

УДК 621.7+621.039.531:546.881+621.039.634.669-154

ВЛИЯНИЕ МОЩНОГО ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ВАНАДИЯ, ПРЕДВАРИТЕЛЬНО ОБЛУЧЕННОГО ИОНАМИ ИНЕРТНЫХ ГАЗОВ (Обзор)¹

©2024 г. И.В. Боровицкая^{1*}, С.Н. Коршунов^{2*}, А.Н. Мансурова^{2*}, Г.Г. Бондаренко^{3*},
А.И. Гайдар^{4*}, Е.В. Матвеев^{4*}, Е.Е. Казилин^{1*}

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

^{2*}НИИ «Курчатовский институт», Москва

^{3*}Национальный исследовательский университет «Высшая школа экономики», Москва

^{4*}Научно исследовательский институт перспективных материалов и технологий,
Москва

Поступила в редакцию 13 июня 2023 г.

После доработки 28 сентября 2023 г. принята к публикации 12 октября 2023 г.

Обобщены результаты исследования, выполненного авторами по изучению влияния воздействия мощного лазерного излучения на морфологию и микротвердость поверхности ванадия, предварительно имплантированного ионами инертных газов (гелий и аргон). Облучение лазерными импульсами проводили в установке ГОС-1001 в режиме модулированной добротности (плотность мощности потока $q = 1,2 \cdot 10^{12}$ Вт/м², длительность импульса $\tau_0 = 50$ нс, число импульсов $N = 1—4$) в вакууме. Имплантацию ионов проводили в вакууме в ускорителе ИЛУ при разных режимах: He⁺ (энергия 30 кэВ, дозы $1,0 \cdot 10^{22}$ и $2,0 \cdot 10^{23}$ м⁻², плотность потока ионов $4,8 \cdot 10^{18}$ м⁻²·с⁻¹, $T_{обл} \approx 500$ К), Ar⁺ (энергия 20 кэВ, доза $1,0 \cdot 10^{22}$ м⁻², плотность потока ионов $6 \cdot 10^{18}$ м⁻²·с⁻¹, $T_{обл} \approx 700$ К). Микротвердость определяли двумя способами: по восстановленному отпечатку (HV) и методом кинетического индентирования (HV^{*}). Показано, что при имплантации газов в ванадий в указанных режимах облучения на поверхности мишеней формируются разные структуры радиационного блистеринга, определяемые как непосредственно блистеринг (ионы He⁺ — доза $1,0 \cdot 10^{22}$ м⁻²), флехинг (ионы Ar⁺ — доза $1,0 \cdot 10^{22}$ м⁻²) и поры (ионы He⁺ — доза $2,0 \cdot 10^{23}$ м⁻²). Установлено, что характер повреждения мишеней после воздействия лазерного излучения как на исходные образцы, так и на предварительно облученные ионами газов идентичен: образование лунки, окруженной бруствером, за которым расположена зона термического влияния (ЗТВ), причем число импульсов и предварительное облучение газами влияют на размер лунки и общий размер разрушения: эти параметры увеличиваются. Рассмотрены особенности изменения морфологии и микротвердости поверхности мишеней как в лунке, так и в ЗТВ. Отмечено, что воздействие лазерного излучения приводит к увеличению эрозии материалов, предварительно облученных ионами. Обсуждаются механизмы наблюдаемых эффектов.

Ключевые слова: ванадий; топография поверхности; ионы гелия и аргона; импульсное лазерное излучение; повреждаемость; микротвердость; нанотвердость; сканирующая электронная микроскопия; индентирование.

Известно, что поверхность разных конструкций вакуумной камеры термоядерного реактора (ТЯР) подвергается облучению пучками ионов гелия и водорода, образующихся при Д-Т (дейтерий-третий) реакции. В результате их внедрения в материалы происходит разрушение поверхности, обусловленное эффектами радиационного блистерин-

га, в числе которых непосредственно блистеринг (образование пузырей и отшелушивание куполов блистеров) и/или флехинг (отшелушивание поверхностного слоя мишени) [1, 2]. Ранее нами установлена возможность эрозии поверхности ванадия по механизму флехинга [3] при облучении ионами аргона, который также может присутствовать в вакуумной камере [4]. К настоящему времени экспериментально исследованы основные закономерности радиационного блистеринга,

¹Работа выполнена по государственному заданию
№ 075-01176-23-00

который проявляется при имплантации в материалы ионов плохо растворимых в них газов [1, 5], и показано, что с увеличением дозы облучения этот процесс замедляется и прекращается в результате формирования на поверхности пористой структуры. Однако в реальных условиях работы ТЯР материалы его вакуумной камеры будут подвергаться не только облучению ионными потоками, но и воздействию тепловых потоков, возникающих в экстремальных ситуациях, например, при срывах плазмы и ELM-событиях (edge localized mode) [6]. Все это может вызвать разного рода синергетические эффекты. К их исследованию в настоящее время проявляется значительный интерес и этому посвящены публикации в ряде зарубежных изданий (например, [7—9]). Так, в работах [7, 8] изучалось влияние предварительного облучения низкоэнергетическими ионами He^+ на свойства поверхности вольфрама под воздействием ELM-подобной тепловой нагрузки с использованием импульсного лазерного облучения и облучения электронным пучком [7] и нестационарной тепловой нагрузки [8], а в работе [9] исследовали влияние совместного облучения пучками гелия и дейтерия на вольфрам и его сплав (W-Ta) в условиях, близких к реальным в ТЯР. Как отмечено в работе Ю.В. Мартыненко [5], блистеринг — наиболее чувствительный к синергизму процесс из всех других процессов, протекающих на поверхности материалов в термоядерных установках.

В данной работе выполнено обобщение результатов проведенных авторами в последние годы исследований радиационной повреждаемости поверхности ванадия, предварительно облученного ионами гелия или аргона, под воздействием мощного импульсного лазерного излучения, имитирующего тепловые потоки [10—13].

Материал и методика эксперимента. Образцы листового ванадия ВНМ-1 (содержание примесей внедрения, мас. %: С 0,021; N 0,003; O < 0,025) получены из слитков ванадия после их холодной прокатки до толщины ~1 мм. Для подготовки поверхности образцов применялись стандартные процедуры полировки.

Эксперименты по имплантации ионов He^+ и Ar^+ проводились в ускорителе (с масс-сепарацией ионов) ИЛУ (НИЦ «Курчатовский институт») [14]. Энергия ионов гелия 30 кэВ,

дозы $1,0 \cdot 10^{22}$ и $2,0 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-2}$ при плотности потока ионов $4,8 \cdot 10^{18} \text{ м}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$. Температура мишеней в процессе облучения достигала ~500 К. Энергия ионов аргона 20 кэВ, доза $1,0 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-2}$ при плотности потока ионов $6 \cdot 10^{18} \text{ м}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$. Температура мишеней в процессе облучения составляла ~700 К.

