

УДК 621.7; 621.039.531:546.881; 621.039.634.669-154

## ПОВРЕЖДЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ВОЛЬФРАМА ПРИ ОБЛУЧЕНИИ СТАЦИОНАРНЫМИ ИОННЫМИ И ИМПУЛЬСНЫМИ ПУЧКОВО-ПЛАЗМЕННЫМИ ПОТОКАМИ ГЕЛИЯ

*И.В. Боровицкая<sup>1</sup>, В.Н. Пименов<sup>1</sup>, С.Н. Коршунов<sup>2</sup>, А.Н. Мансурова<sup>2</sup>, С.А. Масляев<sup>1</sup>, А.С. Демин<sup>1</sup>,  
Е.В. Морозов<sup>1</sup>, Н.А. Епифанов<sup>1</sup>, А.Б. Михайлова<sup>1</sup>, С.В. Латышев<sup>1,3</sup>, Г.Г. Бондаренко<sup>4</sup>, А.И. Гайдар<sup>5</sup>,  
Е.В. Матвеев<sup>5</sup>, И.С. Монахов<sup>1,4</sup>*

<sup>1</sup>Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия

<sup>2</sup>НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия

<sup>3</sup>Московский технический университет связи и информатики, Москва, Россия

<sup>4</sup>Национальный исследовательский университет «Высшая школа экономики», Москва, Россия

<sup>5</sup>Научно-исследовательский институт перспективных материалов и технологий, Москва, Россия

Проведены сравнительные исследования повреждаемости поверхности вольфрама при облучении стационарными потоками ионов гелия и импульсными потоками ионов гелия и гелиевой плазмы в ионно-лучевом ускорителе ИЛУ и в установке Плазменный фокус (ПФ) «Вихрь». Параметры облучения стационарными потоками ионов  $\text{He}^+$  в ИЛУ: энергия ионов гелия 30 кэВ, дозы  $1,0 \cdot 10^{18}$  и  $2,0 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$ , температура мишеней в процессе облучения не превышала  $\sim 500 \text{ К}$ . Для облучения импульсными потоками ионов гелия и гелиевой плазмы в установке ПФ «Вихрь» образцы размещались в катодной зоне камеры ПФ «Вихрь» на расстоянии 2, 4 и 6 см от анода. Параметры облучения образцов в ПФ «Вихрь»: длительность ионного и плазменного воздействия составляет 10—30 и 50—200 нс соответственно, плотность мощности плазмы в интервале  $\sim 10^7$ — $10^9 \text{ Вт/см}^2$ , ионов  $\sim 10^9$ — $10^{10} \text{ Вт/см}^2$ , число импульсов  $N = 5, 15$  и  $30$ , энергия ионов гелия составляла  $\sim 100 \text{ кэВ}$ , температура плазмы  $\sim 1 \text{ кэВ}$ . При облучении стационарными потоками ионов  $\text{He}^+$  дозой  $10^{18} \text{ см}^{-2}$  обнаружено образование блистеров с периферийным разрывом крышек, характерным для хрупкого материала. Увеличение дозы облучения в 2 раза приводит к смене механизма разрушения поверхности — наблюдается отшелушивание слоёв (флекинг). При облучении образцов в ПФ «Вихрь» происходит оплавление поверхностного слоя, поверхность приобретает волнообразный рельеф, на ней появляются трещины, кратеры — следы выхода газа (гелия) и нераскрывшиеся блистеры, причём размер кратеров составляет  $\sim 1$ — $2 \text{ мкм}$ , что сопоставимо с размерами блистеров при ионной имплантации  $\text{He}^+$  в ИЛУ. Выполнено численное моделирование воздействия пучка быстрых ионов гелия на W в установке ПФ «Вихрь». Методами рентгеноструктурного анализа обнаружены следующие эффекты: уменьшение параметров решётки при всех режимах воздействия ионных и плазменных потоков; изменения в различной степени размеров области когерентного рассеяния (ОКР), величины микродеформации решётки и текстуры. Обнаружено снижение микротвёрдости образцов вольфрама после обработки гелиевой плазмой и ионами  $\text{He}^+$  в ПФ «Вихрь», что может быть результатом воздействия двух конкурирующих факторов: отжига дефектов при мощных тепловых нагрузках (уменьшает  $H_{\mu}$ ) и термических напряжений, возникающих при кристаллизации и охлаждении оплавленного поверхностного слоя (увеличивают  $H_{\mu}$ ). Обсуждаются механизмы наблюдаемых явлений.

**Ключевые слова:** вольфрам, стационарные потоки ионов гелия, импульсные потоки ионов гелия и плазмы, блистеринг, рентгеноструктурные исследования, постоянная решётки, микротвёрдость.

## DAMAGE OF THE TUNGSTEN SURFACE LAYER UNDER IRRADIATION BY STATIONARY ION AND PULSE BEAM-PLASMA FLOWS OF HELIUM

*I.V. Borovitskaya<sup>1</sup>, V.N. Pimenov<sup>1</sup>, S.N. Korshunov<sup>2</sup>, A.N. Mansurova<sup>2</sup>, S.A. Maslyaev<sup>1</sup>, A.S. Demin<sup>1</sup>,  
E.V. Morozov<sup>1</sup>, N.A. Epifanov<sup>1</sup>, A.B. Mikhailova<sup>1</sup>, S.V. Latyshev<sup>1,3</sup>, G.G. Bondarenko<sup>4</sup>, A.I. Gaidar<sup>5</sup>,  
E.V. Matveev<sup>5</sup>, I.S. Monakhov<sup>1,4</sup>*

<sup>1</sup>Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, RAS, Moscow, Russia

<sup>2</sup>National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia

<sup>3</sup>Moscow Technical University of Communications and Informatics, Moscow, Russia

<sup>4</sup>National Research University Higher School of Economics, Moscow, Russia

<sup>5</sup>Research Institute of Advanced Materials and Technologies, Moscow, Russia

A comparison of the tungsten surface damageability under irradiation with stationary flows of helium ions and pulsed flows of helium ions and plasma in the ILU ion-beam accelerator and in the Plasma Focus PF Vikhr installation was made, respectively. Irradiation parameters with  $\text{He}^+$  ions stationary flows in the ILU: 30 keV helium ion, doses  $1.0 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-2}$  and  $2.0 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-2}$ ; the targets temperature during irradiation did not exceed  $\sim 500 \text{ K}$ . For irradiation with pulsed helium ions flows and helium plasma in the PF Vikhr installation the samples were placed in the cathode zone of the PF chamber at the distance of 2, 4 and 6 cm from the anode. Parameters of irradiation of samples in the PF: the exposure duration to ion and plasma beams is 10—30 ns and 50—200 ns, respectively; plasma power density in the range  $\sim 10^7$ — $10^9 \text{ W/cm}^2$ ; ion density  $\sim 10^9$ — $10^{10} \text{ W/cm}^2$ ; number of pulses  $N = 5, 15$  and  $30$ ; helium ion energy is  $\sim 100 \text{ keV}$ , plasma temperature  $\sim 1 \text{ keV}$ . The formation of blisters with peripheral rupture of the lids, which is characteristic for a brittle material, was detected.

ted under irradiation with stationary flows of  $\text{He}^+$  ions with a dose of  $10^{18} \text{ cm}^{-2}$ . The irradiation by doubling dose leads to a change in the mechanism of surface destruction—flaking was observed. When samples were irradiated in the PF Vikhr, the surface layer melts, the morphology of the samples surface has a wave-like relief, cracks, blisters, craters - traces of gas (helium) release appeared on it, the surface layer melted, and the craters size was  $\sim 1\text{—}2 \mu\text{m}$ , which is comparable to blister sizes during  $\text{He}^+$  ion implantation on ILU. Numerical modeling of the fast helium ions beam effect on W in the PF Vikhr installation was performed. Using the X-ray diffraction analysis method the following effects were discovered: a decrease of lattice parameters in all modes of exposure to ion and plasma flows, changes in the size of the CSR and in the magnitude of lattice microdeformation to varying degree and texture changes. A decrease in the microhardness of tungsten samples was established after treatment with helium plasma and  $\text{He}^+$  ions in the Vikhr PF installation. This process is influenced by two competing factors: annealing of defects under high thermal loads (reduces  $H_{\mu}$ ) and thermal stresses arising during crystallization and cooling of the melted surface layer (increases  $H_{\mu}$ ). The mechanisms of the observed phenomena are discussed.

**Key words:** tungsten, stationary flows of helium ions, pulsed flows of helium ions and plasma, blistering, X-ray diffraction method, lattice constant, microhardness.

DOI: 10.21517/0202-3822-2024-47-3-79-92

## ВВЕДЕНИЕ

Известно, что поверхность элементов конструкций вакуумной камеры термоядерного реактора будет подвергаться тепловому и радиационному воздействию, а также загрязнению продуктами поверхностной эрозии и распыления материалов этих элементов. В связи с этим материалы конструкций требуют защиты, в качестве которой в настоящее время рассматривают графит, бериллий и вольфрам. Вольфрам считается перспективным конструкционным материалом в различных проектах термоядерных реакторов благодаря комплексу свойств, таких как высокая температура плавления, высокая устойчивость к распылению, низкое давление пара при температуре плавления и хорошие термодинамические свойства [1, 2]. В частности, в проектах ИТЭР и ДЕМО его предполагается использовать в качестве кандидатного материала наиболее энергонапряжённого элемента термоядерного реактора (ТЯР), обращённого к плазме, — дивертора [3—5]. Элементы реактора, обращённые к плазме, будут подвергаться воздействию интенсивных потоков ионов гелия и нейтронов, которые образуются в процессе синтеза по реакции  $\text{D} + \text{T} \rightarrow {}^4\text{He}(3,5 \text{ МэВ}) + n(14,1 \text{ МэВ})$ . Нейтроны, в свою очередь, будут вызывать в материалах первой стенки наработку гелия по реакциям ( $n, \alpha$ ). Другими словами, гелий, с одной стороны, нарабатывается в материалах первой стенки по ядерным реакциям, а с другой стороны, воздействует на неё в результате непосредственной бомбардировки ионами. Таким образом, исследование взаимодействия гелия с вольфрамом представляет большой интерес, и работы по этой тематике в настоящее время интенсивно проводятся [6—8].

