# УДК 621.7; 621.039.531:546.881; 621.039.634.669-154 СИНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ СПЛАВА СИСТЕМЫ V—Ті—Сг ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ИОНОВ АРГОНА И ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

И.В. Боровицкая<sup>1</sup>, С.Н. Коршунов<sup>2</sup>, А.Н. Мансурова<sup>2</sup>, Г.Г. Бондаренко<sup>3</sup>, А.И. Гайдар<sup>4</sup>, Е.В. Матвеев<sup>4</sup>, Е.Е. Казилин<sup>1</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>Имитериаловский институт», Посква, Россия

<sup>3</sup>Национальный исследовательский университет «Высшая школа экономики», Москва, Россия

<sup>4</sup>Научно-исследовательский институт перспективных материалов и технологий, Москва, Россия

Исследованы изменения морфологии поверхности и микротвёрдости сплава ванадия V—10Ti—6Cr—0,05Zr—0,1Si, перспективного для использования в качестве конструкционного материала термоядерного реактора. Исследуемые образцы были имплантированы ионами аргона (энергия 20 кэВ, доза 1,0·10<sup>22</sup> м<sup>-2</sup>, плотность потока ионов 6,0·10<sup>18</sup> м<sup>-2</sup>·с<sup>-1</sup>, температура ~700 К) и далее подвергались воздействию мощного импульсного лазерного излучения в режиме модулированной добротности (плотность мощности  $q \sim 1,2\cdot 10^{12}$  Вт/м<sup>2</sup>, длительность импульса τ<sub>0</sub> = 50 нс, число импульсов N от 1 до 4). Установлено, что результат воздействия лазерного облучения на образцы сплава до и после ионной имплантации идентичен: образование лунки, окружённой бруствером, возникшим при выплеске расплавленного металла, а также зоны термического влияния за бруствером. Характер разрушения мишени внутри лунки как для исходных образцов, так и предварительно облучённых ионами аргона практически одинаков и включает наплывы, капельные и волнообразные структуры, вызванные плавлением материала, но при увеличении числа импульсов эти изменения имеют более выраженный характер. Обнаружено, что лазерное воздействие изменяет морфологию поверхности образцов и за пределами бруствера. В этом случае на поверхности мишеней наряду с оплавленными участками присутствуют участки с блистерами, которые формируются как элементами примесей (С, О и N), присутствующими в исходном материале, так и имплантированным аргоном. При наличии внедрённого газа процесс блистерообразования более интенсивен, что вызывает увеличение эрозии материала и может привести к загрязнению плазмы в реальных условиях работы термоядерного реактора. Обнаружено также незначительное упрочнение поверхностного слоя сплава после обработки аргоном, однако после воздействия лазерных импульсов для обеих групп образцов, как имплантированных ионами Ar<sup>+</sup>, так и без облучения можно наблюдать общую тенденцию первоначального уменьшения микротвёрдости, а затем её повышения с увеличением числа импульсов. Рассмотрены механизмы наблюдаемых эффектов.

Ключевые слова: сплав ванадия, ионы аргона, импульсное лазерное излучение, морфология поверхности, имплантация, плавление, блистеры, микротвёрдость.

# SYNERGETIC EFFECTS IN THE SURFACE LAYERS OF THE V—Ti—Cr SYSTEM ALLOY UNDER EXPOSURE TO ARGON IONS AND PULSED LASER RADIATION

I.V. Borovitskaya<sup>1</sup>, S.N. Korshunov<sup>2</sup>, A.N. Mansurova<sup>2</sup>, G.G. Bondarenko<sup>3</sup>, A.I. Gaidar<sup>4</sup>, E.V. Matveev<sup>4</sup>, E.E. Kazilin<sup>1</sup>

<sup>1</sup>A.A. Baykov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia <sup>2</sup>NRC «Kurchatov Institute», Moscow, Russia <sup>3</sup>National Research University «Higher School of Economics», Moscow, Russia

<sup>4</sup>Research Institute of Advanced Materials and Technology, Moscow, Russia