Лазерное воздействие на мишени осуществлялось в вакууме на лазерной установке ГОС-1001, в которой используется оптический квантовый генератор на стекле, активированном неодимом. Облучение проводили в режиме модулированной добротности (МД) с плотностью мощности потока $q \approx 1,2 \cdot 10^{12} \text{ Вт/м}^2$, длительностью импульса $\tau_0 = 50 \text{ нс}$, числом импульсов $N = 1—4$.

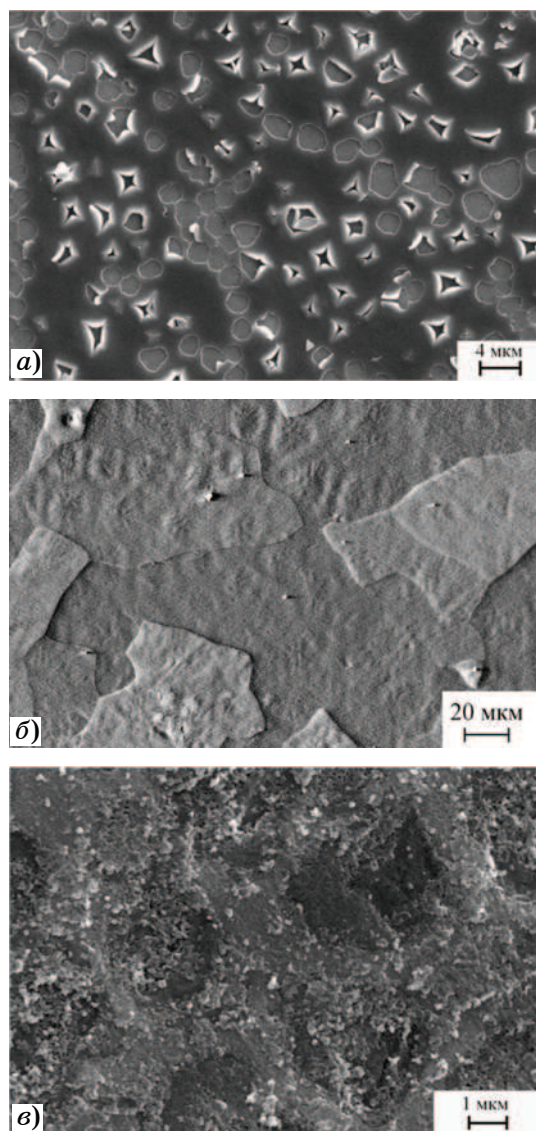
Топографию поверхности образцов исследовали до и после облучения в сканирующем электронном микроскопе EVO 40 фирмы Zeiss, оснащенном приставкой для рентгено-спектрального микроанализа.

Микротвердость определяли методом инструментального (кинетического) индентирования (HV^*) на микротвердомере Shimadzu DUN-211S (Япония) с использованием алмазного индентора в форме четырехгранной пирамиды Виккерса с квадратным основанием (угол между гранями 136°) по стандартам [15—18] при нагрузках $F_{\text{max}} = 50$ и 500 мН и выдержке 5 с. Параллельно на этом же приборе измеряли микротвердость по Виккерсу, определяемую по площади восстановленного отпечатка: $HV = 189,1 F_{\text{max}} / d^2$, где F_{max} — максимальная нагрузка при индентировании, мН; d — длина диагонали восстановленного отпечатка, мкм.

Значение каждого из параметров определено по результатам обработки 10 отдельных измерений с доверительной вероятностью $\alpha = 0,95$. Погрешность измерений микротвердости с помощью микротвердомера DUN-211S, определенная по методике [15,16], не превышала 10%.

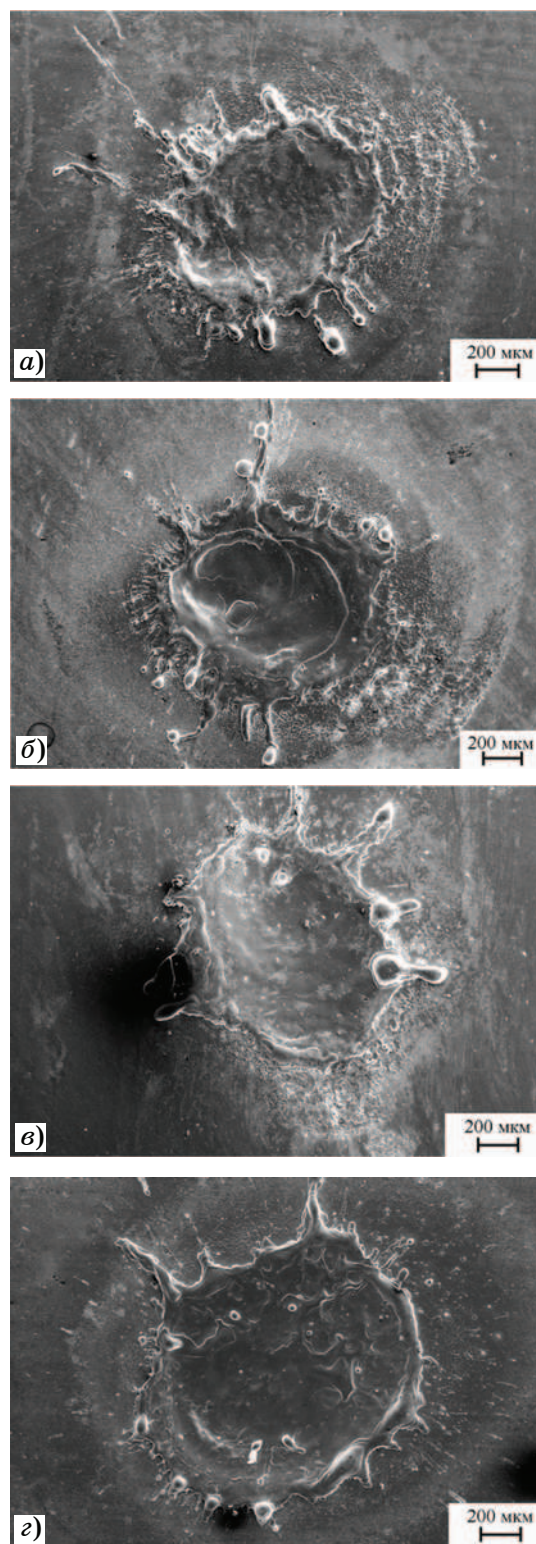
Результаты эксперимента и их обсуждение. На фиг. 1 представлены характерные для разных стадий радиационного блистеринга структуры поверхности образцов ванадия, сформированные при разных режимах облучения: блистеринг, флекинг, поры.