Целью данной работы было исследование изменения структурных характеристик и механических свойств в поверхностных слоях вольфрама под действием стационарных потоков ионов гелия, полученных в ионно-лучевом ускорителе, в сравнении с комплексным воздействием импульсных потоков высокотемпературной гелиевой плазмы и быстрых высокоэнергичных ионов гелия, генерируемых в установке ПФ «Вихрь».

## МАТЕРИАЛ, МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В экспериментах использовались образцы W размером  $18 \times 18 \times 0,20 \text{ мм}$ , вырезанные из листового вольфрама (ТУ 48-19-106-91, содержание примесей, масс. %: Mo  $< 0,04$ , Ca  $< 0,01$ , Si  $< 0,004$ , Fe  $< 0,009$ , Al  $< 0,002$ , Ni  $< 0,004$ ; основа W не менее 99,931). Содержание примесей внедрения, масс. %: C  $< 0,008$ , N  $< 0,001$ , O  $< 0,003$ , H  $< 0,0004$ . Для подготовки поверхности образцов применялись стандартные процедуры механической полировки.

В данной работе для облучения стационарными потоками ионов  $\text{He}^+$  использовали ионно-лучевой ускоритель ИЛУ (НИЦ «Курчатовский институт») [9], для облучения импульсными потоками ионов гелия и гелиевой плазмы — установку типа ПФ «Вихрь», ИМЕТ РАН [10, 11]. Установки ПФ «Вихрь» позволяют моделировать экстремальные условия, которые реализуются в термоядерных реакторах (ТЯР) с магнитным и инерциальным удержанием плазмы. Особенность установок ПФ «Вихрь» состоит в том, что имитация радиационно-термических воздействий осуществляется теми же носителями (потока-

ми плазмы, быстрых ионов и электронов) и с близкими параметрами температуры плазмы и энергии быстрых ионов, что и в реальных условиях ТЯР.

Параметры облучения стационарными потоками ионов  $\text{He}^+$  в ИЛУ следующие: энергия ионов гелия 30 кэВ, дозы  $1,0 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$  (время облучения 2000 с) и  $2,0 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$  (время облучения 4000 с) при плотности потока ионов  $4,8 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$ ; температура мишеней в процессе облучения не превышала  $\sim 500 \text{ К}$ . Для облучения импульсными потоками ионов гелия и гелиевой плазмы в установке ПФ «Вихрь» образцы размещались в катодной зоне камеры ПФ «Вихрь» на расстоянии 2, 4 и 6 см от анода. Поверхность образцов вольфрама подвергалась импульсному воздействию кумулятивной струи плотной высокотемпературной гелиевой плазмы с температурой порядка единиц кэВ и потока ускоренных ионов гелия с энергией в диапазоне от десятков кэВ до нескольких МэВ, при этом большая часть ионов имела энергию примерно 100 кэВ и распространялась внутри конуса с углом расходимости менее  $20^\circ$ . Ввиду малого расстояния от анода до образцов поток плазмы и пучок ионов действовали на материал образцов практически одновременно. Конкретные временные и энергетические параметры облучения образцов в ПФ «Вихрь» представлены в табл. 1.

Таблица 1. Параметры облучения образцов вольфрама в установке ПФ «Вихрь»

Условное обозначение образца*	Расстояние от анода $L$ , см	Число импульсов воздействия $N$	Плазма		Ионы	
			$q_{\text{пл}}$ , Вт/см <sup>2</sup>	$\tau_{\text{пл}}$ , нс	$q_{\text{и}}$ , Вт/см <sup>2</sup>	$\tau_{\text{и}}$ , нс
2 см/5 имп.	2	5	$10^9$	50	$2 \cdot 10^{10}$	10
4 см/15 имп.	4	15	$10^8$	100	$2 \cdot 10^9$	20
4 см/30 имп.	4	30	$10^8$	100	$2 \cdot 10^9$	20
6 см/15 имп.	6	15	$5 \cdot 10^7$	200	$5 \cdot 10^8$	30

\* Обозначение образцов, облучённых в ПФ «Вихрь»: «расстояние от анода/число импульсов облучения»;  $q_{\text{пл}}$ ,  $q_{\text{и}}$  — плотность потока плазмы и ионов соответственно;  $\tau_{\text{пл}}$ ,  $\tau_{\text{и}}$  — длительность воздействия одного импульса плазмы и ионов соответственно.

После облучения образцы исследовали в растровом электронном микроскопе EVO 40 фирмы Zeiss, оснащённом приставкой для рентгеноспектрального анализа.

Регистрация рентгеновских дифракционных спектров исходных образцов вольфрама и образцов после радиационного воздействия проведена в  $K_{\alpha}(\text{Cu})$ -излучении на дифрактометре Tongda Td3700. Интервал углов съёмки  $2\theta = (20,0—140,0)^\circ$ , шаг  $0,04^\circ$ , скорость  $0,5$  град/мин. Исследование фазового состава образцов выполнено с использованием международной базы данных ICDD в программном комплексе Sieve. Значения периодов решётки, величины микродеформаций и размеры ОКР рассчитаны в результате уточнения кристаллической структуры по методу Ритвельда в программном комплексе MAUD [12]. Степень соответствия между расчётной моделью и экспериментальной рентгенограммой оценивали по фактору расходимости  $R_{\text{wp}}$ , рассчитанному согласно [13, 14]. Для определения вклада инструментального уширения использован стандартный образец из отожжённого медного порошка.

Микротвёрдость  $H_{\mu}$  образцов определяли на микротвёрдомере Shimadzu DUH-211S (Япония) с использованием индентора Виккерса методом восстановленного отпечатка и автоматической записи кривых нагружения и разгрузки при нагрузке на индентор  $F_{\text{max}} = 490 \text{ мН}$  (50 гс) и времени выдержки 5 с. Микротвёрдость в единицах шкалы Виккерса (HV), рассчитывалась по формуле  $H_{\mu} = 189,1 F_{\text{max}}/L^2$ , где  $F_{\text{max}}$  — максимальная нагрузка, мН;  $L$  — длина диагонали восстановленного отпечатка, мкм. Значение каждого из параметров определено по результатам обработки 10 отдельных измерений. Относительная погрешность результатов измерений микротвёрдости составляет около 6% при доверительной вероятности  $P = 0,95$ . Перевод значений микротвёрдости из единиц по шкале Виккерса (HV) в МПа выполнялся умножением на коэффициент 9,807 [15].

## РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

**Изменение морфологии поверхности после имплантации  $\text{He}^+$  в ускорителе ИЛУ.** Структура поверхности  $W$  после облучения ионами гелия с энергией 30 кэВ при температуре облучения

$\sim 500$  К до доз  $10^{18}$  (рис. 1, *а*) и  $2 \cdot 10^{18}$   $\text{см}^{-2}$  (рис. 1, *б*). Эта температура ниже  $0,2 T_{\text{пл}}$ , которая для вольфрама, имеющего температуру плавления 3700 К, составляет  $T_1 = 740$  К. В соответствии с теорией радиационного блистеринга [16] при температуре облучения до  $T_{\text{обл.}} < T_1 \approx 0,1\text{--}0,2 T_{\text{пл}}$  на поверхности образуются блистеры различного диаметра (см. рис. 1, *а*). В данном случае их размер изменяется от 0,2 до 1,7 мкм, плотность составляет  $\sim 2,5 \cdot 10^3 \text{см}^{-2}$ . На рис. 1, *а* также видно, что купола некоторых блистеров разрушены. Вид разрушения определяется рядом факторов: температурой, плотностью тока и др., но основную роль играет пластичность материала [16]. Для более пластичных материалов характерен центральный разрыв купола, для хрупких — периферийный разрыв. При периферийном разрыве крышки блистеров, как правило, удаляются, а при центральном разрыве для их удаления необходимо ещё некоторое увеличение дозы облучения. Известно, что при фиксированной энергии бомбардирующих ионов и температуре облучения блистеринг существенно зависит от дозы облучения [16, 17]. Как видно на рис. 1, *б*, при увеличении дозы облучения до  $D = 2 \cdot 10^{18}$   $\text{см}^{-2}$  происходит смена характера разрушения материала: на поверхности вольфрама наблюдается отшелушивание слоёв (флекинг), что приведёт к увеличению эрозии материала, так как удалённые при отшелушивании куски поверхностного слоя, не имеющие определённой формы, очевидно, больше по размеру, чем крышки блистеров. Согласно теории [16, 17] типичная картина развития радиационного блистеринга при увеличении дозы облучения состоит в последовательности блистеринг — флекинг — повторный блистеринг — поры. Таким образом, появление уже при дозе  $D = 2 \cdot 10^{18}$   $\text{ион/см}^2$  отдельных вскрытых блистеров на поверхности означает переход от флекинга к повторному блистерообразованию, что свидетельствует о тенденции к прекращению этого типа разрушения материала и переходу к порообразованию при дальнейшем увеличении дозы облучения.