Changes in the surface morphology and microhardness of the vanadium alloy V—10Ti—6Cr—0.05Zr—0.1Si, promising for use as a structural material of a thermonuclear reactor have been investigated. The studied samples were implanted with argon ions (energy 20 keV, dose  $1.0 \cdot 10^{22} \text{ m}^{-2}$ , ion flux density  $6.0 \cdot 10^{18} \text{ m}^{-2} \text{ s}^{-1}$ , temperature ~700 K) and then exposed to powerful pulsed laser radiation in the modulated Q-factor mode (power density  $q \sim 1.2 \cdot 10^{12} \text{ W/m}^2$ , pulse duration  $\tau_0 = 50$  ns, number of pulses *N* from 1 to 4). It was found that the effect of laser irradiation on the alloy samples before and after ion implantation is identical: the formation of a crater surrounded by a breastwork, formed due to the splashing of melted metal, and as well as of a zone of thermal influence behind the breastwork. The nature of the target destruction inside the crater, both for the initial samples and those previously irradiated with argon ions, is almost the same and includes influxes, droplet and wave-like structures caused by melting of the material, but with the increase in the number of pulses, these changes are more pronounced. It was found that laser exposure also changes the surface morphology of the samples and outside the breastwork. In this case, on the surface of the targets, along with the melted areas, there are areas with blisters, which are formed by both impurity elements (C, O and N) which present in the source material and implanted argon. In the presence of the implanted gas, the process of blister formation is more intense, which causes an increase in material erosion and can lead to plasma contamination in real conditions of operation of a thermonuclear reactor. A slight hardening of the surface layer of the alloy after argon treatment was also found, however, after exposure to laser pulses for both groups of samples (implanted with Ar+ ions and without ion implantation) a general trend of an initial decrease in microhardness, and then its growth with an increase i

Key words: vanadium alloy, argon ions, pulsed laser radiation, surface morphology, implantation, melting, blisters, microhardness.

DOI: 10.21517/0202-3822-2022-45-4-84-92

#### введение

Известно, что лазерное излучение применяется для имитации тепловых нагрузок, возникающих при воздействии термоядерной плазмы на материал в современных токамаках в экстремальных ситуациях типа срывов плазмы и ЭЛМ-ов-эффектов [1—4]. Процесс срыва сопровождается резким увеличением тепловых потоков на внутренние узлы вакуумной камеры реактора. Согласно литературным данным тепловые нагрузки на диверторные пластины реактора ИТЭР во время срыва могут превышать 10<sup>12</sup> Вт/м<sup>2</sup> [5]. Некоторые аспекты этой проблемы рассматривались ранее в работах [6, 7]. Кроме того, особое внимание уделяется исследованию совместного влияния тепловых нагрузок и облучений разного типа, которые будут существовать в реальных условиях работы реактора и стимулировать синергетические эффекты [8, 9]. Согласно [10] эффект радиационного блистеринга, который проявляется в изменении морфологии поверхностного слоя при облучении, — наиболее чувствительный к синергизму процесс. Это стимулирует исследование синергетических эффектов, приводящих к разрушению поверхности материала под воздействием последовательно ионного облучения, ведущего к блистерингу, и лазерного излучения (ЛИ), имитирующего тепловую нагрузку. Вопрос выбора материалов внутренней камеры реактора в настоящее время остаётся открытым [11], однако одним из основных требований к ним является малоактивируемость. К малоактивируемым сплавам относятся и ванадиевые сплавы. Ранее нами были проведены исследования повреждаемости поверхности ванадия в условиях раздельного и последовательного воздействия ионов гелия и аргона с последующим лазерным облучением в вакууме [12, 13]. Было обнаружено, что при последовательном облучении увеличиваются повреждаемость и эрозия поверхности мишеней. Представляет интерес проведение аналогичных исследований на сплавах ванадия системы V—Ti—Cr [14], разрабатываемых в качестве конструкционных и функциональных материалов для ТЯР. Различные исследования этих сплавов проводятся как в РФ, так и за рубежом [14, 15], в частности, в работе [14] изучали механические свойства ванадиевого сплава V—4Cr—4Ti как перспективного в качестве структурного материала для использования в установках ТЯ-синтеза.

Целью данной работы было выявление закономерностей изменения морфологии и микротвёрдости поверхности образцов сплава ванадия V—10Ti—6Cr—0,05Zr—0,1Si [15], одним из преимуществ которого является максимальная рабочая температура в условиях работы ТЯР (750—850 °C) по сравнению с другими сплавами системы V—Ti—Cr, при последовательном облучении ионами Ar<sup>+</sup>, которые вызывают радиационный блистеринг на его поверхности по механизму флекинга [16], и мощными лазерными импульсами.

#### МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Образцы были вырезаны из листа сплава V—10Ti—6Cr—0,05Zr—0,1Si толщиной ~1 мм, отожжённого при 1100 °C в течение 1 ч. Содержание примесей внедрения, мас. %: С — 0,021; N — 0,003; O < 0,025. Для подготовки поверхности образцов применялись стандартные процедуры полировки [16].

Эксперименты по непрерывному облучению ионами Ar<sup>+</sup> ванадиевого сплава проводились на ускорителе ИЛУ (НИЦ «Курчатовский институт») [17]. Ионно-лучевой ускоритель (ИЛУ) с сепарацией ионов по массам (величина дисперсии масс составляет 5 мм на 1%  $\Delta$ M/M) предназначен для получения в условиях высокого вакуума моноизотопных вертикальных пучков однозарядных ионов различных элементов с энергией до 50 кэВ при токе несколько миллиампер. Схема ускорителя предусматривает возможность горизонтальной развёртки вертикально сфокусированного пучка с частотой 50 Гц. В результате при высоте пучка 10 см и амплитуде развёртки 5 см может быть обработана площадь 100 см<sup>2</sup>. В представленных экспериментах энергия ионов аргона составляла 20 кэВ, доза  $1,0\cdot10^{22}$  м<sup>-2</sup> при плотности потока ионов  $6\cdot10^{18}$  м<sup>-2</sup>·c<sup>-1</sup>. Температура мишеней в процессе облучения поддерживалась на уровне 700 ± 10 К. В этом режиме облучения на поверхности формируется структура радиационного блистеринга по механизму флекинга.

Лазерное облучение мишеней осуществлялось в вакууме с использованием установки ГОС 1001 в режиме модулированной добротности (МД) с плотностью мощности потока  $q \sim 1,2 \cdot 10^{12}$  Вт/м<sup>2</sup>, длительностью импульса  $\tau_0 = 50$  нс, числом импульсов от 1 до 4.

Топографию поверхности образцов исследовали до и после облучения в сканирующем электронном микроскопе EVO 40 фирмы Zeiss. Микротвёрдость определяли стандартным методом [18—20] инструментального (кинетического) индентирования на микротвердомере Shimadzu DUH-211S (Япония) с использованием алмазного индентора Виккерса в виде пирамиды с квадратным основанием (угол между боковыми гранями 136°) при нагрузке  $F_{\text{max}} = 500$  мН и выдержке 5 с. Метод кинетического индентирования основан на непрерывной записи диаграммы зависимости нагрузки F(h) от глубины погружения h (мм) индентора в испытываемый материал и программном расчёте на основе этих данных с использованием методики Оливера— Фара инструментальной микротвёрдости индентирования  $H_{it}$  (МПа) и приведённой микротвёрдости по Виккерсу по формуле  $HV^* = 0,0945H_{it}$  (единицы твёрдости по шкале Виккерса, кгс/мм<sup>2</sup>), представленной в [21]. Для перевода значений приведённой микротвёрдости HV<sup>\*</sup> из единиц по шкале Виккерса в МПа необходимо полученное значение умножить на 9,807 [22].

Значение каждого из параметров определено по результатам обработки 10 отдельных измерений с доверительной вероятностью  $\alpha = 0.95$ . Погрешность измерений микротвёрдости микротвердомером DUH-211S, определённая по методике [18], не превышала 10%.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На микрофотографиях рис. 1 показаны результаты воздействия лазерного излучения (ЛИ) на поверхность образца сплава V—10Ti—6Cr—0,05Zr—0,1Si в исходном состоянии (см. рис. 1, *a*, *б*) и после предварительной имплантации ионов Ar<sup>+</sup> (см. рис. 1, *в*, *г*).



Рис. 1. Микрофотографии области воздействия ЛИ на поверхность образцов сплава V—10Ti—6Cr—0,05Zr—0,1Si до (*a*, *б*) и после (*b*, *c*) предварительной имплантации аргона. Количество лазерных импульсов: *a*, *b* — 1 имп.; *б*, *c* — 4 имп.

Можно отметить, что характер повреждения мишеней идентичен (образование лунки, окружённой бруствером, за которым находится зона термического влияния (ЗТВ), однако предварительная обработка образца аргоном вызывает специфические особенности разрушения, о деталях которых будет сказано далее.