Фиг. 2 иллюстрирует типичный характер разрушения поверхности предварительно имплантированных ионами образцов после воздействия лазерного излучения в вакууме в режиме МД с плотностью мощности пото-



Фиг. 1. Структуры поверхности ванадия, сформированные при разных режимах облучения: *a* — блистеринг (ионы He^+ , $E = 30$ кэВ, доза $1,0 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-2}$, $T_{\text{обл}} \approx 500 \text{ К}$); *б* — флекинг (ионы Ar^+ , $E = 20$ кэВ, доза $1,0 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-2}$, $T_{\text{обл}} \approx 700 \text{ К}$) [7]; *в* — поры (ионы He^+ , $E = 30$ кэВ, доза $2,0 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-2}$, $T_{\text{обл}} \approx 500 \text{ К}$)

ка $q \sim 1,2 \cdot 10^{12} \text{ Вт/м}^2$ при длительности импульса $\tau_0 = 50 \text{ нс}$ в сравнении с разрушением исходного ванадия. Видно, что характер разрушения поверхности после испарения поверхностных слоев, вызванного воздействием лазерными импульсами, для всех мишеней идентичен: в местах интенсивного плавления материала образуется окруженная брусстером лунка круглой или овальной формы. За брусстером находится зона термического влияния (ЗТВ). Число импульсов и предварительное облучение газами незначительно влияют на размер лунки. Однако предварительная обработка образца газами

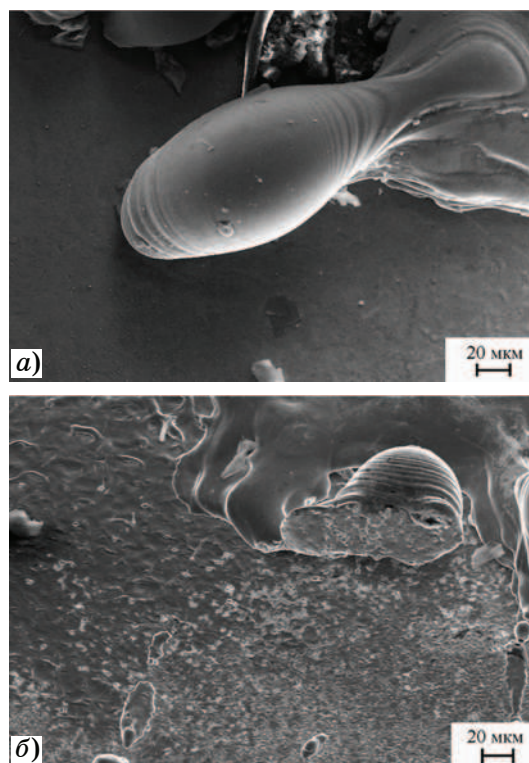


Фиг. 2. Характер разрушения поверхности образцов в результате воздействия одним лазерным импульсом на материал в исходном состоянии (*a*) и после предварительного облучения ионами газов по трем режимам (*б* — ионы He^+ , $E = 30$ кэВ, доза $1,0 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-2}$, $T_{\text{обл}} \approx 500 \text{ К}$; *в* — ионы Ar^+ , $E = 20$ кэВ, доза $1,0 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-2}$, $T_{\text{обл}} \approx 700 \text{ К}$; *г* — ионы He^+ , $E = 30$ кэВ, доза $2,0 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-2}$, $T_{\text{обл}} \approx 500 \text{ К}$)

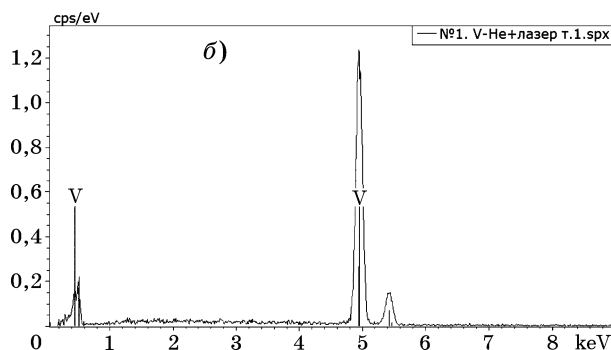
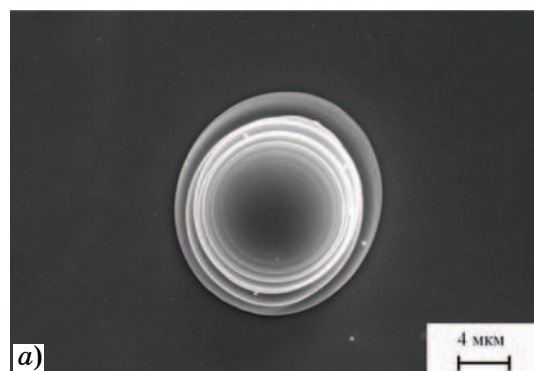
вызывает специфические особенности разрушения, в частности, приводит к изменению формы бруствера (фиг. 2, *з*), детали этих особенностей будут рассмотрены далее.

Известно, что воздействие лазерными импульсами на поверхность вызывает процессы испарения, плавления и кристаллизации поверхностного слоя [19—22]. Бруствер, окружающий лунку, образован выбросами расплавленного металла. Как видно на фиг. 2, на бруствере присутствуют многочисленные остроконечные выплески, на концах которых, как и на поверхности образца, часто наблюдаются разной конфигурации капли застывшего металла, причем некоторые из них кристаллизуются подобно спирали (фиг. 3, 4). Подобные структуры наблюдали также при импульсном лазерном облучении ванадия не только в вакууме (как в данном случае), но и на воздухе с использованием установки ГОС-1001 в аналогичном режиме, хотя механизм образования таких структур до конца не ясен [10]. В работе [11] показано, что объем таких капель заполнен пузырьками. По-видимому, пузырьки формируются выделяющимися из мишени растворенными в ней газообразующими элементами-примесями (атомами С, О, N), их соединениями, а также имплантированными газами. Стоит отметить, что купол капли (фиг. 4, *а*) согласно рентгеновскому микроанализу практически не содержит примесных элементов (фиг. 4, *б*).

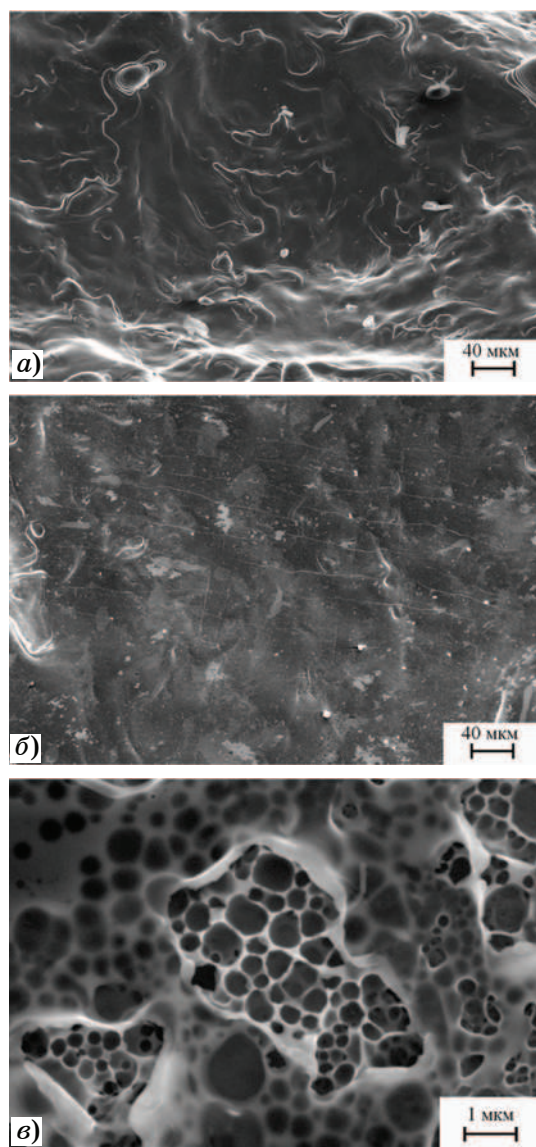
Фиг. 5 иллюстрирует типичные виды структур поверхности внутри лунки после воздействия на материал лазерными импульсами как для исходных образцов ванадия, так и для образцов, предварительно облученных ионами газов. Общей чертой разрушения для всех режимов облучения в результате плавления материала являются наплывы, капельные и волнообразные структуры (фиг. 5, *а*). Однако имеются и различия. Так, в исходных образцах внутри лунки иногда присутствуют трещины (фиг. 5, *б*), отсутствующие в мишенях, предварительно имплантированных газами. Кроме того, в образцах с гелием можно видеть следы лопнувших пузырей, образование которых является результатом кипения материала (фиг. 5, *в*), так как к факторам, способствующим возникновению кипения расплавленного материала, относится наличие в металлах значительных количеств растворенных газов. Быстрый нагрев вызывает их выделение, что и приводит к



