования в тех отраслях промышленности, где мате-

риал будет эксплуатироваться при высоких рабочих температурах и высоких механических нагрузках, в частности, в ядерной и термоядерной энергетике [1]. В этом отношении важным является характерный для тан-

¹Работа выполнена по государственному заданию №075-01176-23-00 и поддержана Международным Агентством по Атомной Энергии (грант IAEA CRP № 24080).

тала быстрый спад наведенной активности, что позволяет отнести его к малоактивируемым материалам [2] и использовать в качестве материала для органов регулирования ядерных реакторов на быстрых нейтронах [3, 4]. В ряде работ [5, 6] тантал предлагается применять в качестве промежуточного слоя, соединяющего вольфрам (который в современных проектах термоядерных реакторов ДЕМО рассматривается как материал первой стенки) с малоактивируемой ферритно-мартенситной сталью, также используемой в качестве конструкционного материала. Как показано в работе [7], такие слои эффективно снижают напряжения между вольфрамом и сталью. Помимо этого исследуется применение наряду с вольфрамом тантала в качестве материала нейтронпроизводящих мишеней в разных источниках нейтронов [8—11]. Уступая вольфраму по температуре плавления ($t_{\text{пл}}^{\text{Ta}} = 2996$ °С в сравнении с $t_{\text{пл}}^{\text{W}} = 3422$ °С), он превосходит его по пластичности, технологическим свойствам, свариваемости, коррозионной стойкости [12]. Поскольку при облучении мишени будут накапливаться радиационные дефекты, влияющие, в свою очередь, на физико-химические и механические свойства материала, в работе [8] проводилась соответствующая оценка радиационной стойкости тантала и его сплавов. Было показано, например, что наилучшим сочетанием прочности и пластичности после нейтронного облучения до дозы 0,14 с.н.а. обладает сплав Та-1% W и сделан вывод, что этот сплав не потеряет пластичность и при более высокой дозе облучения. В работе [9] проведена оценка поведения гелия, который будет накапливаться в тантале в качестве элемента-трансмутанта, и расчетным путем определено более затрудненное формирование кластеров гелия в тантале, чем в вольфраме.

В целом поведение тантала в условиях воздействия высоких температур, напряжений, радиационных нагрузок, газообразных элементов-трансмутантов представляет значительный практический интерес, однако данных об этом в настоящее время недостаточно. Как показано ранее [13—15], для тестирования материалов — кандидатов для применения в ядерных и термоядерных реакторах — можно использовать установки «Плазменный фокус» (ПФ). В установках ПФ исследовалось поведение ряда металлических материалов (W, V, Nb, стали, сплавы

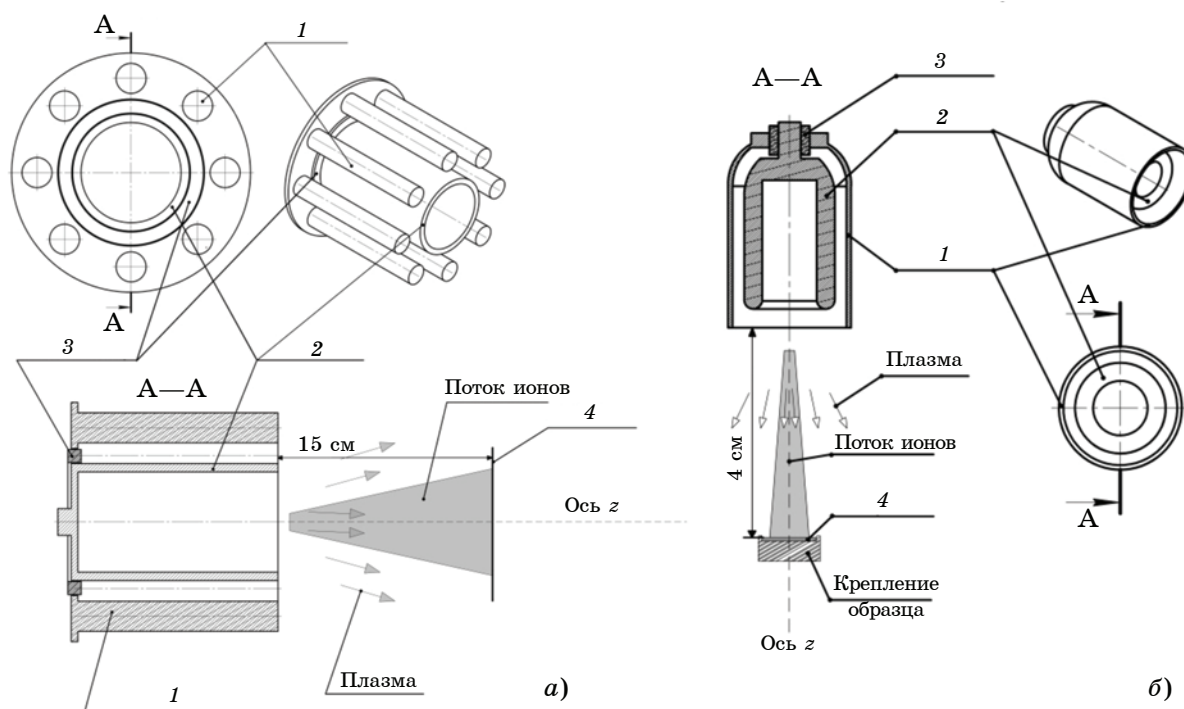
Cu, Ni, Ti [14—21]) в условиях облучения импульсными потоками плазмы и ионов. Из анализа полученных данных следует, что характер происходящих в облучаемом материале изменений зависит от множества факторов, в частности, природы и предварительной обработки материала, параметров облучения, типа рабочего газа и др. Для исследования механизмов изменения структуры и свойств материалов под действием рассматриваемых высокоэнергетических потоков нужен большой объем экспериментальных данных.

В настоящей работе исследовали изменение структурных характеристик и микротвердости в поверхностном слое тантала под действием импульсных потоков высокотемпературной плазмы и быстрых высокоэнергетических ионов, генерируемых в установках ПФ.

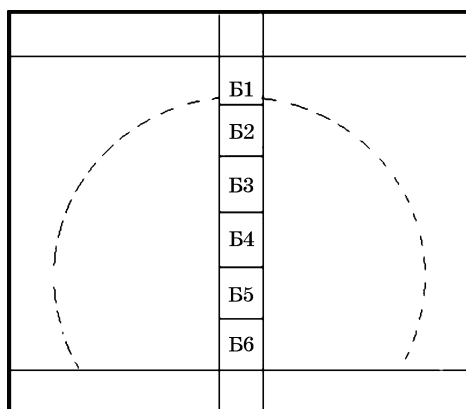
Материал и методика экспериментов и исследований. Эксперименты по облучению образцов тантала проводили на двух установках: ПФ-1000 (запасенная энергия до $E \approx 1$ МДж) [22] и ПФ «Вихрь» ($E \approx 5$ кДж) [14, 15].