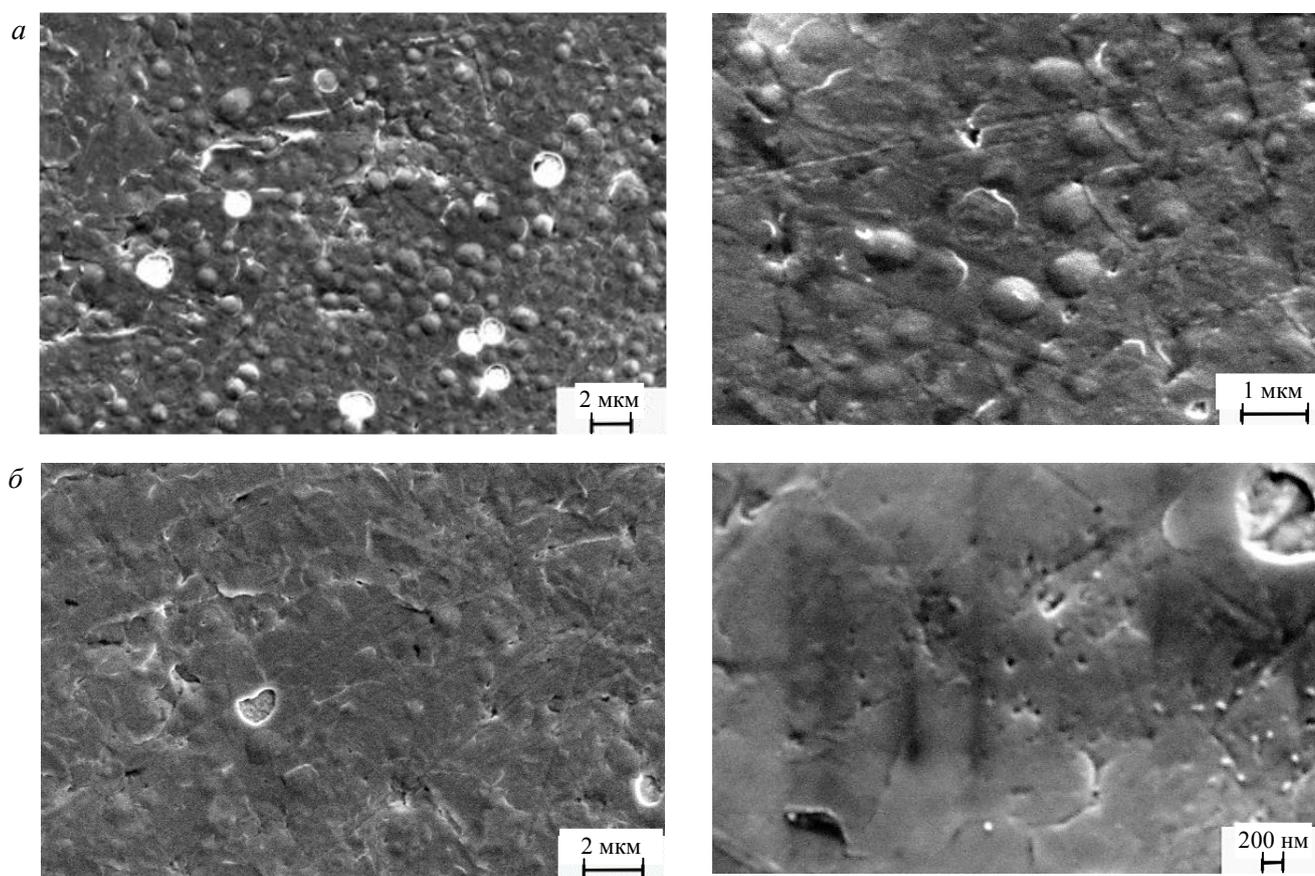


Рис. 1. Изменение морфологии поверхности образцов W при дозах имплантации ионов  $\text{He}^+$ : *а* —  $D = 10^{18}$   $\text{ион/см}^2$  (блистеринг); *б* —  $D = 2 \cdot 10^{18}$   $\text{ион/см}^2$  (отшелушивание — флекинг + блистеринг)

Последовательность вскрытия в вольфраме блистеров, заполненных гелием, иллюстрирует рис. 2. Сначала у основания блистера образуется щель (см. рис. 2, 1), которая, увеличиваясь, приводит к отслаиванию крышки блистера (см. рис. 2, 2) и её полному удалению (см. рис. 2, 3). В качестве сравнения на рис. 2, д приведена микрофотография поверхности пластичного ванадия, облучённого аналогичным образом (имплантация  $\text{He}^+$  на ускорителе ИЛУ,  $E = 30$  кэВ,  $D = 10^{18}$  ион/см<sup>2</sup>), где вскрытие блистеров происходит по их центру [18].

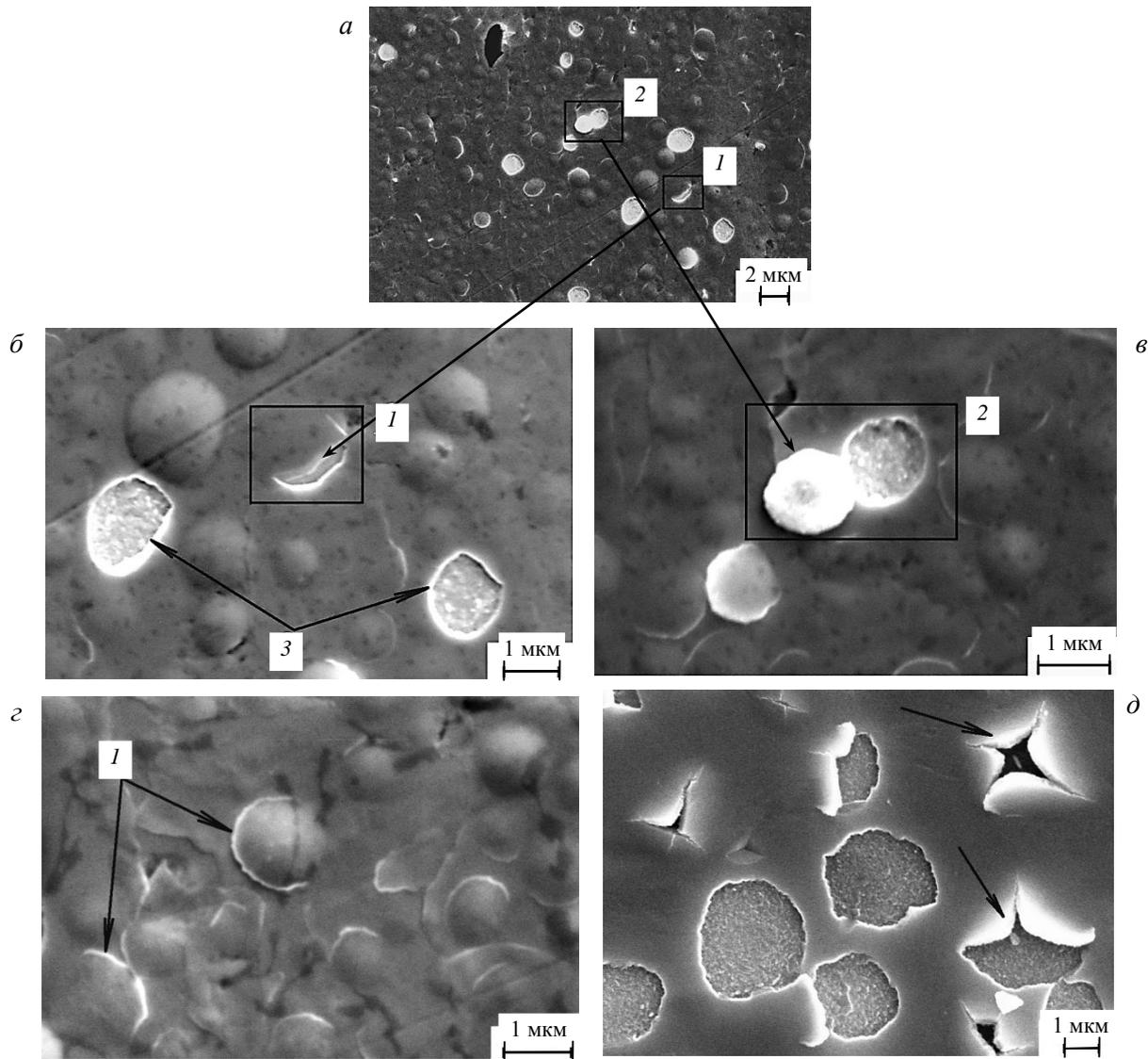


Рис. 2. Микроструктура поверхности образцов W, облучённых ионами  $\text{He}^+$  в ускорителе ИЛУ до дозы  $D = 10^{18}$  ион/см<sup>2</sup>, иллюстрирующая характер вскрытия блистеров: 1 — частичное вскрытие блистера у его основания; 2 — отслаивание крышки блистера; 3 — полное удаление крышки блистера (а—с); микроструктура поверхности образца ванадия, облучённого в том же режиме [18] (д)

**Облучение образцов вольфрама на ПФ «Вихрь».** Численное моделирование воздействия пучка быстрых ионов гелия на W в установке ПФ «Вихрь». В центральной части мишени основное воздействие определяется пучком быстрых ионов. Методами численного моделирования в рамках уравнения теплопроводности с учётом поглощения энергии ионного пучка в поверхностном слое (ПС), образования вторичной плазмы и её влияния на эволюцию температуры в ПС, а также потерь в виде теплового излучения по методике, предложенной в работах [19, 20], определена глубина испаренного и оплавленного слоя после воздействия пучка быстрых ионов гелия на W в установке ПФ «Вихрь». Пробег ионов гелия с энергией  $E = 100$  кэВ в вольфраме составляет  $d \approx 0,5$  мкм [21]. Мишени размещались на расстоянии от анода  $L = 2, 4$  и  $6$  см. Значения плотности мощности  $q$  ионного пучка, плазменного потока и длительно-

сти их импульсных воздействий  $\tau$  на мишень приведены в табл. 1. Форма импульса ионного пучка задавалась полусинусоидой  $q(t) = q\sin(\pi t/\tau)$ . Основные результаты численных расчётов приведены в табл. 2.