Фиг. 3. Выплеск из бруствера (*а*) и капли (*б*) [8], закристаллизовавшиеся на поверхности мишени после облучения лазерными импульсами образца, предварительно облученного ионами гелия



Фиг. 4. Капельная структура (*а*) [10] и рентгеновский спектр (*б*) от капли на предварительно облученной ионами гелия поверхности ванадия после воздействия на мишень лазерными импульсами



Фиг. 5. Характерные виды разрушения поверхности внутри лунки для образцов ванадия после лазерного облучения в вакууме в режиме МД с плотностью мощности потока $\sim 1,2 \cdot 10^{12}$ Вт/м², длительностью импульса $\tau_0 = 50$ нс: *а* — для всех режимов воздействия [8]; *б* — для исходных образцов [9]; *в* — для образцов, предварительно имплантированных гелием

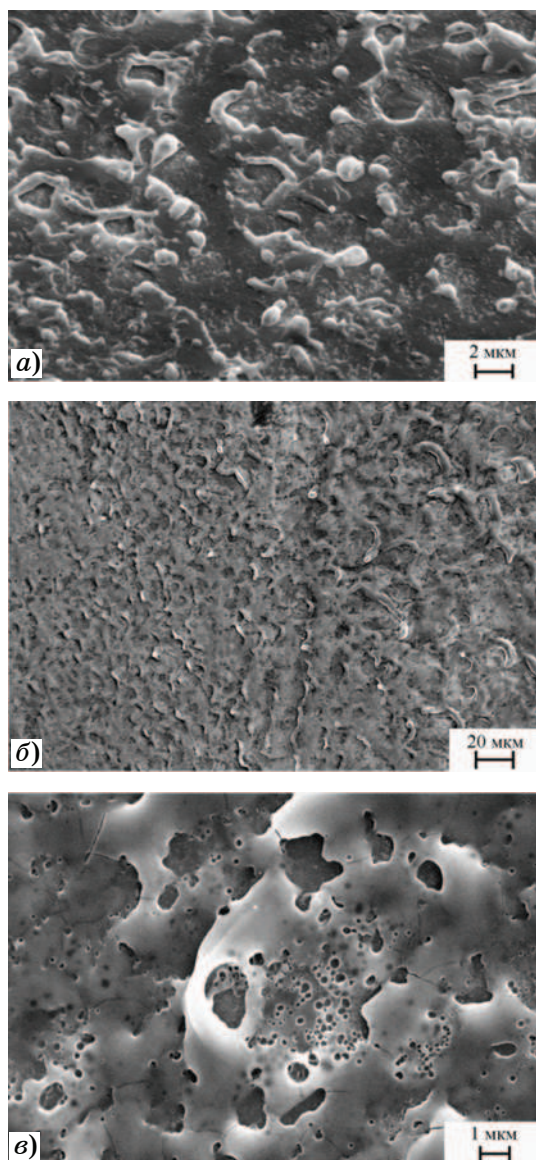
вскипанию. Важно отметить, что присутствие дополнительно имплантированного гелия может усилить этот процесс. Связано это с тем, что в таких мишенях наряду с исходными газообразующими элементами после облучения содержится дополнительный газ — гелий. Следовательно, образование пузырей в них идет более интенсивно, при этом пузыри выходят на поверхность, их купола разрушаются и в результате формируется представленная на фиг. 5, *в* губчатая структура.

Известно, что при лазерном воздействии на образцы в режиме МД реализуется не

только тепловая, но и ударно-волновая компонента энергии импульса [23]. Возможно, что в этом причина появления трещин внутри лунки исходного ванадия при облучении в вакууме (см. фиг. 5, *б*).

Далее было проведено изучение морфологии поверхности мишеней за пределами бруствера после облучения импульсами лазера. На фиг. 6, 7 представлены результаты этого исследования. Из данных на фиг. 6 следует, что морфология поверхности всех образцов за бруствером отличается от их морфологии после облучения ионами соответствующих газов, наблюдаемой до воздействия лазерного излучения (сравни поверхности на фиг. 1, *а—в* и соответствующие поверхности на фиг. 6, *а—в*).

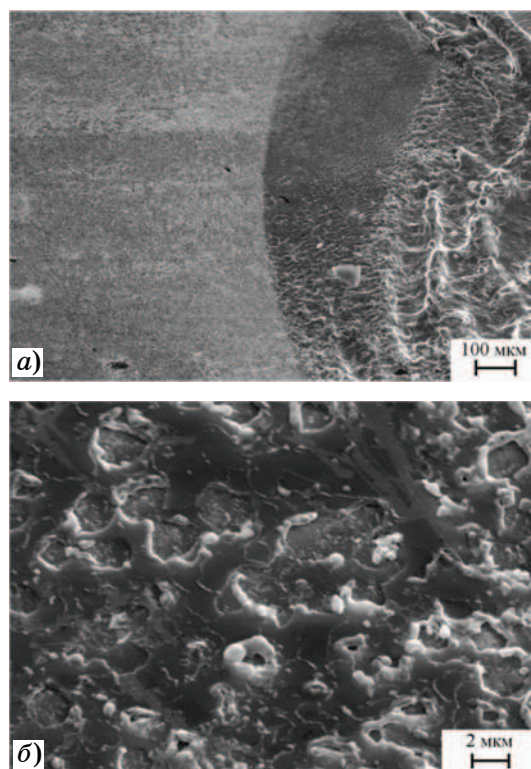
Так как в ЗТВ тепловое воздействие лазерными импульсами на поверхность значительно слабее, чем в центральной зоне, характер повреждения поверхности в данной области мишени отличается от повреждения центральной зоны. Так, отличительной особенностью образцов, предварительно облученных ионами аргона, после испарения поверхностных слоев, вызванного воздействием лазерными импульсами, является присутствие оплавленных кратеров, оставшихся от разрушенных пузырей-блистеров (см фиг. 6, *б*). Их крышки, вероятно, испарились, поскольку в процессе эксперимента происходит их разогрев в результате плохого теплового контакта с основной массой образца. Присутствие таких пузырей не связано с явлением радиационного блистеринга [1, 2]. В данном случае блистеры появляются в специфических условиях интенсивных импульсных тепловых потоков, создаваемых лазерным излучением. Экспериментальных данных о появлении блистеров в условиях импульсного воздействия различных потоков на материал мало (например, [24, 25]) и нет единой теории в отличие от представлений о воздействии стационарных потоков. Однако на основании данных работы [25] можно предположить, что появление блистеров в этом случае связано с тем, что в процессе воздействия лазерными импульсами на поверхность ванадия атомы как газовых примесей внедрения, содержащихся в исходном материале, так и дополнительно имплантированного газа могут образовывать комплексы с дефектами кристаллической решетки (вакансии, дислокации, границы зерен и др.).