Образцы, облучаемые в рабочей камере установки ПФ-1000, представляли собой широкие пластины размером $100 \times 90 \times 0,20$ мм, края которых зажимались в алюминиевом держателе. Пластины размещались в катодной зоне рабочей камеры на расстоянии 15 см от анода нормально к падающему потоку энергии (фиг. 1, а). После облучения из пластин вырезались образцы размером 10×10 мм в соответствии со схемой, представленной на фиг. 2 для пластины №2 (табл. 1). При этом образцы, вырезанные из центра облученной области, подверглись максимальному энергетическому воздействию в отличие от образцов из периферийной зоны. Число импульсных воздействий на каждую из двух танталовых пластин №1 и №2 (образцы соответственно А1—А6 и Б1—Б6 в табл. 1) составляло $N = 4$. Облучение двух одинаковых пластин тантала имело целью подтвердить устойчивость полученных результатов.

Образцы для облучения в установке ПФ «Вихрь» имели размеры $15 \times 15 \times 0,20$ мм, их размещали в катодной зоне камеры на расстоянии 4 см от анода (фиг. 1, б). При импульсном облучении образцов тантала варьировали число импульсных воздействий N от 12 до 30. Режимы облучения образцов представлены в табл. 1.



Фиг. 1. Схема облучения тантала в установках ПФ-1000 (а) и ПФ «Вихрь» (б): 1 — катод; 2 — анод; 3 — изолятор; 4 — образец



Фиг. 2. Схема разрезания пластин, облученных в установке ПФ-1000. Штриховой линией показана область интенсивного воздействия на пластину плазмы и ионов. Образцы B1 и B2 располагались на периферии облучаемой области, а образцы B4 и B5 — в центре. Верхняя и нижняя части пластин были зажаты в держателе и не подвергались облучению

Таблица 1

Условия облучения* образцов тантала в установках ПФ-1000 и ПФ «Вихрь»

Обозначение образцов	Рабочий газ	N	l, см	Плазма		Ионы	
				q, Вт/см ²	τ _p , нс	q, Вт/см ²	τ _i , нс
Установка ПФ-1000: Пластина №1 (образцы А1—А6)	Дейтерий	4	15	10 ¹⁰	200	10 ¹¹	100
Пластина №2 (образцы В1—В6)	Дейтерий	4	15	10 ¹⁰	200	10 ¹¹	100
Установка ПФ «Вихрь»**: 1 (4см/15имп./D)	Дейтерий	15	4	10 ⁸	50	2·10 ⁹	20
2 (4см/30имп./D)	Дейтерий	30	4	10 ⁸	50	2·10 ⁹	20
3 (4см/2имп./He)	Гелий	12	4	10 ⁸	50	2·10 ⁹	20
4 (4см/30имп./He)	Гелий	30	4	10 ⁸	50	2·10 ⁹	20

*N — число импульсных воздействий; l — расстояние от образца до анода; q — плотность потока; τ_p — длительность воздействия плазмы; τ_i — длительность воздействия пучка быстрых ионов D⁺ и He⁺.

**Для образцов 1—4, облученных в ПФ «Вихрь» в скобках: расстояние от анода/число импульсов облучения/рабочий газ.

Температура вторичной плазмы, толщина слоев испарения и плавления, длительность существования жидкого слоя, давление ударной волны

Установка	Рабочий газ	q_0 , Вт/см ²	τ , нс	T , эВ	$L_{ж}$, мкм	$t_{ж}$, мкс	$L_{исп}$, мкм	$P_{уд}$, ГПа
ПФ «Вихрь»	D	$2 \cdot 10^9$	20	4	2,3	0,2	0,7	2,5
	He	$2 \cdot 10^9$	20	5	2,0	0,15	0,5	2,1
ПФ-1000	D	10^{11}	100	30	12	8	6	14

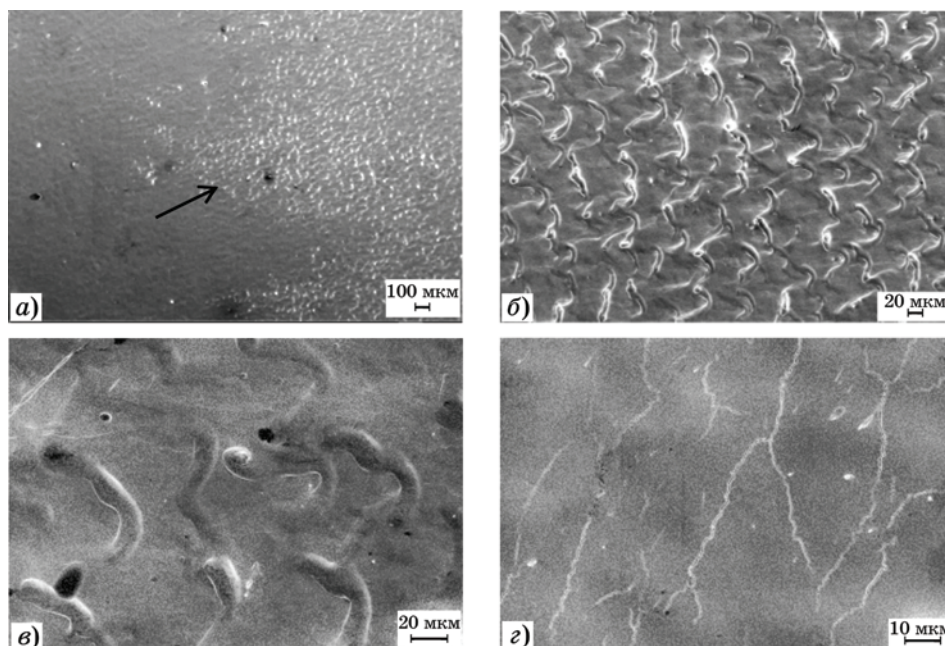
После экспериментов образцы исследовали в растровом электронном микроскопе EVO 40 фирмы Zeiss, оснащенный приставкой для рентгеноспектрального анализа. Регистрация рентгеновских дифракционных спектров исходных образцов и образцов после радиационного воздействия проведена в CuK_α -излучении на приборе Shimadzu XRD-6000. Интервал углов съемки $2\theta = 36,0\text{—}123,0$ град., шаг 0,04 град., скорость 3 град./мин. Исследования фазового состава и определение периодов решетки образцов выполнены с использованием базы данных ICDD в программном комплексе Sieve. Периоды решетки рассчитаны в результате уточнения кристаллической структуры по методу Ритвельда в программном комплексе MAUD.

Микротвердость определяли методом восстановленного отпечатка на микротвердомере Shimadzu DUN-211S (Япония) с использованием алмазного индентора Виккерса с квадратным основанием (угол между гранями 136°) по стандартам [23, 24] при нагрузках $F_{\max} = 490$ мН (50 гс) и 160 мН (16 гс) и длительности выдержки 5 с. Микротвердость рассчитывалась по формуле $HV = 189,1 F_{\max} / L^2$, где $F_{\max}$ — максимальная нагрузка, мН; L — длина диагонали восстановленного отпечатка, мкм. Значение каждого из параметров определено по результатам обработки десяти отдельных измерений. Относительная погрешность результатов измерений микротвердости составляет около 6% при доверительной вероятности $P = 0,95$. Для перевода значений микротвердости из единиц по шкале Виккерса (HV) в СИ (МПа) используется коэффициент 9,807 [25].