Т а б л и ц а 2. Температура вторичной плазмы, толщина слоёв испарения и плавления, время существования жидкого слоя, давление ударной волны при облучении образцов W на различном расстоянии от анода в установке ПФ «Вихрь»

Расстояние от анода $L$ , см	$q$ , Вт/см <sup>2</sup>	$\tau$ , нс	$T$ , эВ	$L_{ж}$ , мкм	$t_{ж}$ , мкс	$L_{исп.}$ , мкм	$P_{уд.}$ , ГПа	$P_A$ , ГПа
2	$2 \cdot 10^{10}$	10	10	1,4	0,05	0,6	9	12
4	$2 \cdot 10^9$	20	5	2,4	0,14	0,4	3	3
6	$5 \cdot 10^8$	30	3	2,6	0,16	0,3	1	1,5

В табл. 2:  $T$  — максимальная температура вторичной плазмы мишени на стадии нагрева;  $L_{ж}$  — толщина жидкого слоя с учётом возврата тепла из вторичной плазмы после окончания действия ионного пучка;  $t_{ж}$  — время существования жидкого слоя;  $L_{исп.}$  — толщина испаренного слоя мишени за один импульс;  $P_{уд.}$  — амплитуда ударной волны в конце действия ионного пучка. Для сравнения, величина  $P_{уд.}$  оценивалась также по формуле  $P_A = (q\rho d/\tau)^{1/2}$  ( $\rho$  — плотность материала мишени), предложенной в работе [20]. Как видно из табл. 2, обе численные оценки близки друг к другу.

Из данных расчёта (см. табл. 2) можно также видеть, что для расстояний мишени от анода  $L = 4$  см и  $L = 6$  см толщина испаренного слоя (0,4 и 0,3 мкм) меньше, чем глубина проникновения в ПС W ионов гелия с энергией  $E \approx 100$  кэВ ( $d \approx 0,5$  мкм [21]), т.е. согласно расчёту в центральной зоне образца-мишени гелий имплантируется в материал на 100—200 нм глубже слоя испарения, перераспределяется в оплавленном слое толщиной  $\sim 2,6$ — $2,7$  мкм и после его кристаллизации остаётся в облучённом ПС. Для  $L = 2$  см, как следует из табл. 2, выполняется условие  $L_{исп.} > d$ , т.е. толщина слоя испарения (0,6 мкм) превышает пробег ионов гелия с энергией  $E \approx 100$  кэВ в вольфраме. Поэтому, судя по численным оценкам, оставаться в ПС образца вольфрама, расположенного в 2 см от анода ПФ «Вихрь», после его облучения смогут только более высокоэнергичные ионы гелия с энергией  $E > 100$  кэВ и глубиной пробега в W  $d > L_{исп.} = 0,6$  мкм.

*Изменение морфологии поверхности вольфрама после облучения в ПФ «Вихрь».* На рис. 3 показан типичный характер морфологии поверхности образцов W, облучённых импульсными потоками ионов He<sup>+</sup> и гелиевой плазмы в установке ПФ «Вихрь» в исследуемом в данной работе диапазоне плотности мощности  $q \sim 10^7$ — $10^{10}$  Вт/см<sup>2</sup>. Подобные изменения после облучения в ПФ «Вихрь» наблюдали в целом ряде работ при использовании в качестве рабочего газа как гелия, так и дейтерия [22—25]: поверх-

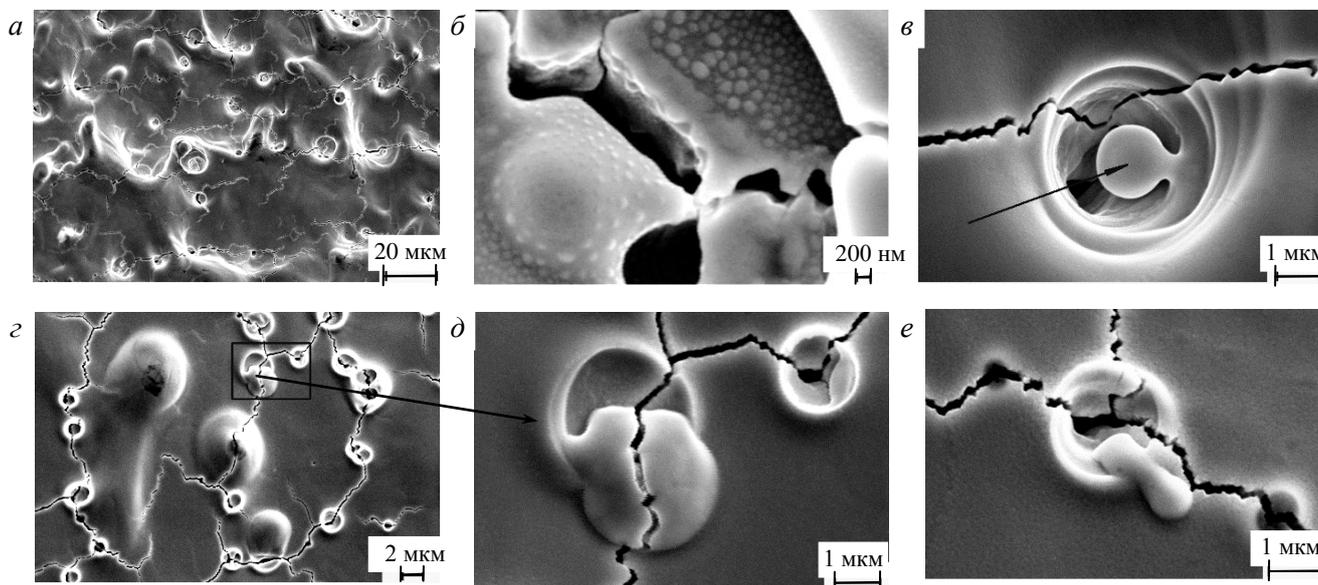


Рис. 3. Типичный характер морфологии поверхности образцов W, облучённых импульсными потоками ионов He<sup>+</sup> и гелиевой плазмы в установке ПФ «Вихрь» при  $q \sim 10^8$ — $10^{10}$  Вт/см<sup>2</sup>

ность приобретает волнообразный рельеф, и на ней появляются микротрещины, что говорит о быстрой кристаллизации оплавленного поверхностного слоя в условиях влияния термических напряжений. Видны кратеры — следы выхода газа (гелия), реже можно видеть нераскрывшиеся блистеры (см. рис. 3, б). Размер кратеров составляет  $\sim 1$ — $2$  мкм, что сопоставимо с размерами блистеров при ионной имплантации He<sup>+</sup> в ИЛУ. На рис. 3, в можно видеть глубокий кратер, из которого газ выходил в несколько этапов — имеются кратеры 2-го и 3-го порядка, где каждый последующий имеет меньший диаметр по

сравнению с предыдущим, при этом крышка блистера 2-го порядка не до конца испарилась. В ряде случаев границы зёрен декорированы кратерами, оставшимися после выхода газа (см. рис. 3, *з*). Рис. 3, *д* иллюстрирует то, что образование кратеров происходит в результате вскрытия блистеров (пузырей у поверхности образца, заполненных гелием) и удаления их крышки, как и при ионной имплантации, однако в случае ПФ «Вихрь» крышка блистера при этом оплавляется и испаряется полностью или частично (см. рис. 3, *е*).

Присутствие блистеров после аналогичных экспериментов в ПФ «Вихрь» наблюдалось также на поверхности Ta, Nb, V, сталей и ряда других сплавов [25, 26]. Однако их наличие не связано с явлением радиационного блистеринга. В данном случае блистеры появляются в специфических условиях интенсивных импульсных потоков плазмы и ионов. О появлении блистеров в условиях импульсного воздействия потоков энергии на материал, приводящих к их плавлению, имеется мало экспериментальных данных и нет единой теории в отличие от воздействия стационарных потоков. Тем не менее в работах [26, 27] предложена качественная модель этого явления: появление таких блистеров связано с тем, что в процессе воздействия импульсных потоков на поверхность материалов как атомы газовых примесей внедрения, содержащихся в исходном материале, так и атомы дополнительно имплантированного газа могут образовывать комплексы с точечными дефектами кристаллической решётки. Затем в слое жидкой фазы происходит их коагуляция с образованием газонаполненных пузырей и смещение к облучённой поверхности под действием градиента температур. Если в твёрдом металле миграция вакансионных комплексов определяется диффузионным механизмом [28], то в жидкой фазе более высокая скорость коагуляции микропузырей связана с их более интенсивным движением в условиях конвективных потоков в жидкости. Наличие таких пузырей и наблюдается на облучённой в ПФ «Вихрь» поверхности вольфрама (см. рис. 3).

### РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ

На рис. 4 показаны экспериментальные дифрактограммы образцов вольфрама в исходном состоянии, после имплантации ионов He<sup>+</sup> в установке ИЛУ и после обработки ионами He<sup>+</sup> и гелиевой плазмой в установке ПФ «Вихрь».