Фиг. 6. Типичный характер разрушения поверхности образцов ванадия, предварительно облученного ионами газов, за пределами бруствера после воздействия лазерными импульсами в режиме МД: *а* — ионы He^+ , $E = 30$ кэВ, доза $1,0 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-2}$, $T_{\text{обл}} \approx 500$ К; *б* — ионы Ar^+ , $E = 20$ кэВ, доза $1,0 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-2}$, $T_{\text{обл}} \approx 700$ К [9]; *в* — ионы He^+ , $E = 30$ кэВ, доза $2,0 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-2}$, $T_{\text{обл}} \approx 500$ К

Далее в слое жидкой фазы происходят коагуляция этих комплексов с образованием газонаполненных пузырей и дальнейшая коагуляция, а также смещение к облученной поверхности под действием градиента температур. По мере удаления от бруствера с понижением температуры поверхности размеры таких кратеров уменьшаются, а плотность увеличивается, а затем остаются только отдельные оплавленные фрагменты.

Согласно другому механизму (из данных работы [24]) газонаполненные пузыри фор-



Фиг. 7. Типичный характер разрушения поверхности предварительно облученных ионами гелия ($E = 30$ кэВ, доза $1,0 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-2}$, $T_{\text{обл}} \approx 500$ К) образцов ванадия за пределами бруствера после воздействия лазерными импульсами в режиме МД: *а* — общий вид; *б* — структура на расстоянии 1,6 мм от центра лунки

мируются в процессе испарения в микропоры как имплантированных газов, так и газов, присутствующих в исходном материале, а вскрытие их происходит как в жидкой фазе, так и при выплеске летучих компонентов на твердую поверхность.

На характер и степень разрушения поверхности влияют также вид и количество газа, предварительно имплантированного в мишень (см. фиг. 6, *а—в*). Так, из фиг. 6, *а* следует, что при использовании для предварительного облучения ионов гелия на поверхности образцов после испарения верхнего слоя можно наблюдать образование нескольких поколений блистеров, в том числе с оплавленными куполами, разных размеров и плотности. Механизм их образования подобен описанному выше, но купола блистеров при облучении образцов ионами гелия не испарились, поскольку в процессе эксперимента их разогрев меньше, так как толщина крышек больше, чем в случае с аргоном (из-за разницы длин пробега этих ионов) [1, 2]. Кроме того, установлено, что пузырьки арго-

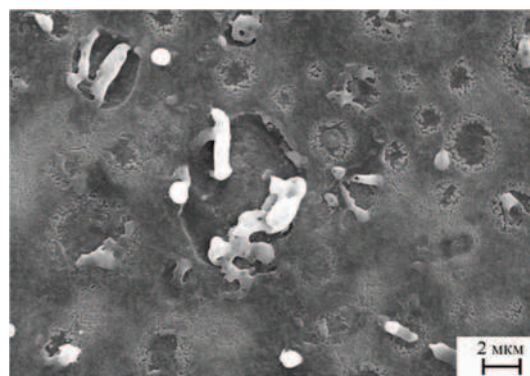
на имеют значительно больший размер по сравнению с размерами гелиевых пузырьков [3], в результате возможно вспучивание более тонкого слоя материала при меньшей дозе облучения, тем самым ухудшается контакт этого слоя с основой, что и способствует более быстрому его испарению. По мере удаления от бруствера в область, где температура мишени ниже, эффекты эрозии материалов под воздействием лазерных импульсов становятся менее выраженными (см. фиг. 7). На фиг. 7, б представлена морфология поверхности образца на расстоянии ~1,6 мм от центра лунки. Видно, что разрушение поверхности на этом расстоянии слабее, чем непосредственно за бруствером (см. фиг. 6, а). На этом снимке можно также оценить общий размер разрушения в данном режиме (~4 мм).

Увеличение дозы гелия, предварительно имплантированного в образец, также приводит к усилению эрозии ванадия (см. фиг. 6, в). Как отмечено выше, в зоне воздействия лазерного луча (в лунке) происходят интенсивное плавление и кипение материала, а в ЗТВ тепловое воздействие слабее и, соответственно, меньше плавление. Тем не менее, в жидкой фазе обеих зон образуются пузыри, которые заполнены имплантированным гелием и атомами газообразующих примесей (С, О, N), присутствующих в металле [23—25]. Эти пузыри смещаются к поверхности под действием температурного градиента. Их количество и размеры значительно больше в области лунки, из которой они вместе с выплесками жидкой фазы попадают в ЗТВ и, выходя на ее поверхность, формируют структуру, представленную на фиг. 6, в. Под действием термических напряжений, возникающих при кристаллизации жидкой фазы, в условиях последующего охлаждения в ЗТВ тонкопленочные купола этих пузырей-блистеров разрушаются.

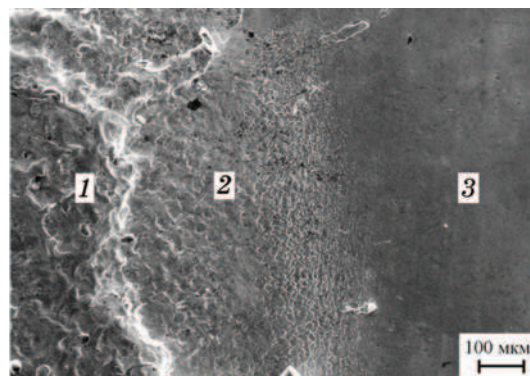
Таким образом, на формирование структуры, представленной на фиг. 6, в, влияют следующие два процесса, развивающиеся при тепловом воздействии: образование пузырей на поверхности за счет имплантированных газов и газов в исходных образцах по механизму, описанному для образцов с аргоном и гелием для дозы 10^{22} м^{-2} [24, 25], а также образование пузырей из расплава лунки в результате кипения материала [23] с его выплесками в ЗТВ. Характерно, что увеличение дозы предварительного облучения не толь-

ко усиливает эрозию материала за лункой, но и изменяет форму бруствера, превращая его в ободок, отделяющий лунку от ЗТВ (ободок образуется расплавленным металлом, перенасыщенным газовыми пузырьками, в результате увеличенной дозы облучения гелием; см. это видно на фиг. 2, з). Однако и в этом случае по мере удаления от ободка эффекты эрозии материалов под воздействием лазерных импульсов становятся менее выраженными (фиг. 8), а структура поверхности приближается к исходной пористой структуре (см. фиг. 2, в).