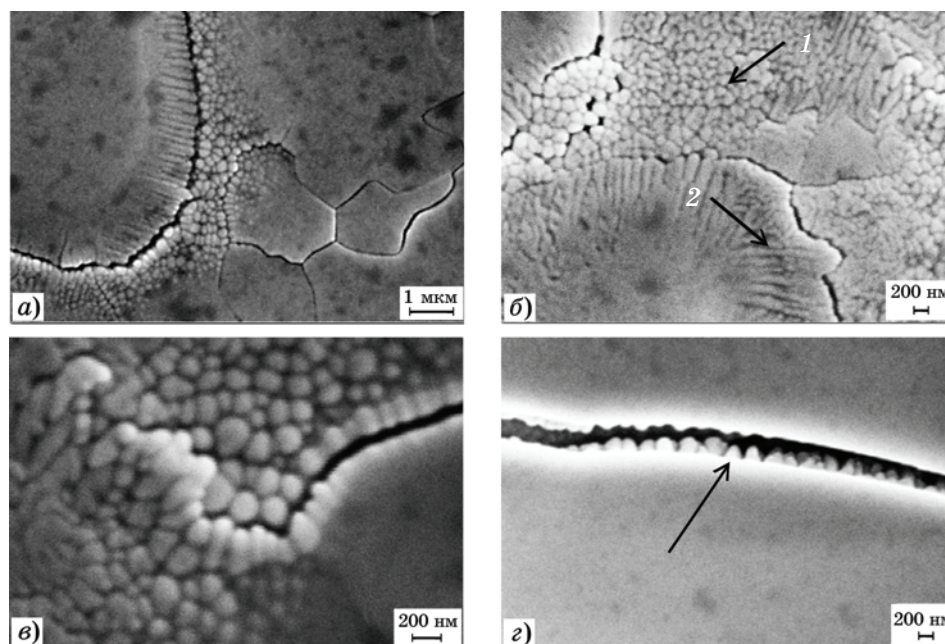
Результаты исследований и их обсуждение. Численное моделирование воздействия пучка быстрых ионов на тантал в установках ПФ «Вихрь» и ПФ-1000. Выполнено численное моделирование воздействия быстрых ионов дейтерия и гелия на центральную часть танталовой мишени в

установках ПФ «Вихрь» и ПФ-1000 на основе уравнения теплопроводности с учетом поглощения энергии ионного пучка и потерь в виде теплового излучения по методике, предложенной в работах [26, 27]. Пробеги ионов дейтерия и гелия с энергией $E = 100$ кэВ в тантале составляют $d \approx 1,1$ мкм для дейтерия и $\sim 0,6$ мкм для гелия [28]. Длительность воздействия пучка быстрых ионов в установке ПФ «Вихрь» $\tau \approx 20$ нс, в установке ПФ-1000 $\tau \approx 100$ нс. Плотность потока энергии быстрых ионов в первом случае $q_0 \approx 2 \cdot 10^9$ Вт/см², во втором $q_0 \approx 10^{11}$ Вт/см². Форма импульса ионного пучка задавалась полусинусоидой $q(t) = q_0 \sin(\pi t / \tau)$. При расчете учитывали, что в центральной части мишени основное воздействие потоков энергии на материал определяется пучком быстрых ионов. Результаты расчетов приведены в табл. 2, в которой T — максимальная температура вторичной плазмы мишени, образующейся при испарении материала [26]; $L_{ж}$ — толщина жидкого слоя с учетом возврата теплоты вторичной плазмы после окончания действия ионного пучка; $t_{ж}$ — длительность существования жидкого слоя; $L_{исп}$ — толщина испаренного слоя мишени за один импульс; $P_{уд}$ — амплитуда давления ударной волны в конце действия ионного пучка.

Исследование микроструктуры. Облучение в установке ПФ-1000. Энергетическое воздействие на широкую пластину тантала было неоднородным по ее площади и, соответственно, изменение морфологии поверхности сильно различалось по мере удаления от ее центра (фиг. 3, а). В центральной области гораздо сильнее выражен волнообразный рельеф (фиг. 3, б, в), обусловленный радиальным распространением ударной волны (УВ) по оплавленной поверхности облученного образца. Этот «радиальный эффект» связан с тем, что наиболее мощный поток ионов, генерирующий УВ, сосредоточен вблизи оси камеры ПФ [18, 26, 27]. На перифе-



Фиг. 3. Типичный характер морфологии поверхности образцов тантала, вырезанных из разных участков пластины, облученной в установке ПФ-1000: *а* — граница оплавленной области (указана стрелкой); *б*, *в* — центр (оплавленная область); *г* — периферия (слабое оплавление и микротрещины)



Фиг. 4. Мелкоячеистая структура в центральной части поверхностного слоя образца тантала (пластина №2, образец Б5 на фиг. 2), облученного в установке ПФ-1000 при $q_0 \approx 10^{11}$ Вт/см²; $\tau \approx 100$ нс; $N = 4$

рии облученного участка во многих местах по границам исходных деформированных зерен появляется сетка микротрещин (фиг. 3, *г*). В приповерхностном слое в результате сверхбыстрого плавления и кристаллизации формируется мелкоячеистая структура (фиг. 4, *а–г*). Форма ячеек в основном близка к равноосной (1 на фиг. 4, *б*) или реже к цилиндрической (2 на фиг. 4, *б*). Размер равноосных ячеек не превышает 200 нм (фиг.

4, *в*). Примерно такую же структуру можно увидеть в местах, где образовались трещины, т.е. на некоторой глубине (показано стрелкой на фиг. 4, *г*). При этом размер исходных зерен (несколько микрометров) примерно на порядок больше размера ячеек и практически не меняется после обработки в ПФ (см. фиг. 4, *а*). Согласно существующим теоретическим представлениям [29] с увеличением степени переохлаждения расплава

размер критического зародыша уменьшается, и становится возможным зарождение и рост кристаллов из большего числа центров кристаллизации, что при высокой скорости затвердевания приводит к появлению наблюдаемой нами мелкоячеистой структуры.