Исходя из современных моделей, описывающих взаимодействие коротких (наносекундных) лазерных импульсов мощностью выше  $10^{10}$  BT/м<sup>2</sup> с металлическими материалами [23, 24], формирование наблюдаемой картины можно описать следующим образом. Под действием лазерного луча происходит взрывное испарение материала мишени с образованием парового облака, направленного ему навстречу. В процессе взаимодействия ЛИ и парового облака происходит ионизация пара и образование плазменного облака, которое нагревает мишень как за счёт теплопроводности, так и вследствие излучения из плазмы и вызывает плавление образца. Оплавленная зона на мишени имеет форму лунки. По рис. 1 можно оценить размер лунки: ~1 мм для исходных образцов и ~1,2 мм для образцов с аргоном, причём общий размер разрушения составляет ~1,8 и 2,4 мм соответственно. Характерно, что количество импульсов незначительно увеличи-



Рис. 2. Микрофотографии застывшего металла на поверхности образцов сплава V—10Ti—6Cr—0,05Zr—0,1Si после воздействия ЛИ в вакууме в режиме модулированной добротности с плотностью мощности потока  $q \sim 1,2 \cdot 10^{12}$  Вт/м<sup>2</sup>, длительностью импульса  $\tau_0 = 50$  нс, (4 импульса): *а* — исходный образец; *б* — образец, предварительно облучённый аргоном

вает размер лунки и общий размер разрушения, но предварительное облучение аргоном увеличивает эти параметры значительнее.

Бруствер, окружающий лунку, образован выбросами расплавленного металла, и, как следует из рис. 1, 2, на нём видны многочисленные остроконечные выплески. Часто на их концах, а также на поверхности образца, наблюдаются капли застывшего металла различной конфигурации, причём некоторые из них кристаллизуются путём наращивания слоёв по спирали (см. рис. 2). Такие структуры наблюдали также при импульсном лазерном облучении ванадия на воздухе с использованием установки ГОС 1001 в аналогичном режиме [25]. Как показано в работе [13], где исследовали изменение морфологии при воздействии на ванадий ионов гелия и ЛИ в вакууме, объём таких капель заполнен пузырьками. По-видимому, они формируются с участием имплантированного газа, а также примесей газов и их соединений, которые содержатся в исходном материале.

На рис. 3 показана структура поверхности внутри лунки после воздействия на материал ЛИ, которая практически одинакова как для образцов сплава без предварительной ионной имплантации, так и для образцов, предварительно облучённых ионами аргона, и содержит наплывы, капельные и волнообразные структуры. Однако при увеличении числа импульсов ЛИ и при предварительной имплантации газа эти изменения имеют более выраженный характер (см. рис. 1).



Рис. 3. Микрофотографии повреждения поверхности сплава V—10Ті—6Сг—0,05Zг—0,1Si внутри лунки в результате воздействия на мишень ЛИ в вакууме в режиме МД с плотностью мощности потока  $q \sim 1,2 \cdot 10^{12}$  Вт/м<sup>2</sup>, длительностью импульса  $\tau_0 = 50$  нс: a - 1 имп.;  $\delta - 4$  имп.

Далее следует обратить внимание на особенности структуры поверхности образцов, расположенных за бруствером в так называемой зоне термического влияния (рис. 4, 5).



Рис. 4. Микрофотография повреждения поверхности сплава V—10Ti—6Cr—0,05Zr— 0,1Si в области за бруствером после воздействия ЛИ на исходный образец: I — зона сплошного оплавления; II — зона кратеров от блистеров; III — зона отдельных оплавленных фрагментов

Рис. 5. Микроструктура поверхности сплава V—10Ti—6Cr—0,05Zr—0,1Si в области за бруствером после воздействия ЛИ на образец, предварительно облучённый аргоном: a — непосредственно за бруствером;  $\delta$  — по мере удаления от бруствера

Так как в этой зоне тепловое воздействие ЛИ на поверхность значительно слабее, то характер повреждения поверхности в данной области мишени отличается от повреждения центральной зоны. Однако и в этой зоне происходят процессы испарения, плавления и кристаллизации поверхностного слоя. Так, для образцов без предварительного облучения ионами аргона в этой области можно наблюдать, что рельеф облучённой поверхности, который формируется при кристаллизации расплавленного слоя, состоит из трёх зон. В первой происходит сплошное оплавление. Отличительной особенностью второй зоны является присутствие оплавленных кратеров, оставшихся от разрушенных пузырей-