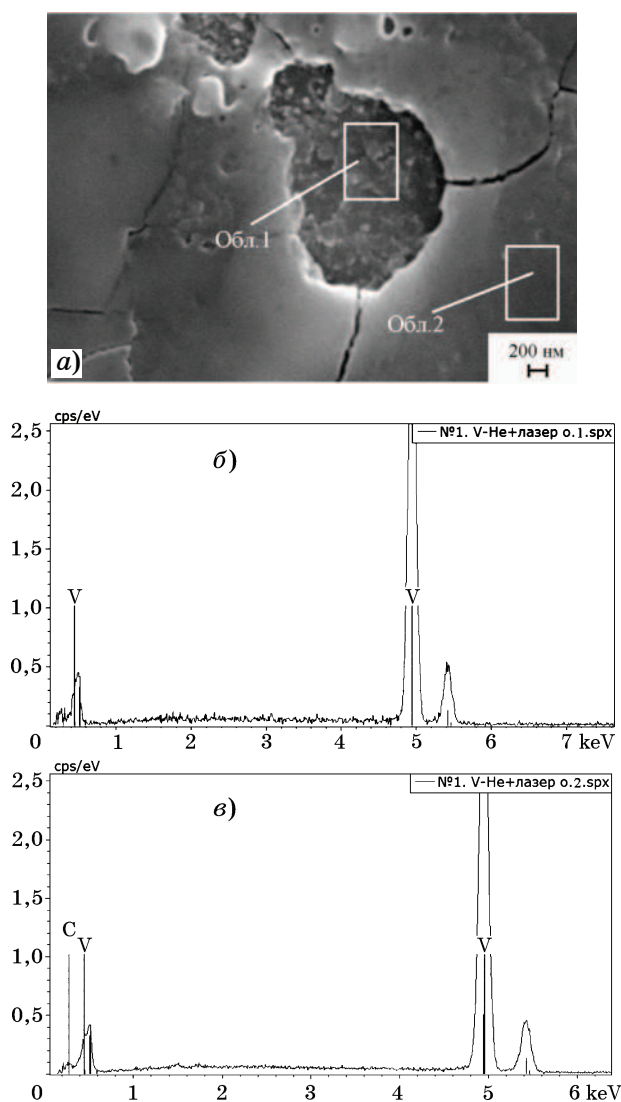
Аналогичные процессы в формировании морфологии поверхности происходят и за пределами бруствера для исходного образца после воздействия лазерными импульсами (фиг. 9). При этом образуются блистеры по механизму, описанному выше для облученного аргоном ванадия. На фиг. 9 видно, что



Фиг. 8. Типичный характер разрушения поверхности предварительно облученных ионами гелия ($E = 30 \text{ кэВ}$, доза $2,0 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-2}$, $T_{\text{обл}} \approx 500 \text{ К}$) образцов ванадия за пределами бруствера после воздействия лазерными импульсами в режиме МД



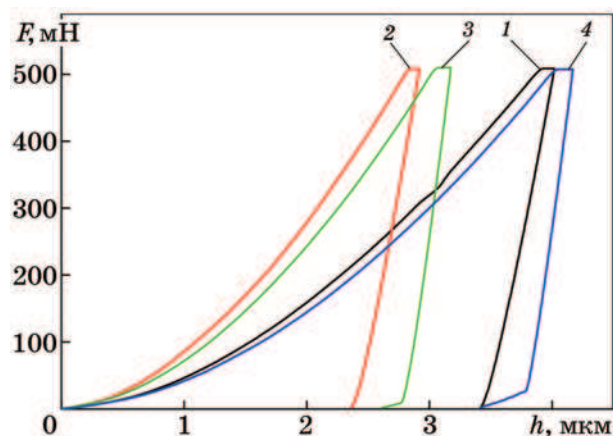
Фиг. 9. Типичный характер разрушения поверхности исходных образцов ванадия за пределами бруствера после воздействия лазерными импульсами в режиме МД: 1 — бруствер; 2 — область за бруствером; 3 — исходная поверхность [9]



Фиг. 10. Участок вблизи бруствера в ЗТВ с отшелушенными блистерами на образцах ванадия, облученных ионами гелия (режим: $E = 30$ кэВ, доза $2,0 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-2}$, $T_{\text{обл}} \approx 500 \text{ К}$) и лазерными импульсами (а), а также рентгеновские спектры внутри отшелушенного участка (б — область 1) и рядом с ним (в — область 2)

характер разрушения сравним с наблюдаемым на образцах, предварительно облученных аргоном (см. фиг. 6, б), но он менее интенсивен, так как нет дополнительно имплантированного газа, поэтому в формировании структуры участвуют только газовые примеси исходного материала.

В ЗТВ наряду с наличием блистеров под воздействием лазерных импульсов на образцы ванадия, облученного ионами гелия в режиме $E = 30$ кэВ, доза $2,0 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-2}$, $T_{\text{обл}} \approx 500 \text{ К}$, отмечается также появление трещин, образование которых может происходить под действием напряжений, возникающих при кристаллизации жидкой фазы (фиг. 10).

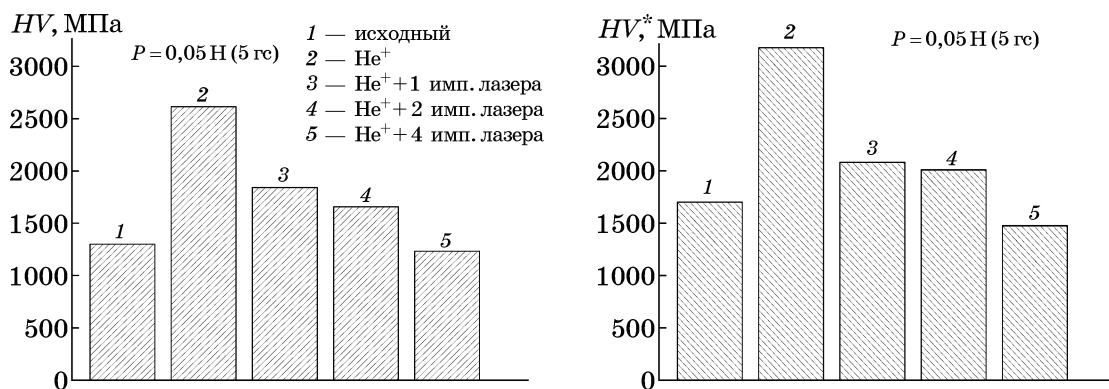


Фиг. 11. Типичные кривые индентирования ванадия: 1 — исходный ванадий; 2 — ванадий после облучения ионами гелия; 3, 4 — то же + последующая обработка лазером внутри лунки (1 и 4 импульсы соответственно) [10]; h — глубина вдавливания индентора

Из спектров, представленных на фиг. 10, б, в следует, что состав материала на облученных участках идентичен составу куполов капель, образующихся на поверхности мишени после воздействия лазерными импульсами (см. фиг. 4, в).