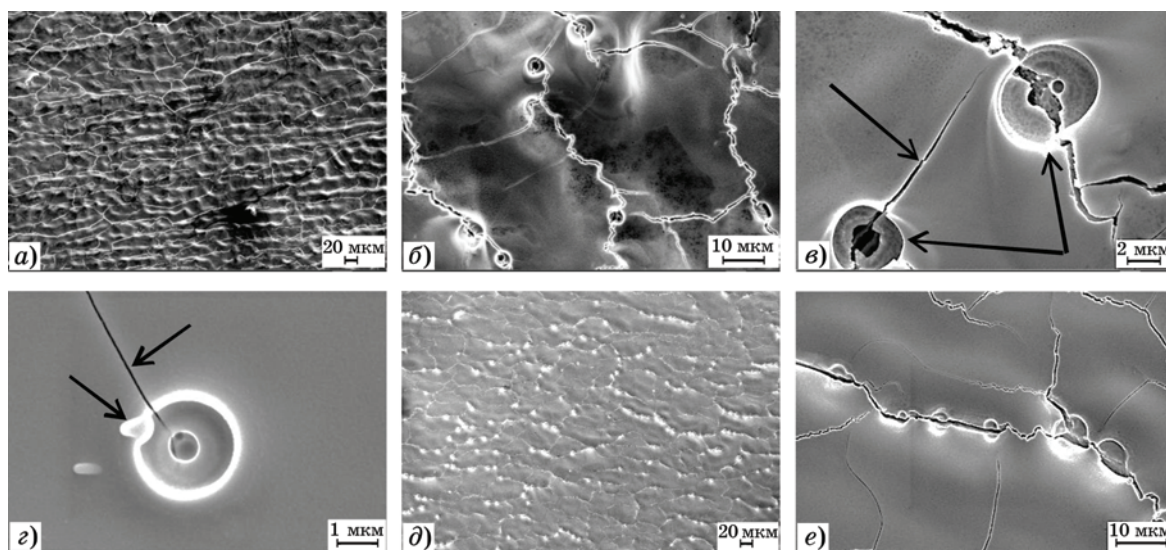
Полученные результаты хорошо согласуются с данными ранее проведенных исследований по обработке в установке ПФ ряда других металлов и сплавов — коррозионно-стойких сталей, ванадия, ниобия, сплавов меди и никеля [13, 16—20]. Образование столбчатых кристаллов, ориентированных перпендикулярно облучаемой поверхности, наблюдали в поверхностном слое вольфрама при его оплавлении импульсными потоками лазерного излучения [21] и дейтериевой плазмы в квазистационарном ускорителе КСПУ-Т [30].

Облучение в установке ПФ «Вихрь». Поверхность образцов в этом случае имеет более выраженный волнообразный рельеф, содержит микротрещины и кратеры — следы выхода газов (фиг. 5) в сравнении с изменениями, наблюдаемыми в режиме облучения, реализованном в установке ПФ-1000. Это может быть связано с разницей в толщине испаренного и оплавленного слоев. Согласно расчетам (см. табл. 2) при облучении в камере ПФ-1000 за 1 импульс испаряется слой ~6 мкм при глубине пробега ионов дейтерия в тантале ~1,1 мкм, а при облучении в установке ПФ «Вихрь» испаряется слой всего ~0,7 мкм. Таким образом, слой, в который проникли ионы D^+ в сопоставляемых режи-

мах облучения тантала, в установке ПФ-1000 испарялся, а в камере ПФ «Вихрь» не испарялся. Имплантированные в материал ионы рабочего газа перераспределяются в жидкой фазе, вызывая в ней процессы «кипения», а также создавая дополнительные напряжения в поверхностном слое после кристаллизации и охлаждения.

Для оценки влияния типа рабочего газа на изменения в поверхностных слоях образцов тантала в установке ПФ «Вихрь» облучали две группы образцов: первая группа облучалась дейтериевой плазмой и ионами дейтерия, а для облучения второй группы в качестве рабочего газа использовали гелий (см. табл. 1). Характер изменения морфологии поверхности в обоих случаях аналогичен: наблюдаются волнообразный рельеф, растрескивание поверхности и кратеры — следы выделения имплантированного газа (дейтерия или гелия, соответственно, см. фиг. 5).

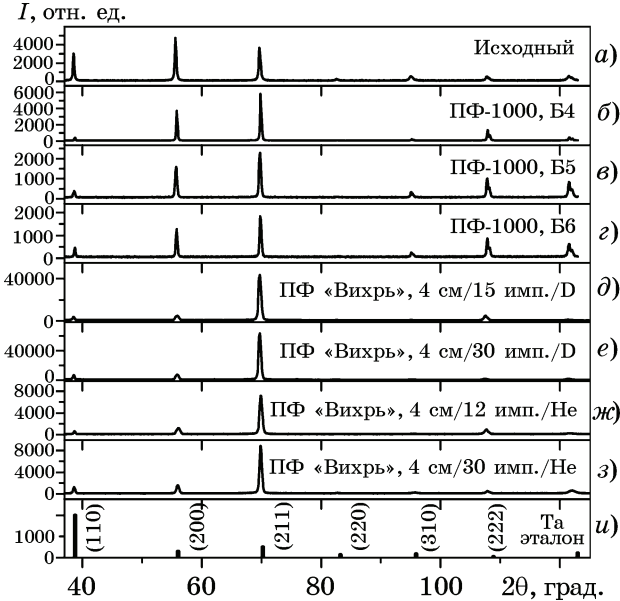
Внешний вид обнаруженных кратеров близок к форме кратеров, образующихся при явлении радиационного блистеринга, который возникает при имплантации в материал ионов малорастворимого газа в стационарных условиях, без оплавления обрабатываемой поверхности [31]. На фиг. 5, б—г видно, что кратеры имеют плоское дно, внутри них начинают формироваться блистеры (кратеры) следующего поколения, диаметр которых становится все меньше; в ряде случаев, если по краям кратера плохой тепловой контакт с основной массой образца, видны следы оп-



Фиг. 5. Типичный характер морфологии поверхности образцов тантала, облученных в установке ПФ «Вихрь» при $q_0 \approx 2 \cdot 10^9$ Вт/см²; $\tau \approx 20$ нс; $N = 30$ с использованием в качестве рабочего газа гелия (а—в) или дейтерия (г—е). Стрелки на в, г указывают на микротрещины и кратеры (следы выхода газа)

давления (ореол белого цвета на фиг. 5, *г*). В закристаллизовавшемся поверхностном слое возникают напряжения, приводящие к образованию трещин при воздействии как дейтериевой (фиг. 5, *г*), так и гелиевой (фиг. 5, *в*) плазмой. В центральной зоне, где энергетическое воздействие максимально, все трещины «декорированы» кратерами (см. фиг. 5, *б*, *е*). Можно полагать, что кратеры, образованные в облученном приповерхностном слое, являясь концентраторами напряжений, способствуют образованию микротрещин. В большинстве случаев трещины образуются после выделения имплантированного в процессе облучения газа, о чем свидетельствует неправильная, как бы «разрезанная», форма кратеров (фиг. 5, *в*, *е*).

Рентгеноструктурный анализ. На фиг. 6 представлены рентгенограммы образцов тантала в исходном состоянии и после облучения в установках ПФ-1000 и ПФ «Вихрь», а в табл. 3 — изменение параметра кристаллической решетки тантала. Можно отметить, что исходный холоднодеформированный образец имеет текстуру, сформировавшуюся при прокатке, что выражается в повышении интенсивности рефлексов от семейства плоскостей {200} и в меньшей степени {211} в сравнении с интенсивностью пиков для стандартного образца тантала из базы данных ICDD (см. фиг. 6, *а* и *и*). После облучения текстура во всех случаях меняется, наиболее заметно в образцах, облученных в ПФ «Вихрь» (фиг. 6, *д—з*). В них наблюдается увеличение интенсивности рефлексов от семейства плоскостей {211}. В то же время рефлексы от плоскостей {110}, наиболее интенсивные для стандартного образца (фиг. 6, *и*), напротив, заметно ослабевают. Различий в текстуре в зависимости от типа используемого рабочего газа (дейтерий или гелий) не обнаружено. Образцы, вырезанные из разных участков широкой пластины, облученной на установке ПФ-1000, имеют примерно одинаковую текстуру с более интенсивными по сравнению с эталоном рефлексами от плоскости {211}, а также от плоскостей {200} и {222} (фиг. 6, *б—г*). Формирование текстуры, вероятнее всего, связано с направленным теплоотводом при кристаллизации поверхностного слоя, оплавленного при облучении в установке ПФ. Более выраженная текстура образцов, облученных в ПФ «Вихрь», связана с тем, что образец-мишень в процессе экспе-