блистеров. 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 [26, 27], который имеет место при воздействии на материал стационарных потоков ионов малорастворимого газа и не приводит к оплавлению поверхности. В нашем случае блистеры появляются в специфических условиях интенсивных импульсных тепловых потоков, создаваемых ЛИ. Что касается появления блистеров в условиях импульсного воздействия различных потоков на материал, то об этом явлении имеется мало экспериментальных данных [28, 29] и нет единой теории в отличие от воздействия стационарных потоков. Однако на основании данных работы [29] можно предположить, что появление пузырей в нашем случае связано с тем, что в процессе воздействия ЛИ на поверхность ванадия атомы газовых примесей внедрения, содержащиеся в исходном материале, могут создавать сложные вакансионные комплексы и осаждаться, например, на дислокациях и границах зёрен с последующей их коагуляцией в слое жидкой фазы с образованием газонаполненных пузырей. С ростом числа импульсов происходит их рост и дальнейшая коагуляция (так как образование и движение пузырей в жидкой фазе интенсивнее, чем в твёрдой фазе), а также смещение в сторону более высокой температуры, т.е. к облучённой поверхности. В третьей зоне по мере удаления от бруствера присутствуют только отдельные оплавленные фрагменты. Кроме того, на поверхности мишени можно наблюдать закристаллизовавшиеся капли расплава различной конфигурации, которые образуются, когда часть расплавленного слоя выбрасывается из лунки выделяющимися парами ванадия.

После воздействия ЛИ на мишень, имеющую характерную для флекинга поверхностную структуру в результате предварительного облучения ионами аргона [16], характер поверхности в зоне за бруствером резко изменяется: испаряется верхний слой, затем на оплавленной поверхности образуются блистеры по механизму, описанному для необлучённого аргоном ванадия. Однако наличие дополнительно имплантированного газа усиливает образование пузырей, стимулирует их слияние и выброс расплавленного слоя из лунки, что формирует закристаллизовавшиеся капли расплава различной конфигурации и размеров (см. рис. 5, *a*).

Согласно другому механизму формирование газонаполненных пузырей происходит 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 твёрдую поверхность [28]. При удалении от лунки эти эффекты становятся менее выраженными, так как снижается температура периферийной зоны образца по мере удаления от бруствера (см. рис. 5, б).

Наблюдаемые эффекты свидетельствует о том, что в ЗТВ возникают достаточно высокая температура и термическое напряжение, что способствует образованию блистеров и увеличению эрозии материала, содержащего значительное количество газов.

Таким образом, предварительная обработка образцов сплава ионами аргона с последующим лазерным облучением приводит к увеличению размера центральной зоны, усиливает выброс расплавленного металла из неё, способствует образованию газовых пузырей как в лунке, так и вне её, что вызывает рост общего размера разрушения за счёт формирования блистеров, а следовательно, и увеличение эрозии материала, т.е. наблюдается синергетический эффект воздействия ионного и лазерного облучений. В реальных условиях работы реактора это может привести к дополнительному загрязнению плазмы.

Наряду с изменениями топографии поверхности изменяется и микротвёрдость образца. Исследования изменения микротвёрдости поверхностных слоёв материалов под действием различных видов облучения представляет интерес для оценки их стойкости против разрушения при экстремальных термических и радиационных нагрузках, реализуемых в установках термоядерного синтеза. Кроме того, подобная обработка может быть перспективным методом модификации свойств поверхностных слоёв материалов [7, 29]. На рис. 6 показаны типичные кривые индентирования сплава в исходном состоянии и после имплантации аргона при последующем воздействии лазерного излучения. Видно, что кривые нагрузки и разгрузки не имеют каких-либо ступенек и перегибов. Это свидетельствует о том, что глубина зоны, в которой происходит плавление и кристаллизация, больше, чем максимальная глубина, на которую погружается индентор (3,1—3,6 мкм в зависимости от режима обработки образца (см. таблицу)).