Далее необходимо обратить внимание на то, что под влиянием лазерного облучения наряду с изменениями топографии поверхности изменяется и ее микротвердость. Исследования изменения микротвердости поверхностных слоев материалов под действием мощных импульсов лазерного излучения представляет интерес для оценки стойкости материалов против разрушения при экстремальном термическом и радиационном воздействии, реализуемом в установках термоядерного синтеза.

На фиг. 11 приведены типичные кривые индентирования ванадия в исходном состоянии, после имплантации гелия и последующего лазерного воздействия. Можно сказать, что наибольшее упрочнение ванадия наблюдается при внедрении ионов гелия, а разупрочнение — после лазерного воздействия четырех импульсов на эти образцы, причем в данном случае кривая индентирования близка к кривой для исходного ванадия. Причиной этого может быть лазерная абляция поверхностного слоя, в котором содержится гелий, а также термический отжиг оставшихся дефектов. Кроме того, видно, что кривые нагрузки и разгрузки для всех режимов облучения не имеют каких-либо ступенек и перегибов и по характеру идентич-



Фиг. 12. Гистограммы микротвердости (HV и HV^*) образцов при нагрузке на индентор 0,05 Н (5 гс) при разных режимах облучения в сравнении с исходными образцами

ны. Согласно данным работы [26] это свидетельствует о том, что упругие свойства исследуемых поверхностных слоев при разных режимах облучения близки между собой.

Результаты измерения микротвердости образцов, выполненные двумя способами (по восстановленному отпечатку (HV) и методом кинетического индентирования (HV^*)), представлены на фиг. 12.

Анализ данных на фиг. 11 и 12 позволяет заключить следующее. Практически во всем диапазоне измерений значения микротвердости, определяемые по восстановленному отпечатку (HV), несколько ниже значений кинетической микротвердости (HV^*). Расхождение в результатах связаны со следующими причинами: при измерении кинетической твердости учитываются как пластическая, так и упругая деформации. Упругая деформация вызывает уменьшение контактной глубины погружения индентора и, следовательно, уменьшение площади проекции контактной области индентора с образцом. Это может привести к завышенным значениям HV^* [27, 28].

После облучения ионами гелия значения как HV , так и HV^* для облученной области выше, чем соответствующие значения для исходного образца. Таким образом, имплантация ионов гелия вызывает упрочнение материала примерно в два раза. Аналогичный эффект упрочнения материала мы наблюдали и при имплантации в ванадий ионов аргона [3], а в работе [29] установлено, что причиной упрочнения являются радиационные дефекты.

Наконец, с увеличением числа импульсов значения микротвердости HV и HV^* в лунке снижаются и после четырех лазерных импульсов их уровень ниже, чем в исходном

ванадии, т.е. наблюдаемые структурные изменения, генерируемые мощным импульсным облучением, приводят к разупрочнению переплавленного поверхностного слоя.

Выводы. 1. Проведено исследование влияния мощного импульсного лазерного излучения, создаваемого в установке ГОС-1001 в режиме модулированной добротности (плотность мощности потока $q \approx 2 \cdot 10^{12}$ Вт/м², длительность импульса $\tau_0 = 50$ нс, число импульсов $N = 1—4$) в вакууме, на морфологию поверхности образцов ванадия, сформированную после имплантации в нее ионов гелия (энергия 30 кэВ, дозы $1,0 \cdot 10^{22}$ и $2,0 \cdot 10^{23}$ м⁻², плотность потока ионов $4,8 \cdot 10^{18}$ м⁻² с⁻¹, температура ~ 500 К) и ионов аргона (энергия 20 кэВ, доза $1,0 \cdot 10^{22}$ м⁻², плотность потока ионов $6 \cdot 10^{18}$ м⁻² с⁻¹, температура ~ 700 К). При этом обнаружено, что характер повреждения мишеней после воздействия лазерными импульсами как на исходные образцы, так и на образцы с имплантированными газами идентичен: образующиеся лунки окружены бруствером, сформировавшимся при выбросе из них жидкой фазы. За бруствером расположена зона термического влияния.

2. Установлено, что общей чертой структуры поверхности внутри лунки для всех режимов облучения ионами газов в результате воздействия на материал лазерными импульсами являются наплывы, капельные и волнообразные структуры. Но в исходных образцах внутри лунки наряду с указанными особенностями иногда присутствуют редкие трещины, отсутствующие в мишенях, предварительно имплантированных газами, а в образцах с гелием (доза $2,0 \cdot 10^{23}$ м⁻²) наблюдается губчатая структура, сформированная газовыми пузырями при кипении материала.

3. Воздействие мощных лазерных импульсов приводит к изменению морфологии и увеличению эрозии поверхности на всех этапах радиационного блистеринга вследствие испарения, а также разрушения пузырей — блистеров, наполненных имплантированными газами и газообразующими примесями (C, O, N), содержащимися в ванадии, и образования трещин.