Фиг. 6. Рентгенограммы образцов тантала в исходном состоянии (*а*) и после облучения в установках ПФ-1000 (*б—г*) и ПФ «Вихрь» (*д—з*). На фиг. 6, *и* представлены данные по соотношению интенсивностей отражений от плоскостей для стандартного образца тантала из базы данных ICDD. Нумерация образцов Б4—Б6 (на *б—г*) дана в соответствии со схемой на фиг. 2

Таблица 3

Изменение параметра *a* кристаллической решетки тантала при облучении его образцов в установках ПФ с использованием в качестве рабочего газа дейтерия или гелия

Образец (см. табл. 1)	Газ	<i>N</i>	<i>l</i> , см	<i>a</i> , Å
Исходный	—	—	—	3,304(2)
Установка ПФ-1000: Б4	D	4	15	3,305(5)
	D	4	15	3,303(3)
	D	4	15	3,306(2)
Установка ПФ «Вихрь»: 1	D	15	4	3,302(5)
	D	30	4	3,299(4)
	He	12	4	3,303(6)
	He	30	4	3,297(6)

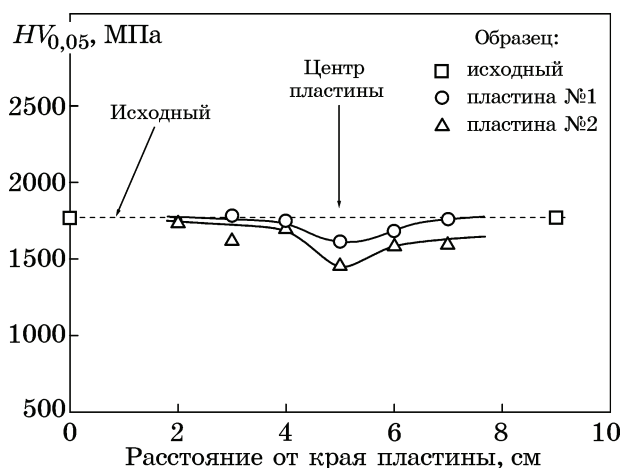
риментов располагался на медной подложке, в отличие от пластин тантала, подвешенных вертикально на специальных держателях в камере ПФ-1000 (см. схему на фиг. 1, *а*, *б*). Поэтому скорость отвода теплоты от облучаемого материала в установке ПФ «Вихрь» была выше, чем в установке ПФ-1000, что и определило наблюдаемую после экспериментов в ПФ «Вихрь» более выраженную текстуру в направлении [211] (см. фиг. 6). Кроме того, из-за меньшей толщины оплавленного

слоя, в сравнении с образцами, облученными в ПФ-1000 (см. табл. 2), скорость кристаллизации и последующего охлаждения образцов после облучения в ПФ «Вихрь» была выше.

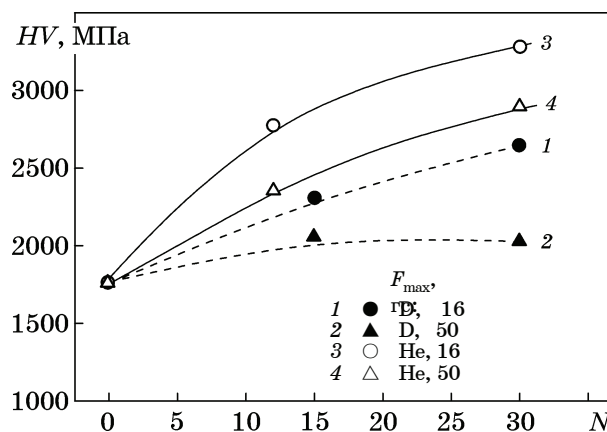
Параметр решетки в результате облучения меняется незначительно — в пределах ошибки измерения (см. табл. 3), хотя в образцах, облученных в ПФ «Вихрь», прослеживается тенденция к уменьшению параметра решетки, причем с ростом числа импульсных воздействий эта тенденция становится более заметной, что согласуется с результатами ранее проведенных исследований [16].

Микротвердость поверхности. На фиг. 7 и 8 представлены данные по изменению микротвердости поверхностного слоя образцов тантала после облучения в установ-

ках ПФ. Видно, что при облучении танталовых пластин в установке ПФ-1000 микротвердость несколько снижается, особенно в области максимума теплового воздействия (до 18%, см. фиг. 7). В противоположность этому, облучение образцов в установке ПФ «Вихрь» упрочняет материал (см. фиг. 8, табл. 4). Данные на фиг. 8 показывают, что при использовании в качестве рабочего газа гелия (кр. 3, 4) микротвердость поверхностного слоя возрастает значительно больше, чем при использовании дейтерия (кр. 1, 2). При этом с увеличением числа импульсных воздействий эффект упрочнения растет. В табл. 4 приведены также данные по глубине вдавливания индентора h , т.е. по глубине приповерхностного слоя, анализируемого при



Фиг. 7. Изменение микротвердости поверхностного слоя в двух пластинах тантала после их облучения дейтериевой плазмой в камере ПФ-1000. Измерения выполнены при нагрузке на индентор $F_{\max} = 500$ мН (50 гс)



Фиг. 8. Изменение микротвердости поверхности образцов тантала, облученных в камере ПФ «Вихрь» с разным числом импульсных воздействий дейтериевой (кр. 1, 2) и гелиевой (кр. 3, 4) плазмы. Измерения выполнены при нагрузке на индентор $F_{\max} = 160$ мН (16 гс, кр. 1, 3) и 500 мН (50 гс, кр. 2, 4)

Таблица 4

Результаты измерения микротвердости* образцов тантала после их облучения на установке ПФ «Вихрь»

Образец (см. табл. 1)	$F_{\max} = 160$ мН (16 гс)		$F_{\max} = 500$ мН (50 гс)	
	$HV_{0,016}$, МПа	h , мкм	$HV_{0,05}$, МПа	h , мкм
Исходный	1759	1,87	1767	3,26
1 (4см/15имп./D)	2311	1,63	2058	3,03
2 (4см/30имп./D)	2645	1,53	2029	3,05
3 (4см/12имп./He)	2771	1,49	2354	2,82
4 (4см/30 имп./He)	3281	1,37	2893	2,55

* $F_{\max}$ — нагрузка на индентор; h — глубина вдавливания индентора, рассчитанная по длине диагонали отпечатка d после снятия нагрузки ($h = d/7$).

разных нагрузках на индентор. Из сопоставления этих данных с результатами, представленными в табл. 2, следует, что при $F_{\max} = 16$ гс (кр. 1, 3) мы измеряем микротвердость только в переплавленном слое, а при нагрузке на индентор $F_{\max} = 50$ гс (кр. 2, 4) индентор проникает глубже него, и мы получаем интегральное значение микротвердости. Как видно на фиг. 8, в переплавленном слое рост микротвердости более существенный.