Рис. 6. Типичные кривые индентирования сплава V—10Ti—6Cr—0,05Zr—0,1S после воздействия ЛИ на исходные (*a*) и предварительно имплантированные ионами аргона ( $\delta$ ) образцы: *a* — исходный (*l*), 1 имп. лазера (2), 4 имп. лазера (3);  $\delta$  — Ar<sup>+</sup> (*l*), Ar<sup>+</sup> + 1 имп. лазера (2), Ar<sup>+</sup> + 4 имп. лазера (3)

Вид обработки	Исходный		Облучённый ионами Ar <sup>+</sup>	
	HV <sup>*</sup> , МПа	$h_{ m max, MKM}$	НV*, МПа	$h_{\rm max}$ , мкм
Без обработки лазером	1961	3,36	2138	3,24
Лазер 1 импульс	1834	3,6	1903	3,4
Лазер 2 импульса	2118	3,47	_	
Лазер 4 импульса	2471	3,23	2305	3,1

Сводная таблица результатов измерения микротвёрдости (F<sub>max</sub> = 500 мH)

Примечание: HV<sup>\*</sup> — приведённая микротвёрдость по Виккерсу; *h*<sub>max</sub> — максимальная глубина вдавливания индентора.

В таблице приводятся результаты измерения микротвёрдости исходных и предварительно облучённых ионами аргона образцов после воздействия на них лазерных импульсов. Прежде всего необходимо отметить незначительное упрочнение сплава после имплантации ионов аргона. После воздействия лазерных импульсов для обеих групп образцов можно наблюдать общую тенденцию первоначального уменьшения микротвёрдости, а затем её увеличения с ростом числа импульсов. Вероятной причиной подобного эффекта могут быть ряд конкурирующих явлений, проходящих под воздействием различного количества импульсов мощного ЛИ, к которым можно отнести перераспределение легирующих и примесных элементов сплава, термический отжиг дефектов, микродеформацию решётки, образование нитридов или карбидов и т.д. Кроме того, необходимо отметить, что значения  $HV^*$  не имеют чёткой корреляции с  $h_{max}$  из-за неровности поверхности лунки, что влияет на глубину контакта наконечника с испытываемым образцом [30].

#### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведено исследование влияния мощного импульсного ЛИ, создаваемого в установке ГОС 1001 в вакууме в режиме модулированной добротности (с плотностью мощности потока  $q \sim 1,2 \cdot 10^{12}$  Вт/м<sup>2</sup>, длительностью импульса  $\tau_0 = 50$  нс, числом импульсов N от 1 до 4), на морфологию и микротвёрдость поверхности образцов сплава ванадия V—10Ti—6Cr—0,05Zr—0,1Si как в исходном состоянии, так и после предварительной имплантации в мишень ионов аргона (энергия 20 кэВ, доза 1,0·10<sup>22</sup> м<sup>-2</sup>, плотность потока ионов 6·10<sup>18</sup> м<sup>-2</sup>·c<sup>-1</sup>, температура ~700 К).

Установлено, что общей чертой разрушения мишеней является образование лунки и бруствера вокруг неё, а также зоны термического влияния за бруствером. Бруствер формируется при застывании расплавленного металла, который выбрасывается из лунки.

Показано, что количество импульсов незначительно влияет на размер лунки и общий размер разрушения, тогда как предварительное облучение аргоном увеличивает эти параметры. С другой стороны, количество импульсов практически не влияет на характер разрушения материала внутри лунки, который в результате плавления в обоих случаях (исходном материале и с внедрённым газом) включает наплывы, капельные и волнообразные структуры, причём при увеличении числа импульсов ЛИ и при дополнительной имплантации газа эти изменения имеют более выраженный характер.

Установлено, что ЛИ изменяет морфологию поверхности исходных образцов, формируя три оплавленные зоны за бруствером: сплошное оплавление; кратеры от оплавленных блистеров, появление которых обусловлено наличием газов в исходном материале; отдельные оплавленные фрагменты.

Обнаружено, что предварительная имплантация ионов аргона в образцы сплава при последующем воздействии мощных лазерных импульсов увеличивает эрозию материала в зоне, расположенной непосредственно за бруствером (увеличение числа отшелушенных слоёв, слияние блистеров, выброс расплавленного слоя из лунки и т.д.), т.е. наблюдается синергетический эффект воздействия ионного и лазерного облучений. В реальных условиях реактора это может привести к увеличению загрязнения плазмы и, как следствие, к снижению эффективности, безопасности и долговечности работы реактора.