4. При исследовании изменения микротвердости (кинетической HV^* и по восстановленному отпечатку HV) поверхности ванадия при имплантации ионов гелия дозой $2,0 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-2}$ и последующем воздействии мощных лазерных импульсов показано, что облучение ионами гелия вызывает упрочнение ванадия примерно в два раза. При этом значения микротвердости, определяемые по восстановленному отпечатку (HV), несколько ниже значений кинетической микротвердости (HV^*). Причина расхождения связана со спецификой определения контактной глубины вдавливания индентора при определении HV^* , когда учитываются как пластическая, так и упругая деформации.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гусева, М.И. Радиационный блистеринг / М.И. Гусева, Ю.В. Мартыненко // Успехи физических наук. 1981. Т. 135. Вып. 4. С. 671—691.
2. Бондаренко, Г.Г. Радиационная физика, структура и прочность твердых тел / Г.Г. Бондаренко. — М.: Изд-во Лаборатория знаний. 2016. 462 с.
3. Данелян, Л.С. Влияние облучения ионами Ar^+ на свойства поверхности ванадия и его сплавов / 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.
4. Коршунов, С.Н. Синергетические эффекты при облучении металлов ионами разных элементов (H, He, Ar, C, N) / С.Н. Коршунов, Ю.В. Мартыненко, В.Г. Столярова // ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез. 2010. Вып. 4. С. 20—25.
5. Мартыненко, Ю.В. Теория блистеринга / Ю.В. Мартыненко. — М.: Препринт ИАЭ-3145. 1979. 40 с.
6. Мартыненко, Ю.В. Повреждение пластин дивертора при срывах / Ю.В. Мартыненко // ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез. 2021. Вып. 3. С. 111—116.
7. Brezinseka, S. Surface modification of He pre-exposed tungsten samples by He plasma impact in the diverter manipulator of ASDEX Upgrade / S. Brezinseka, A. Hakola, H. Greuner, M. Balden, A. Kallenbach, M. Oberkofler, G. De Temmerman, D. Douai, A. Lahtinen, B. Bösirith, D. Brida, R. Caniello, D. Carralero, S. Elgeti, K. Krieger, H. Mayer g, G. Meisl, S. Potzel, V. Rohde, B. Sieglin, A. Terra, R. Neu, Ch. Linsmeier // Nucl. Mater. Energy. 2017. №12. P. 575—581.
8. Sinclair, G. Structural evolution of tungsten surface exposed to sequential low-energy helium ion irradiation and transient heat loading / G. Sinclair, J.K. Tripathi, P.K. Diwakar, M. Wirtz, J. Linke, A. Hassanein // Nucl. Mater. Energy. 2017. № 12(C). P. 405—411. DOI:10.1016/j.nme.2017.03.003.
9. Gonderman, S. Effects of in situ dual ion beam (He+ and D+) irradiation with simultaneous pulsed heat loading on surface morphology evolution of tungsten-tantalum alloys / S. Gonderman, J. K. Tripathi, G. Sinclair, T. J. Novakowski, T. Sizyuk, & A. Hassanein // Nucl. Fusion. 2017. V.58(2). 026016. doi:10.1088/1741-4326/aa9e9b
10. Боровицкая, И.В. Особенности повреждения поверхности ванадия при воздействии импульсного лазерного излучения / И.В. Боровицкая, С.Н. Коршунов, А.Н. Мансурова, В.В. Парамонова, Г.Г. Бондаренко, А.И. Гайдар, Е.Е. Казилин // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2020. № 5, С. 56—62.
11. Боровицкая, И.В. Особенности структурных изменений в поверхностных слоях ванадия в условиях раздельного и последовательного воздействия ионов гелия и импульсного лазерного излучения / И.В. Боровицкая, С.Н. Коршунов, А.Н. Мансурова, В.В. Парамонова, Г.Г. Бондаренко, А.И. Гайдар, Е.Е. Казилин // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования, 2021. № 4. С. 25—30.
12. Боровицкая, И.В. Исследование комплексного воздействия интенсивных потоков ионов аргона и импульсного лазерного излучения на поверхность ванадия и сплавов на его основе / И.В. Боровицкая, С.Н. Коршунов, А.Н. Мансурова, Г.Г. Бондаренко, И.Е. Люблинский // ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез. 2021. Т. 44. Вып. 3. С. 82—93
13. 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.
14. Гусев, В.М. Ионный ускоритель ИЛУ на 100 кэВ с сепарацией по массе / В.М. Гусев, Н.П. Бушаров, С.М. Нафтулин, А.М. Проничев // ПТЭ. 1969. Т.4. С. 19.
15. ГОСТ Р 8.748–2011 (ISO 14577-1: 2002). Металлы и сплавы. Измерение твердости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании. — М.: Стандартиформ. 2013.
16. ГОСТ 8.904—2015 (ISO 14577-2:2015). Измерение твердости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании. — М.: Стандартиформ. 2016.
17. ГОСТ Р ИСО 6507-1—2007 Металлы и сплавы. Измерение твердости по Виккерсу. Часть 1. Метод измерения. — М.: Стандартиформ. 2008.
18. ГОСТ 9450—76. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников. — М.: Изд-во стандартов. 1993. 36 с.
19. Кузнецов, В.В. Эффекты фазовых переходов при воздействии на вещество энергии высокой плотности (на примере соударения металлов) / В.В. Кузнецов. — Новосибирск: АН СССР. СО. Институт геологии и геофизики 1985. 72 с.
20. Анисимов, С.И. Действие излучения большой мощности на металлы / С.И. Анисимов, С.И. Имас,

- Я.А., Романов, Г.С., Ходыко Ю.В. — М.: Наука. 1970. 272 с.
21. *Климов, Ю.М.* Взаимодействие лазерного излучения с веществом : Учеб. пособие / Ю.М.Климов, В.С. Майоров, М.В. Хорошев. — М.: МИИГАиК. 2014. 108 с.
 22. *Криштал, М.А.* Структура и свойства сплавов, обработанных излучением лазера / М.А. Криштал, А.А. Жуков, А.Н. Кокора. — М.: Металлургия. 1973. 192 с.
 23. *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, Е.Н. Пименов, В.А. Грибков, В.В. Роцупкин, С.А. Масляев, С.В. Латышев, Е.В. Демина, Е.Е. Казилин, А.Г. Кольцов, Г.Г. Бондаренко, А.И. Гайдар // *ФХОМ*. 2017. № 4. С. 5—18.
 24. *Боровицкая, И.В.* Структурные изменения поверхности образцов ванадия под воздействием импульсных потоков высокотемпературной дейтериевой плазмы и ионов дейтерия / И.В.Боровицкая, Е.Н. Пименов, В.А. Грибков, М. Падух, Г.Г. Бондаренко, А.И. Гайдар, В.В. Парамонова, Е.В. Морозов // *Металлы*. 2017. № 6. С. 30—37.
 25. *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 // *ФХОМ*. 2021. № 6. С. 5—21.
 26. *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. 1—9.
 27. *Воробьев, Р.А.* Исследование твердости и модуля упругости феррита методом кинетического инден-тирования / Р.А. Воробьев В.Н. Литовченко, В.Н. Дубинский // *Заводская лаборатория. Диагности-ка материалов*. 2016. №5. Т. 82. С. 55—60.
 28. *Боровицкая, И.В.* Влияние облучения высокотемпе-ратурной импульсной дейтериевой плазмой на структуру и механические свойства поверхности сплавов систем Cu-Ga и Cu-Ga-Ni / И.В. Боровиц-кая, В.Н. Пименов, С.А. Масляев, А.Б. Михайлова, Г.Г. Бондаренко, Е.В. Матвеев, А.И. Гайдар, М. Па-дух, А.С. Демин, Н.А. Епифанов, Е.В. Морозов // *Металлы*. 2022. №1. С.55—64. — (*Borovitskaya, I.V.* Effect of high-temperature pulsed deuterium plasma on the structure and mechanical properties of the surface of Cu-Ga and Cu-Ga-Ni alloys / I.V. Boro-vitskaya, V.N. Pimenov, S.A. Maslyaev, A.B. Mikhai-lova, G.G. Bondarenro, E.V. Matveev, A.I. Gaidar, M. Padukh, A.S. Demin, N.A. Epifanov, E.V. Morozov // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2022. № 1. p. 48—56.)
 29. *Боровицкая, И.В.* Исследование коррозионной стой-кости ванадиевых сплавов в жидком литии / И.В. Боровицкая, И.Е. Люблинский, Г.Г. Бондаренко, В.В. Парамонова, С.Н. Коршунов, А.Н. Мансурова, М.М. Ляховицкий, М.Ю. Жарков // *ВАНТ. Сер. Термо-ядерный синтез*. 2015. Т. 38, Вып. 1. С.15—21.