Очевидно, что изменения в материале в процессе облучения зависят от ряда факторов, одни из которых способствуют повышению микротвердости (имплантация ионов и напряжения, возникающие при быстром охлаждении поверхности), а другие ее снижают (в частности, термический разогрев под действием вторичной плазмы). Конечный результат зависит от того, какие из этих факторов преобладают. Например, в работе [32] выявлена общая тенденция снижения микротвердости поверхности сплавов систем Cu-Ni и Cu-Ni-Ga после их облучения в камере ПФ дейтериевой плазмой и ионами дейтерия. Причиной считается термическое воздействие, поскольку концентрация легирующих элементов в поверхностном слое снижается незначительно и не может существенно повлиять на изменение микротвердости. В работе [33] показано, что воздействие импульсных потоков ионов гелия и гелиевой плазмы на сплав Инконель 718 в режиме облучения ниже порога плавления поверхностного слоя практически не влияет на микротвердость, а в более жестких условиях импульсного воздействия, когда происходили процессы плавления и эрозии облучаемого поверхностного слоя [34], это приводит к снижению исходной величины микротвердости примерно на 30%. Отмеченное снижение микротвердости в работе [34] связывают с термическим влиянием радиационных потоков. В то же время в ряде других работ, напротив, отмечается эффект упрочнения поверхностного слоя. Так, по данным [16] упрочнение поверхности ванадия при облучении азотной плазмой в камере ПФ коррелирует с измельчением блоков ОКР (области когерентного рассеяния), ростом величины деформации кристаллической решетки и образованием нитридов ванадия; аналогично происходит и упрочнение поверхности сплава системы Ti-Al-V при его облучении азотной плазмой в установке ПФ [35].

Сравнивая полученные в нашей работе результаты по облучению образцов тантала дейтериевой плазмой в установках ПФ-1000 и ПФ «Вихрь», когда в первом случае микротвердость не изменяется или даже несколько снижается, а во втором она возрастает, можно предположить, что причиной этого является преобладание при более интенсивном облучении в установке ПФ-1000 термических факторов, в то время как при облучении в камере ПФ «Вихрь» большую роль играют имплантированные в тонкий переплавленный слой ионы газов. Как уже отмечалось, повышенная концентрация газовых ионов во втором случае может объясняться гораздо меньшей, согласно расчетам, толщиной испаренного слоя (см. табл. 2). Это подтверждается и данными микроструктурных исследований (см. фиг. 5), которые показывают образование на облученной поверхности большого числа кратеров, т.е. следов выделения газа, имплантированного при облучении.

Можно также отметить, что имплантация газовых ионов в поверхностные слои металлов в стационарных условиях без оплавления поверхности в большинстве случаев ведет к упрочнению, степень которого зависит от сочетания ион—мишень—параметры имплантации. Например, в работе [36] отмечено, что имплантация гелия в образец ванадия до дозы $2,0 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-2}$ на линейном ускорителе ИЛУ повышает микротвердость его поверхности примерно вдвое. Еще более заметный эффект упрочнения материала (в 3,8 раза) наблюдали при имплантации ионов аргона в процессе облучения ванадия и его сплавов до дозы 10^{22} м^{-2} [37]. Результаты, полученные в данной работе, подтверждают, что и в условиях импульсного облучения с оплавлением поверхности тип рабочего газа также оказывает влияние на изменение микротвердости, в частности, в аналогичных условиях облучения тантала в установке ПФ ионы гелия вызывают большее упрочнение поверхности, чем ионы дейтерия.

Выводы. 1. Проведено облучение образцов тантала в двух установках Плазменный фокус, различающихся запасенной энергией (ПФ-1000 и ПФ «Вихрь»), при разных режимах импульсного пучково-плазменного воздействия (плотность потока энергии быстрых ионов $q \approx 10^{11} \text{ Вт/см}^2$ и $q \approx 2 \cdot 10^9 \text{ Вт/см}^2$ соответственно) и использовании дейтерия или

гелия в качестве рабочего газа. Согласно проведенным расчетам при реализованных режимах облучения толщина испаренного слоя после одного импульсного воздействия в образцах тантала, облученных в камере ПФ-1000, превышала глубину имплантации ионов D^+ с энергией 100 кэВ, в то время как в установке ПФ «Вихрь» она была меньше глубины имплантации ионов D^+ или He^+ .

2. В микроструктуре поверхностного слоя образцов, облученных в установке ПФ «Вихрь», присутствует множество кратеров — следов выхода имплантированного газа, тогда как в структуре образцов, облученных в установке ПФ-1000, их количество незначительно. Наблюдаемые отличия связаны с разницей в величине испаренного слоя в сопоставляемых экспериментах. При облучении в более жестком режиме в установке ПФ-1000 слой с имплантированными ионами полностью испарялся. В менее жестком режиме облучения в ПФ «Вихрь» имплантированные дейтерий или гелий способствовали кипению расплава поверхностного слоя и созданию в нем дополнительных напряжений после затвердевания.

3. Рентгеноструктурные исследования образцов показали изменения текстуры в приповерхностных слоях после облучения в камерах ПФ, основной чертой которых является увеличение интенсивности рефлексов от семейства плоскостей $\{211\}$ в сравнении как с исходным холоднодеформированным, так и с эталонным отожженным образцами. Формирование текстуры связано с направленным теплоотводом при кристаллизации и охлаждении расплавленного слоя.

4. При исследовании влияния режима пучково-плазменного воздействия на микротвердость поверхностного слоя образцов тантала выявлено, что при облучении в более жестком режиме в установке ПФ-1000 микротвердость практически не меняется, а облучение в установке ПФ «Вихрь» в менее жестком режиме способствует ее возрастанию. Причиной наблюдаемых эффектов может служить преобладание в первом случае роли термического воздействия радиационных потоков, а во втором — доминирование процесса имплантации ионов рабочего газа и действие напряжений, возникающих при сверхбыстрой кристаллизации и охлаждении расплавленного поверхностного слоя.

5. Оценено влияние типа рабочего газа (дейтерия или гелия) на микроструктуру, текстуру и микротвердость поверхностного слоя в образцах тантала после облучения в камере ПФ «Вихрь». Разницы в изменениях морфологии поверхности и текстуры при использовании дейтерия или гелия не обнаружено. В то же время микротвердость поверхностного слоя значительно больше повышается при использовании в качестве рабочего газа гелия, чем при использовании дейтерия. При этом с увеличением числа N импульсных воздействий в исследованном диапазоне до $N = 30$ эффект упрочнения переплавленного слоя растет, причем более существенно при использовании гелия.