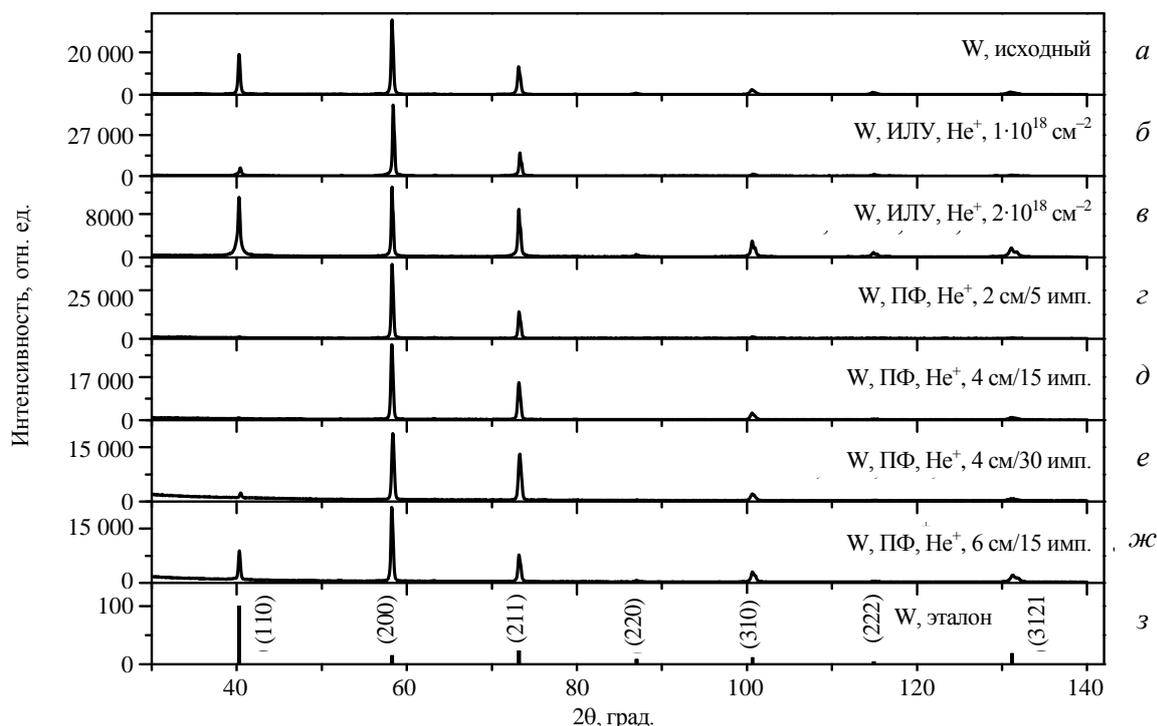


Рис. 4. Дифрактограммы образцов вольфрама в исходном состоянии (*а*), после имплантации ионов He<sup>+</sup> в установке ИЛУ до доз  $1 \cdot 10^{18}$  см<sup>-2</sup> (*б*) и  $2 \cdot 10^{18}$  см<sup>-2</sup> (*в*), после облучения в установке ПФ «Вихрь» ионами гелия и гелиевой плазмой по режимам 2 см/5 имп. (*г*), 4 см/15 имп. (*д*), 4 см/30 имп. (*е*), 6 см/15 имп. (*ж*); *з* — штрих-диаграмма стандартного образца вольфрама из банка данных ICDD (карточка № 00-004-0806)

Исходный холоднодеформированный образец имеет текстуру, сформировавшуюся при прокатке, что выражается в повышении интенсивности рефлексов от семейства плоскостей {200} и в меньшей степени {211} по сравнению с данными для стандарта из международной базы дифракционных данных ICDD (№ 000-040-806) (см. рис. 4, *а* и *з*). После имплантации ионов гелия до дозы  $1 \cdot 10^{18}$  см<sup>-2</sup> (см. рис. 4, *б*) исходная текстура {200} в облучённом образце сохраняется, дальнейшее увеличение дозы до

$2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$  ведёт к её изменению в поверхностном слое образца и увеличению интенсивности для рефлексов от плоскостей {110}, {211} и {310} (см. рис. 4, в), обусловленному упорядочением кристаллитов по этим плоскостям в поверхностном слое.

После облучения в ПФ «Вихрь» на расстоянии 2 и 4 см от анода текстура, характерная для исходного образца, заметно усиливается. При этом интенсивность рефлексов от плоскостей {110} существенно снижается. Однако в случае образца, расположенного на максимальном удалении от анода (6 см/15 имп.), изменения в соотношении интенсивностей различных пиков по сравнению с исходным образцом практически отсутствуют (см. рис. 4, а и ж). Формирование текстуры после облучения в ПФ «Вихрь» обусловлено направленным теплоотводом при кристаллизации и охлаждении поверхностного слоя. В работе [23] показано, что затвердевание жидкой фазы после аналогичной обработки вольфрама происходит в направлении возрастания температуры — от более глубоких слоёв к поверхности. При этом текстура кристаллизации совпадает с исходной и соответственно текстура, заданная технологией приготовления исходного вольфрама, сохраняется.

Как известно, при ионном и плазменном облучении, помимо изменения текстуры, возникают различные дефекты кристаллической структуры, микродеформации, изменяются периоды кристаллической решётки и размеры областей когерентного рассеяния (ОКР). Определение этих параметров по данным рентгенодифракционного анализа представляет большой интерес. Однако поскольку исследуемые образцы и до, и после облучения обладали выраженной текстурой и форма дифракционных пиков, расположенных на спектре в интервале углов  $2\theta = 20\text{—}95^\circ$  ((110), (200), (211), (220)), существенно искажалась под его влиянием, разделение вклада в интегральную ширину пиков факторов, связанных с влиянием изменения размеров блоков ОКР и возникновением микродеформаций, представляло собой сложную задачу. В подобных случаях использование рентгеновского метода полно-

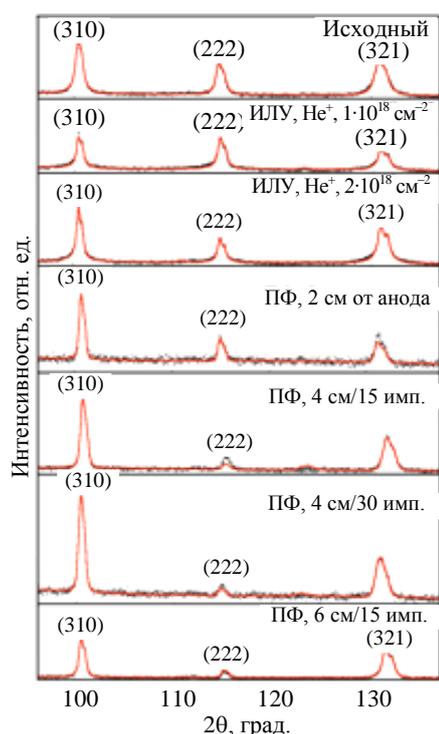


Рис. 5. Фрагменты *a* спектров после уточнения по методу Ритвельда исходного образца (а), образцов после облучения в установках ИЛУ (б, в) и ПФ «Вихрь» (г—ж). Показаны рефлексы (310), (222) и (321) в интервале углов  $2\theta = 95\text{—}137^\circ$ . Экспериментальные данные обозначены точками, а расчётный профиль — сплошной красной линией

профильного уточнения по Ритвельду позволяет наиболее точно оценить влияние различных параметров на дифракционный спектр и профили отдельных пиков и рассчитать параметры структуры и субструктуры. В данной работе уточнение выполнено в программном комплексе MAUD с учётом поправок на текстуру по функции Марча—Долласа [29]. Полученные значения параметров решётки (а), величины микродеформаций (ε) и размеры ОКР (d) для исходного образца и образцов после облучения представлены в табл. 3.

Фрагменты спектров, полученных по методу Ритвельда, показаны на рис. 5. Следует также отметить, что при выполнении расчётов величин ОКР и микродеформаций для уменьшения влияния текстурного фактора на заключительном этапе уточнения расчёты были ограничены пиками ((310), (222), (321)), которые в меньшей степени изменяются под влиянием текстуры, но находятся в области углов  $2\theta > 90^\circ$ . По этой причине вклад в

Т а б л и ц а 3. Параметры решётки *a*, размеры ОКР (*d*) и величины микродеформаций (ε) для образцов W после имплантации ионов He<sup>+</sup> в установке ИЛУ и облучения ионами He<sup>+</sup> и гелиевой плазмой в установке ПФ «Вихрь»

Параметр	<i>a</i> , Å	<i>d</i> ОКР, Å	ε, %	Фактор расходимости <i>R</i> <sub>wp</sub> , %
Исходный	3,166(3)	497	0,059	9,1
ИЛУ, He <sup>+</sup> , <i>D</i> = 1·10 <sup>18</sup> ион/см <sup>2</sup>	3,165(7)	514	<0,01	11,4
ИЛУ, He <sup>+</sup> , <i>D</i> = 2·10 <sup>18</sup> ион/см <sup>2</sup>	3,164(2)	658	<0,01	9,4
ПФ, He <sup>+</sup> . 2 см/5 имп.	3,164(3)	1642	0,084	6,9
ПФ, He <sup>+</sup> . 4 см/15 имп.	3,164(3)	1574	0,102	9,7
ПФ, He <sup>+</sup> . 4 см/30 имп.	3,164(2)	2733	0,124	6,8
ПФ, He <sup>+</sup> . 6 см /15 имп.	3,164(4)	798	0,051	6,9

Примечание: средняя погрешность определения *d* составляет ±55 Å, ε — ±0,002%.

их уширение преимущественно связан с возникновением микродеформаций и в меньшей степени с изменением размеров ОКР [30].

Как следует из табл. 3, при облучении вольфрама ионами  $\text{He}^+$  в стационарных условиях в установке ИЛУ значения микродеформаций уменьшаются, а размеры ОКР несколько увеличиваются. При этом на дифрактограммах этих образцов в отличие от исходного образца наблюдается расщепление дифракционного профиля для линий  $K_{\alpha 1}$  и  $K_{\alpha 2}$  (см. рис. 5, б, в, 6), что свидетельствует о снижении в них плотности дефектов кристаллического строения [31]. Такой эффект может быть связан с протеканием в холоднотемпературных образцах процесса полигонизации, стимулированной ионным облучением. Полигонизация включает перестройку, упорядочивание дислокационной структуры, снижение плотности дислокаций, устранение внутренних напряжений, а также приводит к изменению ориентации кристаллитов.