Установлено незначительное упрочнение поверхностных слоёв сплава после имплантации ионов аргона. Однако после воздействия лазерных импульсов для обеих групп образцов, как имплантированных ионами аргона, так и без ионной имплантации, можно наблюдать общую тенденцию первоначального уменьшения микротвёрдости, а затем её увеличения с ростом числа импульсов.

Работа выполнена по государственному заданию № 075-00715-22-00.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- 1. Грибков В.А., Григорьев Ф.И., Калин Б.А., Якушин В.Л. Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки материалов. М.: Издательский дом «Круглый год», 2001. 528 с.
- Масляев С.А., Морозов Е.В., Ромахин П.А., Пименов Е.Н., Грибков В.А., Тихонов А.Н., Бондаренко Г.Г., Дубровский А.В., Казилин Е.Е., Сасиновская И.П., Синицина О.В. Повреждаемость оксида алюминия мощными импульсными потоками ионов, плазмы и лазерного излучения. — ФХОМ, 2015, № 3, с. 5—17.
- Морозов Е.В., Демин А.С., Пименов Е.Н., Грибков В.А., Рощупкин 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. — ФХОМ, 2017, № 4, с. 5—18.
- 4. Мартыненко Ю.В. Повреждение пластин дивертора при срывах. ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез, 2021, т. 44, вып. 3, с. 111—116.
- 5. Gillgan J., Tucker E., Bourham M. Vapor shield effects at divertor plates for JTER disruption conditions. In: 11 Intern. Conf. on Plasma Surface Interactions in Controlled Fusion Devices. Kyoto, 1994, p. 30.
- 6. Гомозов Л.И., Гусева М.И., Мансурова А.Н., Апарина Н.П., Васильев В.И. Имитационные исследования воздействия срывов плазмы на повреждаемость малоактивируемого сплава Ті—V—Cr. Металлы, 1995, т. 53, № 4, с. 86—92.
- 7. Масляев С.А., Пименов В.Н., Платов Ю.М., Дёмина Е.В., Бецофен С.Я., Грибков В.А., Дубровский А.В. Воздействие импульсной дейтериевой плазмы на материалы термоядерных реакторов в установке «Плазменный фокус». Перспективные материалы, 1998, № 3, с. 39—48.
- 8. Коршунов С.Н., Мартыненко Ю.В., Столярова В.Г. Синергетические эффекты при облучении металлов ионами разных элементов (H, He, Ar, C, N). ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез, 2010, вып. 4, с. 20—25.
- 9. Апарина Н.П., Васильев В.И., Гусева М.И., Неумоин С.М., Мансурова А.Н. Влияние облучения азотной плазмой и ионами азота на структуру и химический состав поверхности композита С—ТаС. Атомная энергия, 1998, т. 85, вып. 2, с. 366—368.
- 10. Мартыненко Ю.В. Теория блистеринга: Препринт ИАЭ-3145. М., 1979.
- 11. Субботин М.Л., Курбатов Д.К., Филимонова Е.А. Обзор состояния исследований демонстрационных термоядерных реакторов в мире. — ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез, 2010, вып. 3, с. 55—74.
- Боровицкая И.В., Коршунов С.Н., Мансурова А.Н., Бондаренко Г.Г., Люблинский И.Е. Исследование воздействия интенсивных потоков ионов аргона и импульсного лазерного излучения на поверхность ванадия и сплавов на его основе. — ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез, 2021, т. 44, вып. 3, с. 82—93.
- 13. Боровицкая И.В., Коршунов С.Н., Мансурова А.Н., Бондаренко Г.Г., Гайдар А.И., Казилин Е.Е. Особенности структурных изменений в поверхностных слоях ванадия в условиях раздельного и последовательного воздействия ионов гелия и импульсного лазерного излучения. Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования, 2021, № 4, с. 25—30.
- Sparks Tay, Nguyen-Manh Duc, Zheng Pengfei, Wróbel Jan S., Sobieraj Damian, Gorley Michael, Connolley Thomas, Reinhard Christina, Wang Yiqiang, Cai Biao. Mechanical characterisation of V—4Cr—4Ti alloy: tensile tests under high energy synchrotron diffraction, — J. of Nuclear Materials, 2022, vol. 569, 153911.
- 15. Люблинский И.Е., Вертков А.В., Евтихин В.А., Вотинов С.Н., Губкин И.Н., Карасёв Ю.В., Дедюрин А.И., Боровицкая И.В., Калашников А.Н. Оптимизация легирования сплавов системы V—Ti—Cr. — ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез, 2005, вып. 3, с. 70—78.