Авторы выражают благодарность М. Падуху — руководителю отдела диагностики плазмы в Институте физики плазмы и лазерного микросинтеза (Польша, Варшава) за помощь в проведении экспериментов по облучению тантала в установке ПФ-1000.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Конструкционные материалы ядерных реакторов: в 2 ч. Ч.П. Структура, свойства, назначение / под общ. ред. Н.М. Бескоровайного. — М.: Атомиздат, 1977. 256 с.
2. Калинин, Б.А. Материаловедческие проблемы экологии в области ядерной энергетики / Б.А. Калинин, В.И. Польский, В.Л. Якушин, И.И. Чернов. — М.: НИЯУ МИФИ, 2010. 184 с.
3. Murgatroyd, R.A. Technology and assessment of neutron absorbing materials / R.A. Murgatroyd, B.T. Kelly // Atomic Energy Rev. 1977. V.15. №1. P.3—74.
4. Клочков, Е.П. Использование тантала для органов регулирования ядерных реакторов на быстрых нейтронах / Е.П. Клочков, Е.М. Муралева // Изв. Самар. науч. центра РАН. 2012. Т.14. №4(4). С.975—979.
5. Bachurina, D. Brazing tungsten/tantalum/RAFM steel joint for DEMO by fully reduced activation brazing alloy 48Ti-48Zr-4Be / D. Bachurina, A. Suchkov, J. Gurova, V. Kliucharev, V. Vorkel, M. Savelyev, P. Somov, O. Sevryukov // Metals (Basel). 2021. V.11. Art. 1417. DOI: 10.3390/met11091417.
6. Gasparyan, Y. Deuterium retention in the elements of plasma facing components for the DEMO first wall / Y. Gasparyan, D. Bachurina, V. Efimov, J. Gurova, F. Podolyako, N. Sergeev, I. Sorokin, A. Suchkov, N. Bobyr, I. Kozlov, E. Kulikova, A. Spitsyn // J. Nucl. Mater. 2022. V.567. Art.153837.
7. Bachurina, D. Joining of tungsten with low-activation ferritic-martensitic steel and vanadium alloys for DEMO reactor / D. Bachurina, A. Suchkov, B. Kalin, O. Sevryukov, I. Fedotov, P. Dzhumaev, A. Ivannikov, M. Leont'eva-Smirnova, E. Mozhanov // Nucl. Mater. Energy. 2018. V.15. P.135—142.
8. Byun, Thak Sang. Dose dependence of mechanical properties in tantalum and tantalum alloys after low

- temperature irradiation / Thak Sang Byun, Stuart A. Maloy // *J. Nucl. Mater.* 2008. V.377. P.72—79.
9. Wen Yin. First-principles study of the interaction between helium and the defects in tantalum / Wen Yin, Xuejun Jia, Quanzhi Yu, Tianjiao Liang // *J. Nucl. Mater.* 2016. V.480. P.202—206.
10. Caretta, O. Water erosion tests on a tantalum sample : A short communication / O. Caretta, T. Davenne, C.J. Densham // *J. Nucl. Mater.* 2017. V.492. P.52—55.
11. Hosemann, P. Oxygen effects on irradiated tantalum alloys / P. Hosemann, S.A. Maloy, R.R. Greco, J.G. Swadener, T. Romero // *J. Nucl. Mater.* 2009. V.384. P.25—29.
12. Савицкий, Е.М. Тугоплавкие металлы и сплавы / Е.М. Савицкий, Г.С. Бурханов, К.Б. Поварова [и др.]. — М. : Металлургия, 1986. 352 с.
13. Грибков, А.А. Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки материалов / В.А. Грибков, Ф.И. Григорьев, Б.А. Калинин, В.Л. Якушин. — М. : Изд-во Круглый год, 2001. 528 с.
14. Грибков, В.А. Исследование повреждаемости материалов с использованием установки Плазменный фокус «Вихрь» / В.А. Грибков, И.В. Боровицкая, А.С. Демин, С.А. Масляев, Е.В. Морозов, В.Н. Пименов, Г.Г. Бондаренко, А.И. Гайдар // *Зав. лаб. Диагн. матер.* 2019. Т.85. №8. С.29—36.
15. Грибков, В.А. Установка «Вихрь» типа «Плазменный фокус» для диагностики радиационно-термической стойкости материалов, перспективных для термоядерной энергетики и аэрокосмической техники / В.А. Грибков, И.В. Боровицкая, А.С. Демин, Е.В. Морозов, С.А. Масляев, В.Н. Пименов, А.В. Голиков, А.К. Дулатов, Г.Г. Бондаренко, А.И. Гайдар // *Приборы и техника эксперимента.* 2020. №1. С.75—83.
16. Боровицкая, И.В. Воздействие импульсных потоков азотной плазмы и ионов азота на структуру и механические свойства ванадия / И.В. Боровицкая, В.Я. Никулин, Г.Г. Бондаренко, А.Б. Михайлова, П.В. Силин, А.И. Гайдар, В.В. Парамонова, Е.Н. Перегудова // *Металлы.* 2018. №2. С.54—64. — (I.V. Borovitskaya, V.Ya. Nikulin, G.G. Bondarenko, A.B. Mikhailova, P.V. Silin, A.I. Gaidar, V.V. Paramonova, E.N. Peregudova, «Effect of pulsed nitrogen plasma and nitrogen ion fluxes on the structure and mechanical properties of vanadium». *Russian Metallurgy (Metally).* 2018. №3. P. 266—275.)
17. Пименов, В.Н. Повреждаемость ниобия импульсными потоками ионов гелия и гелиевой плазмы / В.Н. Пименов, И.В. Боровицкая, А.С. Демин, Н.А. Епифанов, С.В. Латышев, С.А. Масляев, Е.В. Морозов, И.П. Сасиновская, Г.Г. Бондаренко, А.И. Гайдар // *ФиХОМ.* 2021. №6. С.5—17.
18. Грибков, В.А. Воздействие экстремальных потоков энергии на хромомарганцевую аустенитную сталь Х12Г14Н4ЮМ, модифицированную скандием / В.А. Грибков, А.С. Демин, Е.В. Демина, А.В. Дубровский, С.А. Масляев, В.Н. Пименов, М.Д. Прусакова, И.П. Сасиновская, М. Шольц, Л. Карпинский // *ФиХОМ.* 2012. №4. С.5—12.
19. Пименов, В.Н. Воздействие импульсных потоков ионов дейтерия и дейтериевой плазмы на сплавы систем медь-никель и медь-никель-галлий / В.Н. Пименов, И.В. Боровицкая, В.А. Грибков, А.С. Демин, Н.А. Епифанов, С.А. Масляев, Е.В. Морозов, И.П. Сасиновская, Г.Г. Бондаренко, А.И. Гайдар, М. Падух // *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования.* 2022. №1. С.41—50. DOI : 10.31857/S1028096022010150.
20. Боровицкая, И.В. Повреждаемость поверхностного слоя сплава Инконель 718 импульсными пучково-плазменными потоками / И.В. Боровицкая, А.С. Демин, О.А. Комолова, С.В. Латышев, С.А. Масляев, И.С. Монахов, Е.В. Морозов, В.Н. Пименов, И.П. Сасиновская, Г.Г. Бондаренко, А.И. Гайдар, И.А. Логачев // *ФиХОМ.* 2023. №2. С.5—17. DOI : 10.30791/0015-3214-2023-2-5-17.
21. Морозов, Е.В. Особенности повреждаемости и структурных изменений в поверхностном слое вольфрама при импульсном воздействии лазерного излучения, потоков ионов и плазмы / Е.В. Морозов, А.С. Демин, В.Н. Пименов, В.А. Грибков, В.В. Рошупкин, С.А. Масляев, С.В. Латышев, Е.В. Демина, Е.Е. Казилин, А.Г. Кольцов, Г.Г. Бондаренко, А.И. Гайдар. // *ФиХОМ.* 2017. №4. С.5—18.
22. Gribkov, V.A. Plasma dynamics in PF-1000 device under full-scale energy storage : I. Pinch dynamics, shock-wave diffraction, and inertial electrode / V.A. Gribkov, B. Bienkowska, M. Borowiecki, A.V. Dubrovsky, Ivanova-Stanik, L. Karpinski, R.A. Miklaszewski, M. Paduch, M. Scholz, K. Tomaszewski // *J. Phys. D : Applied Physics.* 2007. V.40. P.1977—1989. DOI : 10.1088/0022-3727/40/7/021.
23. ГОСТ Р ИСО 6507-1—2007. Металлы и сплавы. Измерение твердости по Виккерсу. Ч.1. Метод измерения. — М. : Стандартинформ, 2008.
24. ГОСТ 9450—76. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников. — М. : Изд-во стандартов, 1993. 36 с.
25. Yovanovich, M. Micro- and macrohardness measurements, correlations, and contact models / M. Yovanovich // 44th AIAA aerospace sciences meeting and exhibit. 2006. V.979. P.1—28. <https://doi.org/10.2514/6.2006-979>.
26. Грибков, В.А. Численное моделирование взаимодействия импульсных потоков энергии с материалом в установках Плазменный фокус / В.А. Грибков, С.В. Латышев, С.А. Масляев, В.Н. Пименов // *ФиХОМ.* 2011. №6. С.16—22.
27. Латышев, С.В. Генерация ударных волн в материаловедческих экспериментах на установках Плазменный фокус / С.В. Латышев, В.А. Грибков, С.А. Масляев, В.Н. Пименов, М. Падух, Э. Желиньска // *Перспективные материалы.* 2014. №8. С.5—12.
28. Физические величины : справочник / под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. — М. : Энергоатомиздат, 1991. 1232 с.
29. Новиков, И.И. Теория термической обработки / И.И. Новиков. — М. : Металлургия, 1986. 480 с.
30. Посакалов, А.Г. Изменение структуры приповерхностного слоя вольфрама и накопление дейтерия при импульсных плазменных нагрузках / А.Г. Посакалов, Н.С. Климов, Ю.М. Гаспарян, О.В. Огородникова, В.С. Ефимов // *ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез.* 2018. Т.41. Вып.1. С.23—28. DOI : 10.21517/0202-3822-2018-41-1-23-28.
31. Гусева, М.И. Радиационный блистеринг / М.И. Гусева, Ю.В. Мартыненко // *Успехи физ. наук.* 1981. Т.135. С.671—691.
32. Боровицкая, И.В. Влияние облучения высокотемпературной импульсной дейтериевой плазмой на структуру и механические свойства поверхности сплавов систем Cu-Ga и Cu-Ga-Ni / И.В. Боровицкая, В.Н. Пименов, С.А. Масляев, А.Б. Михайлова,