Как известно, при облучении процессы, лимитируемые диффузией, могут происходить при температурах, значительно более низких, чем в условиях обычного термического нагрева (радиационно-стимулированная диффузия) [28]. В обычных условиях температуры, до которой разогревались образцы при облучении (500 К), было бы недостаточно для протекания полигонизации, но в условиях ионного облучения, воздействующего в течение ~30 и ~60 мин, в поверхностных слоях образцов создаются условия для её протекания. Аналогичный эффект наблюдали в работе [32] для сплава АМГ6, облучённого ионами  $\text{Ar}^+$   $E = 40$  кэВ до дозы  $10^{15}$ — $10^{16}$  ион/см<sup>2</sup> (время облучения 1 с). В [32] методом просвечивающей электронной микроскопии было показано, что при воздействии ускоренных ионов на нагартованный сплав в нём формируется полигональная структура, подобная образующейся на начальных стадиях рекристаллизационного отжига. При этом трансформация структуры при облучении происходит по всей глубине образца (~1 мм), что существенно превышает проектные пробеги ионов. В нашем же случае в образцах W расщепления дифракционных пиков с противоположной стороны облучённого образца толщиной 0,2 мм обнаружено не было, т.е. изменение субструктуры происходило в тонком приповерхностном слое (глубина анализируемого слоя при рентгеноструктурном анализе ~5 мкм), который, тем не менее, значительно превышает глубину имплантации  $\text{He}^+$  (~0,1 мкм).

В отличие от воздействия стационарных потоков ионов гелия на мишень для образцов, облучённых импульсными потоками ионов  $\text{He}^+$  и плазмы в установке ПФ «Вихрь», значения величин как микродеформаций, так и размеров ОКР возрастают (см. табл. 3). Для  $\epsilon$  это может быть связано с термическими напряжениями, возникающими при кристаллизации и охлаждении оплавленного поверхностного слоя, для  $d$  — с нагревом поверхностного слоя.

Следует также отметить, что согласно полученным данным как имплантация ионов  $\text{He}^+$  в ускорителе ИЛУ, так и облучение в ПФ «Вихрь» ведёт к снижению величины параметра решётки  $a$ . Характерно, что в ряде других исследований отмечалось как увеличение этого параметра при ионной и/или плазменной обработке [33, 34], так и более существенное его снижение [25, 35]. Учитывая то, что в данной работе на образцы воздействовало несколько факторов (радиационных, термических, деформационных), для уточнения причин, приводящих к снижению параметра решётки образцов, требуется провести дополнительные исследования.

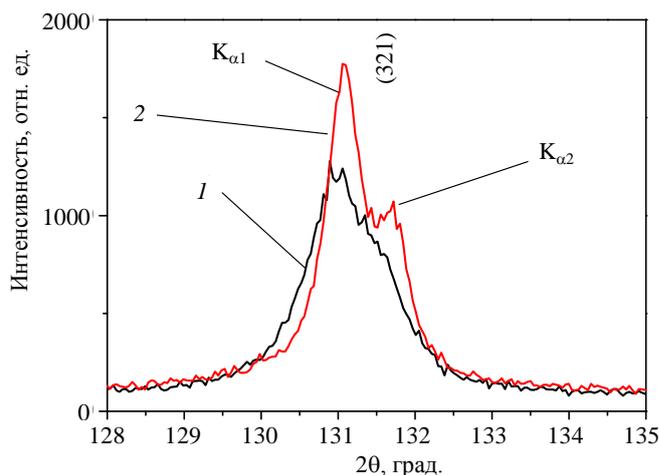


Рис. 6. Фрагмент спектров исходного образца (1, —) и образца после облучения ионами  $\text{He}^+$  на установке ИЛУ до дозы  $2 \cdot 10^{18}$  см<sup>-2</sup> (2, —). Показано расщепление дифракционного профиля для линий  $K_{\alpha 1}$  и  $K_{\alpha 2}$  рефлекса (321)

### МИКРОТВЁРДОСТЬ

На рис. 7 и в табл. 4 представлены результаты измерения микротвёрдости поверхностного слоя образцов W в исходном состоянии, после имплантации ионов He<sup>+</sup> в ускорителе ИЛУ и после облучения

Т а б л и ц а 4. Результаты измерения микротвёрдости образцов W после имплантации ионов He<sup>+</sup> на установке ИЛУ и облучения ионами He<sup>+</sup> и гелиевой плазмой в установке ПФ «Вихрь»

Вид обработки	Режим	$F_{\max} = 500$ мН (50 Гс)	
		$H_{\mu}$ , МПа	$h$ , мкм
Исходный	—	5253	1,897
ИЛУ, ионы He <sup>+</sup>	Доза $1 \cdot 10^{18}$ ион/см <sup>2</sup>	4965	1,951
	Доза $2 \cdot 10^{18}$ ион/см <sup>2</sup>	4921	1,959
	2 см/5 имп.	4475	2,065
ПФ, ионы He <sup>+</sup> и плазма	4 см/15 имп.	4682	2,011
	4 см/30 имп.	4972	1,950
	6 см /15 имп.	5006	1,944

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

гелиевой плазмой и ионами He<sup>+</sup> в установке ПФ «Вихрь». Измерения микротвёрдости после облучения в ПФ «Вихрь» выполнены в области максимального воздействия плазменного и ионного пучков. Поскольку образцы при этом были сильно деформированы, центральная область каждого из образцов перед измерением была вырезана и, как и образцы после облучения в ИЛУ, залита в эпоксидную смолу.

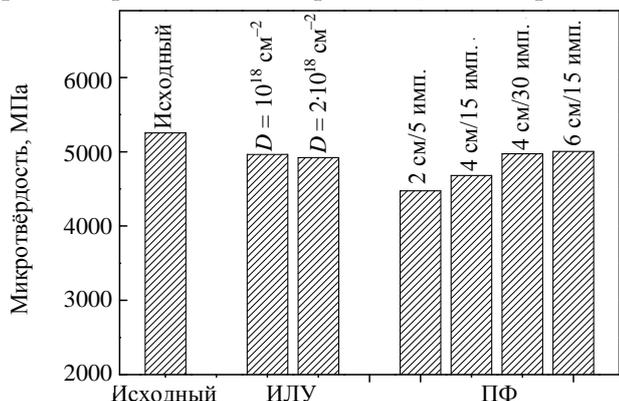


Рис. 7. Микротвёрдость поверхности образцов W в исходном состоянии, после имплантации ионов He<sup>+</sup> на ускорителе ИЛУ до дозы  $D = 10^{18}$  ион/см<sup>2</sup> и  $D = 2 \cdot 10^{18}$  ион/см<sup>2</sup> и после облучения на ПФ «Вихрь» по разным режимам

Как можно видеть на рис. 7 и в табл. 4, микротвёрдость поверхности после имплантации ионов He<sup>+</sup> в ИЛУ практически не меняется (в пределах погрешности измерения), в то время как после обработки гелиевой плазмой и ионами He<sup>+</sup> в ПФ «Вихрь»  $H_{\mu}$  снижается. При этом следует учитывать, что глубина анализируемого слоя (см. табл. 4) составляет ~2 мкм, т.е. примерно в 20 раз больше, чем глубина имплантации ионов He<sup>+</sup> с энергией 30 кэВ в ускорителе ИЛУ (~0,1 мкм), и примерно равна величине оплавленного слоя в образцах, облучённых в ПФ «Вихрь» (см. табл. 2). Таким образом, в первом случае основной вклад в величину  $H_{\mu}$  вносит область образца за глубиной пробега ионов, а во втором случае — область непосредственного воздействия

плазмы и ионов. При облучении в установке ПФ «Вихрь» на изменение  $H_{\mu}$  образцов в основном влияют два конкурирующих фактора: отжиг дефектов при мощных тепловых нагрузках (уменьшает  $H_{\mu}$ ) и термические напряжения, возникающие при кристаллизации и охлаждении оплавленного поверхностного слоя (увеличивает  $H_{\mu}$ ). Как показывают измерения, факторы снижения  $H_{\mu}$  преобладают.

Характерно, что кривые вдавливания  $F-h$  не имеют каких-либо ступенек и перегибов, что свидетельствует об отсутствии разрушений блистеров под индентором. Для образцов, облучённых в ПФ «Вихрь» (рис. 8, в), на завершающем этапе разгрузки на кривых  $F$  виден изгиб («колено»), не

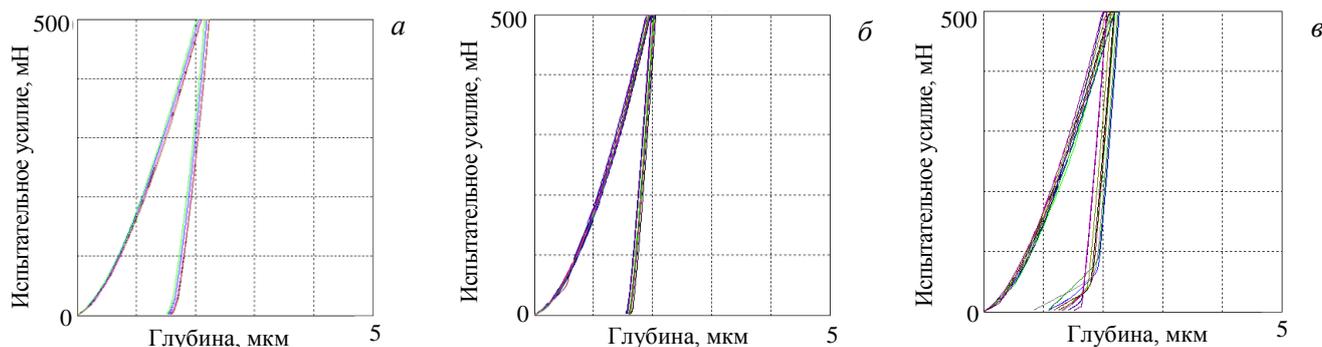


Рис. 8. Типичные кривые вдавливания при измерении микротвёрдости образцов W: в исходном состоянии (а); после имплантации ионов He<sup>+</sup> на ускорителе ИЛУ до  $D = 10^{18}$  ион/см<sup>2</sup> (б); после облучения в ПФ «Вихрь» на расстоянии 4 см от анода 15 импульсами ионов He<sup>+</sup> и гелиевой плазмы (в)

влияющий на расчётную величину микротвёрдости и связанный с неровностью поверхности на участке индентирования [36].