- 16. Боровицкая И.В., Данелян Л.С., Затекин В.В., Иванов Л.И., Куликаускас В.С., Коршунов С.Н., Ляховицкий М.М., Мансурова А.Н., Парамонова В.В. Влияние облучения ионами Ar<sup>+</sup> на свойства поверхности ванадия и его сплавов. ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез, 2011, вып. 2, с. 46—52.
- 17. 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—25.
- ГОСТ 8.904—2015 (ИСО 14577-2:2015). Измерение твёрдости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании. — М.: Стандартинформ, 2016.
- 19. ГОСТ Р 9450-76. Измерение микротвёрдоси вдавливанием алмазных наконечников. М.: Изд-во стандартов, 1993. 36 с.
- 20. ГОСТ Р ИСО 6507-1—2007. Металлы и сплавы. Измерение твёрдости по Виккерсу. Часть 1. Метод измерения. М.: Стандартинформ, 2008.
- 21. ГОСТ Р 8.748—2011 (ИСО 14577-1: 2002). Металлы и сплавы. Измерение твёрдости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании. М.: Стандартинформ, 2013.
- 22. Broitman E. Indentation hardness measurements at macro-, micro-, and nanoscale: a critical overview. Tribology Letters, 2017, vol. 65, № 1, p. 1—18.
- 23. Климов Ю.М., Майоров В.С., Хорошев М.В. Взаимодействие лазерного излучения с веществом. Учебное пособие. М.: МИИГАиК, 2014. 108 с.
- 24. Криштал М.А., Жуков А.А., Кокора А.Н. Структура и свойства сплавов, обработанных излучением лазера. М.: Металлургия, 1973. 192 с.
- 25. Боровицкая И.В., Коршунов С.Н., Мансурова А.Н., Парамонова В.В., Бондаренко Г.Г., Гайдар А.И., Казилин Е.Е. Особенности повреждения поверхности ванадия при воздействии импульсного лазерного излучения. — Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования, 2020, № 5, с. 56—62.
- 26. Гусева М.И., Мартыненко Ю.В. Успехи физических наук, 1981, т. 135, вып. 4, с. 671.
- 27. Бондаренко Г.Г. Радиационная физика, структура и прочность твёрдых тел. Учебное пособие. М.: Лаборатория знаний, 2016. 462 с.
- 28. Боровицкая И.В., Пименов Е.Н., Грибков В.А., Падух М., Бондаренко Г.Г., Гайдар А.И., Парамонова В.В., Морозов Е.В. Структурные изменения поверхности образцов ванадия под воздействием импульсных потоков высокотемпературной дейтериевой плазмы и ионов дейтерия. — Металлы, 2017, № 6, с. 30—37.
- 29. Пименов В.Н., Боровицкая И.В., Дёмин А.С., 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—12.
- 30. Kim J.Y. et al. Surface roughness effect in instrumented indentation: a simple contact depth model and its verification. J. of Materials Research, 2006, vol. 21, № 12, p. 2975—2978.





Ирина Валерьевна Боровицкая, с.н.с., к.ф.-м.н., специалист в области металловедения; Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, 119991 Москва, Ленинский пр. 49, Россия symp@imet.ac.ru.

Анжелина 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







Геннадий Германович Бондаренко, 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., специалист в области структурного анализа материалов; ФГБНУ «НИИ ПМТ», 105187 Москва, Щербаковская ул. 53, Россия niipmt@mail.ru



Егор Владимирович Матвеев, с.н.с., к. т.н., специалист в области исследований физикомеханических свойств материалов; ФГБНУ «НИИ ПМТ», 105187 Москва, Щербаковская ул. 53, Россия maegor@gmail.com



Евгений Евгеньевич Казилин, с.н.с., к.ф.-м.н., специалист в области лазерной обработки материалов; Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, 119991 Москва, Ленинский пр. 49, Россия symp@imet.ac.ru

> Статья поступила в редакцию 13 сентября 2022 г. После доработки 4 октября 2022 г. Принята к публикации 5 октября 2022 г. Вопросы атомной науки и техники. Сер. Термоядерный синтез, 2022, т. 45, вып. 4, с. 84—92.