- Г.Г. Бондаренко, Е.В. Матвеев, А.И. Гайдар, М. Падух, А.С. Дёмин, Н.А. Епифанов, Е.В. Морозов // *Металлы*. 2022. №1. С.55—64. — (I.V. Borovitskaya, V.N. Pimenov, S.A. Maslyaev, A.B. Mikhailova, G.G. Bondarenko, E.V. Matveev, A.I. Gaidar, M. Padukh, A.S. Demin, N.A. Epifanov, E.V. Morozov, «Effect of high-temperature pulsed deuterium plasma on the structure and mechanical properties of the surface of Cu-Ga and Cu-Ga-Ni alloys». *Russian Metallurgy (Metally)*. 2022. №1. P.48—56.)
33. *Боровицкая, И.В.* Воздействие импульсных потоков ионов гелия и гелиевой плазмы на сплав Инконель 718 / И.В. Боровицкая, В.А. Грибков, К.В. Григорович, А.С. Демин, С.А. Масляев, Е.В. Морозов, В.Н. Пименов, Г.С. Спрыгин, А.Б. Цепелев, М.С. Гусаков, И.А. Логачев, Г.Г. Бондаренко, А.И. Гайдар // *Металлы*. 2018. №5. С.39—47. — (I.V. Borovitskaya, V.A. Gribkov, K.V. Grigorovich, A.S. Demin, S.A. Maslyaev, E.V. Morozov, V.N. Pimenov, G.S. Sprygin, A.B. Zepelev, M.S. Gusakov, I.A. Logachev, G.G. Bondarenko, A.I. Gaidar, «Effect of pulsed helium ion fluxes and helium plasma on the Inconel 718 alloy». *Russian Metallurgy (Metally)*. 2018. №9. P.826—834.)
34. *Боровицкая, И.В.* Влияние импульсных пучково-плазменных воздействий на структурные характеристики и механические свойства поверхностного слоя в сплаве Инконель 718 / И.В. Боровицкая, А.С. Демин, О.А. Комолова, С.В. Латышев, С.А. Масляев, А.Б. Михайлова, И.С. Монахов, Е.В. Морозов, В.Н. Пименов, Г.Г. Бондаренко, А.И. Гайдар, И.А. Логачев, Е.В. Матвеев // *Металлы*. 2023. №4. С.34—42. — (I.V. Borovitskaya, A.S. Demin, O.A. Komolova, S.V. Latyshev, S.A. Maslyaev, A.B. Mikhailova, I.S. Monakhov, E.V. Morozov, V.N. Pimenov, G.G. Bondarenko, A.I. Gaidar, I.A. Logachev, E.V. Matveev, «Effect of pulsed plasma beams on the structure and mechanical properties of the surface layer in an Inconel 718 alloy». *Russian Metallurgy (Metally)*. 2023. №7. P.891—898.)
35. *Пименов, В.Н.* Поверхностные эффекты при воздействии импульсных потоков ионов азота и азотной плазмы на сплав системы Ti-Al-V / В.Н. Пименов, В.В. Рошупкин, С.А. Масляев, Е.В. Демина, М.М. Ляховицкий, В.А. Грибков, А.В. Дубровский, И.П. Сасиновская // *Перспективные материалы*. 2011. №4. С.77—85.
36. *Боровицкая, И.В.* Изменение морфологии и прочностных свойств поверхности ванадия при воздействии ионов гелия и импульсного лазерного излучения / И.В. Боровицкая, С.Н. Коршунов, А.Н. Мансурова, Г.Г. Бондаренко, А.И. Гайдар, Е.В. Матвеев, Е.Е. Казилин // *Поверхность, рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*. 2023. №1. С.67—73.
37. *Данелян, Л.С.* Влияние облучения ионами Ag^+ на свойства поверхности ванадия и его сплавов / Л.С. Данелян, С.Н. Коршунов, А.Н. Мансурова, В.В. Затекин, В.С. Куликаускас, И.В. Боровицкая, Л.И. Иванов, В.В. Парамонова, М.М. Ляховицкий // *ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез*. 2011. Вып.2. С.46—52.