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведены сравнительные исследования повреждаемости поверхности вольфрама при облучении стационарными потоками ионов гелия и импульсными потоками ионов гелия и гелиевой плазмы в ионно-лучевом ускорителе ИЛУ и в установке ПФ «Вихрь» соответственно. Параметры облучения стационарными потоками ионов  $\text{He}^+$  в ИЛУ следующие: энергия ионов гелия 30 кэВ, дозы  $1,0 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$  (время облучения 2000 с) и  $2,0 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$  (время облучения 4000 с) при плотности потока ионов  $4,8 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$ , температура мишеней в процессе облучения не превышала  $\sim 500 \text{ К}$ . Параметры облучения образцов в ПФ «Вихрь»: длительность воздействия ионного и плазменного пучков была 10—30 и 50—200 нс соответственно, плотность мощности плазмы в интервале  $\sim 10^7$ — $10^9 \text{ Вт/см}^2$ , ионов  $\sim 10^8$ — $10^{10} \text{ Вт/см}^2$ , число импульсных воздействий  $N$  варьировали от 5 до 30, энергия большей части ионов гелия составляла  $\sim 100 \text{ кэВ}$ , температура плазмы  $\sim 1 \text{ кэВ}$ .

При исследовании морфологии поверхности образцов, облучённых стационарными потоками ионов  $\text{He}^+$  дозой  $10^{18} \text{ см}^{-2}$ , обнаружено образование блистеров размером 0,2—1,7 мкм с периферийным разрывом крышек, характерным для хрупкого материала. При увеличении дозы облучения в 2 раза происходит смена механизма разрушения поверхности — наблюдается флехинг и присутствие редких блистеров на отшелушенной поверхности. При облучении образцов в ПФ «Вихрь» их поверхность приобретает волнообразный рельеф, на ней появляются микротрещины, оплавление поверхностного слоя, кратеры — следы выхода газа (гелия), нераскрывшиеся блистеры, причём размер кратеров составляет  $\sim 1$ —2 мкм, что сопоставимо с размерами блистеров при ионной имплантации  $\text{He}^+$  на ИЛУ.

Выполнено численное моделирование воздействия пучка быстрых ионов гелия на W в установке ПФ «Вихрь». Показано, что для расстояний мишени от анода  $L = 4$  и 6 см толщина испаренного слоя (0,4 и 0,3 мкм) меньше, чем глубина проникновения в ПС вольфрама ионов гелия с энергией  $E \approx 100 \text{ кэВ}$  ( $d \approx 0,5 \text{ мкм}$ ), в результате чего в центральной зоне образца гелий проникает на 100—200 нм, перераспределяется в оплавленном слое глубиной до 2,6—2,7 мкм и фиксируется в нём процессом быстрой кристаллизации. Для  $L = 2$  см толщина слоя испарения 0,6 мкм превышает пробег ионов гелия с энергией  $E \approx 100 \text{ кэВ}$  в вольфраме. Следовательно, оставаться в ПС образца вольфрама, расположенного в 2 см от анода ПФ «Вихрь», после его облучения смогут только более высокоэнергичные ионы гелия с энергией  $E > 100 \text{ кэВ}$  и глубиной пробега в W  $d > L_{\text{исп}} = 0,6 \text{ мкм}$ .

Методами рентгеноструктурного анализа обнаружены изменения текстуры, параметров решётки, уровня микронапряжений  $\epsilon$  и размеров ОКР в облучённых образцах. Обнаружено, что после облучения стационарными потоками ионов  $\text{He}^+$  на рентгенограммах наблюдается расщепление дифракционного профиля линий, а в образцах снижаются микродеформации решётки, что, вероятно, связано с отжигом дефектов кристаллического строения, имеющихся в исходных холоднодеформированных образцах. В противоположность этому уровень  $\epsilon$  в образцах, облучённых в ПФ «Вихрь» при плотности мощности ионов  $\sim 10^{10}$  и  $\sim 10^9 \text{ Вт/см}^2$  (2 и 4 см от анода ПФ «Вихрь»), возрастает, что может быть связано с термическими напряжениями, возникающими при кристаллизации и охлаждении оплавленного поверхностного слоя. При облучении с меньшей плотностью мощности ионов  $\sim 5 \cdot 10^8 \text{ Вт/см}^2$  (6 см от анода) уровень  $\epsilon$  практически не меняется.

Обнаружено снижение микротвёрдости образцов вольфрама после обработки импульсными потоками ионов  $\text{He}^+$  и гелиевой плазмы в ПФ «Вихрь», в то время как после обработки стационарными потоками ионов  $\text{He}^+$  в ИЛУ микротвёрдость практически не меняется. В случае обработки в ПФ «Вихрь» на этот процесс влияют два конкурирующих фактора: отжиг дефектов при мощных тепловых нагрузках (уменьшает  $H_{\mu}$ ) и термические напряжения, возникающие при кристаллизации и охлаждении оплавленного поверхностного слоя (увеличивают  $H_{\mu}$ ), при этом факторы, действующие в направлении снижения микротвёрдости, преобладают. Эти исследования будут продолжены при комплексном воздействии на материал стационарного и импульсного облучения, которое реально существует в реакторе.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМЕТ РАН № 075-00320-24-00 и в рамках выполнения государственного задания НИЦ «Курчатовский институт».

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Савицкий Е.М., Бурханов Г.С., Поварова К.Б., Йенн Г., Хёрц Г., Ефимов Ю.В., Макаров П.В., Оттенберг Е.В. Тугоплавкие металлы и сплавы. — М.: Металлургия, 1986. 352 с.
2. Seyedhabashi M.M., Shafiei S., Tafreshi M.A., Shirani Bidabadi B. Study of surface damage and hydrogen distribution in irradiated tungsten by protons in plasma focus device. — *Vacuum*, 2020, vol. 175, p. 109—115.
3. Gonderman S., Tripathi J.K., Novakowski J., Sizyuk T., Hassanein A. Effect of dual ion beam irradiation (helium and deuterium) on tungsten—tantalum alloys under fusion relevant conditions. — *Nuclear Materials and Energy*, 2017, vol. 12(C), p. 210—230.
4. Арутюнян З.Р. Влияние гелия на захват ионов дейтерия в вольфраме и ванадиевых сплавах W—Cr—Y. Дисс. на соискание уч. степени к.ф.-м.н. — М.: НИЯУ МИФИ, 2022. 147 с.
5. Mir Mohammadreza Seyedhabashi, Mohammad Amirhamzeh Tafreshi, Babak Shirani bidabadi, Sepideh Shafiei, Akbar Abdisaray. Damage study of irradiated tungsten and copper using proton and argon ions of a plasma focus device. — *Applied Radiation and Isotopes*, 2019, vol. 154, p. 432—450.
6. Yu Jiangang, Han Wenjia, Chen Zhe, Zhu Kaigui. Comparison of blistering of W bulk and film deposited by magnetron sputtering under helium irradiation. — *J. Nucl. Mater.*, 2013, vol. 432, p. 482—500.
7. Алдабергенова Т.М., Кислицин С.Б., Ганеев Г.З., Виелеба В. Влияние термических отжигов на структуру и свойства поверхности вольфрама, облученного низкоэнергетическими  $\alpha$ -частицами до высоких флюенсов. — *Известия вузов. Физика*, 2018, т. 61, № 8, с. 117—123.
8. Хрипунов Б.И., Койдан В.С., Рязанов А.И., Гуреев В.М., Семенов Е.В., Иванов С.М. Гелий в вольфраме после облучения ионами высокой энергии и плазмой. — В сб.: Труды XLVII Международной конференции по физике плазмы и УТС. Москва, 16—20 марта 2020 г., с. 87.
9. Гусев В.М., Бушаров Н.П., Нафтулин С.М., Проничев А.М. Ионный ускоритель ИЛУ на 100 кэВ с сепарацией по массе. — *ПТЭ*, 1969, т. 4, с. 19—23.
10. Грибков В.А., Боровицкая И.В., Демин А.С., Морозов Е.В., Масляев С.А., Пименов В.Н., Голиков А.В., Дулатов А.К., Бондаренко Г.Г., Гайдар А.И. Установка «Вихрь» типа «Плазменный фокус» для диагностики радиационно-термической стойкости материалов, перспективных для термоядерной энергетики и аэрокосмической техники. — *Приборы и техника эксперимента*, 2020, № 1, с. 75—83.
11. Грибков В.А., Боровицкая И.В., Демин А.С., Масляев С.А., Морозов Е.В., Пименов В.Н., Бондаренко Г.Г., Гайдар А.И. Исследование повреждаемости материалов с использованием установки Плазменный фокус «Вихрь». — *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*, 2019, т. 85, № 8, с. 29—36.
12. Программный комплекс MAUD; <https://www.iucr.org/resources/other-directories/software/maud>.
13. Кржижановская М.Г., Фирсова В.А., Бубнова Р.С. Применение метода Ритвельда для решения задач порошковой дифрактометрии. Учебное пособие. — Санкт-Петербург: Санкт-Петербургский университет, 2016. 67 с.
14. Toby V.H. R factors in Rietveld analysis: How good is good enough. — *Powder Diffraction* 2006, vol. 21, № 1, p. 67—70.
15. Yovanovich M. Micro and macro hardness measurements, correlations, and contact models. — In: 44th AIAA Aerospace Sciences Meeting and Exhibit. American Institute of Aeronautics and Astronautics United States, Reno, Nevada, 9—12 January 2006, vol. 979, p. 1—28; <https://doi.org/10.2514/6.2006-979>.
16. Гусева М.И., Мартыненко Ю.В. Радиационный блистеринг. — *УФН*, 1981, т. 135, вып. 4, с. 671—691.
17. Мартыненко Ю.В. Теория блистеринга: Препринт ИАЭ-3145. — М., 1979. 40 с.
18. Боровицкая И.В., Коршунов С.Н., Мансурова А.Н., Бондаренко Г.Г., Гайдар А.И., Казилин Е.Е., Парамонова В.В. Особенности структурных изменений в поверхностных слоях ванадия в условиях раздельного и последовательного воздействия ионов гелия и импульсного лазерного излучения. — *Поверхность*, 2021, № 4, с. 25—30.
19. Грибков В.А., Латышев С.В., Масляев С.А., Пименов В.Н. Численное моделирование взаимодействия импульсных потоков энергии с материалом в установках Плазменный фокус. — *Физика и химия обработки материалов*, 2011, № 6, с. 16—22.
20. Латышев С.В., Грибков В.А., Масляев С.А., Пименов В.Н., Падух М., Желиньска Э. Генерация ударных волн в материаловедческих экспериментах на установках Плазменный фокус. — *Перспективные материалы*, 2014, № 8, с. 5—12.
21. Физические величины. Справочник. Под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. — М.: Энергоатомиздат, 1991. 1232 с.
22. Пименов В.Н., Масляев С.А., Демина Е.В., Ковтун А.В., Сасиновская И.П., Грибков В.А., Дубровский А.В. Взаимодействие мощных импульсных потоков энергии с поверхностью вольфрама в установке Плазменный фокус. — *ФХОМ*, 2008, № 3, с. 5—14.
23. Морозов Е.В., Масляев С.А., Пименов В.Н., Грибков В.А., Демина Е.В., Сасиновская И.П., Сиротинкин В.П., Бондаренко Г.Г., Гайдар А.И. Эволюция состояния поверхности вольфрама при воздействии экстремальных потоков энергии в установках Плазменный фокус. — *Перспективные материалы*, 2015, № 10, с. 32—45.
24. Морозов Е.В., Демин А.С., Пименов В.Н., Грибков В.А., Рошупкин В.В., Масляев С.А., Латышев С.В., Демина Е.В., Казилин Е.Е., Кольцов А.Г., Бондаренко Г.Г., Гайдар А.И. Особенности повреждаемости и структурных изменений в поверхностном слое вольфрама при импульсном воздействии лазерного излучения, потоков ионов и плазмы. — *ФИЗХОМ*, 2017, № 4, с. 5—18.

25. Боровицкая И.В., Пименов В.Н., Масляев С.А., Демина Е.В., Демин А.С., Морозов Е.В., Епифанов Н.А., Михайлова А.Б., Латышев С.В., Бондаренко Г.Г., Матвеев Е.В., Гайдар А.И. Изменение структуры и микротвёрдости тантала в условиях импульсных пучково-плазменных воздействий разной интенсивности. — *Металлы*, 2024, № 3, с. 82—93.
26. Пименов В.Н., Демин А.С., Боровицкая И.В., Епифанов Н.А., Латышев С.В., Масляев С.А., Морозов Е.В., Сасиновская И.П., Бондаренко Г.Г., Гайдар А.И. Повреждаемость ниобия импульсными потоками ионов гелия и гелиевой плазмы. — *ФХОМ*, 2021, № 6, с. 5—21.
27. Пименов В.Н., Грибков В.А., Иванов Л.И., Шольц М., Угасте Ю.Э., Демина Е.В., Масляев С.А., Дубровский А.В., Миклашевский Р., Колман Б., Коденцов А.А. О новых возможностях применения установок Плазменный фокус для модифицирования поверхностных слоёв материалов. — *Перспективные материалы*, 2003, № 1, с. 13—23.
28. Бондаренко Г.Г. Радиационная физика, структура и прочность твёрдых тел. Учебное пособие. — М.: Лаборатория знаний, 2016. 462 с.
29. Dollase W.A. Correction of intensities for preferred orientation in powder diffractometry: application of the march model. — *J. Appl. Crystallogr.*, 1986, vol. 19, p. 267.
30. Арисова В.Н. Структура и свойства КМ. Учебное пособие. — Волгоград: ВолгГТУ, 2008. 120 с.
31. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. — М.: Металлургия, 1970. 366 с.
32. Школьников А.Р., Овчинников В.В., Гущина Н.В., Махинько Ф.Ф., Чемеринская Л.С., Можаровский С.М., Козловских В.А., Кайгородова Л.И. Изменения дислокационной структуры и фазового состава сплава АМг6 при облучении ионами  $Ag^+$  с энергией 40 кэВ. — *Известия Томского политехнического университета*, 2005, т. 308, № 7, с. 58—64.
33. Боровицкая И.В., Коршунов С.Н., Ляховицкий М.М., Мансурова А.Н., Парамонова В.В. Воздействие сильноточных пучков ионов аргона на поверхностные свойства ванадия и сплавов на его основе. — *ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез*, 2013, т. 36, вып. 4, с. 39—43.
34. Гаркуша И.Е., Малыхин С.В., Махлай В.А., Пугачёв А.Т., Баздырева С.В., Аксёнов Н.Н. Изменение структуры и субструктуры вольфрама при облучении потоками водородной плазмы с удельной энергией, близкой к тепловым нагрузкам на поверхности ИТЭР. — *Журнал технической физики*, 2014, т. 84, вып. 11, с. 41—46.
35. Боровицкая И.В., Никулин В.Я., Бондаренко Г.Г., Михайлова А.Б., Силин П.В., Гайдар А.И., Парамонова В.В., Перегудова Е.Н. Воздействие импульсных потоков азотной плазмы и ионов азота на структуру и механические свойства ванадия. — *Металлы*, 2018, № 2, с. 54—64.
36. Saber-Samandari S., Gross K.A. Effect of angled indentation on mechanical properties. — *J. of the European Ceramic Society*, 2009, vol. 29, № 12, p. 2461—2467.



Ирина Валерьевна Боровицкая, с.н.с., к.ф.-м.н.; ИМЕТ РАН, 119334 Москва, Ленинский пр. 49, Россия  
symp@imet.ac.ru



Валерий Николаевич Пименов, заведующий лабораторией, д.ф.-м.н.; ИМЕТ РАН, 119334 Москва, Ленинский пр. 49, Россия  
pimval@mail.ru



Сергей Николаевич Коршунов, руководитель лаборатории, к.ф.-м.н., лауреат премии им. И.В. Курчатова, ветеран атомной энергетики и промышленности; НИЦ «Курчатовский институт», 123182 Москва, пл. Академика Курчатова 1, Россия  
Korshunov\_SN@nrc.ki.ru



Анжелика Николаевна Мансурова, с.н.с., к.ф.-м.н., лауреат премии им. И.В. Курчатова, ветеран атомной энергетики и промышленности; НИЦ «Курчатовский институт», 123182 Москва, пл. Академика Курчатова 1, Россия  
ang.2008@mail.ru



Сергей Алексеевич Масляев, с.н.с., к.ф.-м.н.; ИМЕТ РАН, 119334 Москва, Ленинский пр. 49, Россия  
maslyayev@mail.ru



Александр Сергеевич Демин, н.с.; ИМЕТ РАН, 119334 Москва, Ленинский пр. 49, Россия  
casha@bk.ru



Евгений Вадимович Морозов, н.с.; ИМЕТ РАН, 119334 Москва, Ленинский пр. 49, Россия  
lieutenant@list.ru



Никита Андреевич Епифанов, м.н.с., к.ф.-м.н.; ИМЕТ РАН, 119334 Москва, Ленинский пр. 49, Россия  
mophix94@gmail.com



Александра Борисовна Михайлова, с.н.с., к.ф.-м.н.; ИМЕТ РАН, 119334 Москва, Ленинский пр. 49, Россия  
Sasham1@mail.ru



Сергей Владимирович Латышев, с.н.с., к.ф.-м.н.; ИМЕТ РАН, 119334 Москва, Ленинский пр. 49, Россия; доцент, Московский технический университет связи и информатики, 111024 Москва, ул. Авиамоторная 8а, Россия  
latyshevsv@rambler.ru



Геннадий Германович Бондаренко, заведующий лабораторией, д.ф.-м.н., профессор; Национальный исследовательский университет «Высшая школа экономики», 101000 Москва, Мясницкая ул. 20, Россия  
bondarenko\_gg@rambler.ru



Анна Ивановна Гайдар, с.н.с., к.ф.-м.н.; Научно-исследовательский институт перспективных материалов и технологий, 115054 Москва, ул. Малая Пионерская 12, Россия  
niipmt@mail.ru



Егор Владимирович Матвеев, с.н.с., к. техн. н.; Научно-исследовательский институт перспективных материалов и технологий, 115054 Москва, ул. Малая Пионерская 12, Россия  
maegor@gmail.com



Иван Сергеевич Монахов, старший преподаватель, к. техн. н.; ИМЕТ РАН, 119334 Москва, Ленинский пр. 49, Россия; Национальный исследовательский университет «Высшая школа экономики», 101000 Москва, Мясницкая ул. 20, Россия  
ivmontt@rambler.ru

Статья поступила в редакцию 15 января 2024 г.

После доработки 16 марта 2024 г.

Принята к публикации 5 июля 2024 г.

Вопросы атомной науки и техники.

Сер. Термоядерный синтез, 2024, т. 47, вып. 3, с. 79—92.