

УДК 621.7:621.039.531:546.881

ИЗМЕНЕНИЕ МОРФОЛОГИИ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ ВАНАДИЯ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ИОНОВ ГЕЛИЯ И ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

© 2023 г. И. В. Боровицкая^a, *, С. Н. Коршунов^b, А. Н. Мансурова^b, **, Г. Г. Бондаренко^c, А. И. Гайдар^d, Е. В. Матвеев^d, Е. Е. Казилин^a

^aИнститут металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
Москва, 119334 Россия

^bНациональный исследовательский центр “Курчатовский институт”,
Москва, 123182 Россия

^cНациональный исследовательский университет “Высшая школа экономики”,
Москва, 101000 Россия

^dНаучно-исследовательский институт перспективных материалов и технологий,
Москва, 115054 Россия

*e-mail: symp@imet.ac.ru

**e-mail: ang.2008@mail.ru

Поступила в редакцию 10.03.2022 г.

После доработки 14.05.2022 г.

Принята к публикации 14.05.2022 г.

Исследовано влияние мощного импульсного лазерного излучения, создаваемого в установке ГОС 1001 в режиме модулированной добротности (плотность мощности потока $q = 1.2 \times 10^{12}$ Вт/м², длительность импульса $\tau_0 = 50$ нс, число импульсов $N = 1-4$) в вакууме, на пористую структуру поверхности образцов ванадия, сформированную после имплантации ионов гелия (энергия 30 кэВ, доза 2.0×10^{23} м⁻², плотность потока ионов 4.8×10^{18} м⁻² · с⁻¹, температура ~500 К), а также на ее микротвердость, которую определяли двумя способами – по восстановленному отпечатку и методом кинетического индентирования. Показано, что облучение ионами гелия вызывает упрочнение ванадия примерно в два раза, а значения микротвердости, определяемые по восстановленному отпечатку, несколько ниже значений кинетической микротвердости. Установлено, что в обоих случаях в результате разрушения мишеней под влиянием лазерного излучения появляется лунка, окруженная бруствером, за которым расположена зона термического влияния. В этой зоне наблюдается эрозия, вызванная разрушением куполов пузырей-блистеров, заполненных имплантированным гелием и атомами примесей (С, О, N), присутствующими в жидком металле. Установлено, что с увеличением количества лазерных импульсов микротвердость в лунке снижается, в то время как узкая область вокруг нее закаливается, а при дальнейшем удалении от лунки микротвердость приближается к значениям, соответствующим имплантированному ионами гелия ванадию.

Ключевые слова: ванадий, топография поверхности, ионы гелия, импульсное лазерное излучение, микротвердость, нанотвердость, растровая электронная микроскопия, индентирование.

DOI: 10.31857/S1028096023010089, **EDN:** BLAMYR

ВВЕДЕНИЕ

Исследования повреждаемости и изменения свойств материалов под воздействием ионов и тепловых потоков представляют интерес при оценке их эрозии под влиянием различного вида излучений, действующих на компоненты реактора термоядерного синтеза. Известно, что материалы вакуумной камеры реактора подвергаются разрушению в результате радиационной эрозии, вызванной процессами блистеринга и флекинга. Однако согласно теории радиационного блистеринга с ростом дозы облучения эти процессы за-

медляются, а затем и прекращаются в результате формирования на поверхности пористой структуры [1, 2]. Тем не менее проведенные ранее исследования [3, 4] показали на примере ванадия, что воздействие мощных лазерных импульсов, имитирующих тепловые потоки, на поверхность со структурой блистеринга или флекинга, сформированной в результате облучения ионами гелия или аргона соответственно, приводит к увеличению эрозии материала. Как уже отмечалось выше, с увеличением дозы ионного облучения на поверхности должна сформироваться пористая структура. Представляет интерес, как будут воз-

действовать на такую структуру импульсные тепловые потоки.

Целью настоящей работы было исследование влияния мощных лазерных импульсов на изменение структуры и свойств пористой поверхности ванадия, образованной в результате облучения высокими дозами ионов гелия.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Образцы листового ванадия марки ВНМ-1 (V – основа, примеси внедрения: С – 0.021, N – 0.003, O – менее 0.025 мас. %) были получены из слитков после холодной прокатки до толщины ~1 мм и перед облучением отожжены в вакууме с остаточным давлением 5×10^{-5} Па при температуре 1000°C в течение 1 ч. Для подготовки поверхности образцов применяли стандартные процедуры полировки. Механические свойства исходных образцов ванадия при испытании на растяжение ($T = 20^\circ\text{C}$): $\sigma_{0.2} = 221$ МПа, $\sigma_B = 263$ МПа, $\delta = 24.0\%$.

Эксперименты по имплантации ионов He^+ в ванадий проводили на ускорителе с масс-сепарацией ионов ИЛУ (НИЦ “Курчатовский институт”) [5]. Энергия ионов гелия составляла 30 кэВ, доза $2.0 \times 10^{23} \text{ м}^{-2}$ при плотности потока ионов $4.8 \times 10^{18} \text{ м}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$. Температура мишеней в процессе облучения достигала ~500 К.

Лазерное облучение образцов осуществляли в вакууме с использованием установки ГОС 1001 в режиме модулированной добротности с плотностью мощности потока $q = 1.2 \times 10^{12} \text{ Вт/м}^2$, длительность импульса $\tau_0 = 50$ нс, число импульсов $N = 1-4$.

Топографию поверхности образцов исследовали до и после облучения в растровом электронном микроскопе (РЭМ) EVO 40 фирмы Zeiss.

Микротвердость определяли методом инструментального (кинетического) индентирования (HV^*) и методом восстановленного отпечатка (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 [6–9] при нагрузках $F_{\text{max}} = 50, 500$ мН в течение 5 с. Метод кинетического индентирования основан на непрерывной записи диаграммы зависимости нагрузки F [Н] от глубины погружения h [мм] индентора в испытываемый материал и программном расчете на основе этих данных с использованием методики Оливера–Фара твердости H_{it} [МПа] и кинетической микротвердости по Виккерсу $HV^* = 0.0945 H_{\text{it}}$ [кгс/мм²] (единицы по шкале Виккерса) [6, 10, 11].

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 параметра определено по результатам обработки 10 отдельных измерений с доверительной вероятностью $\alpha = 0.95$. Погрешность измерений микротвердомером Shimadzu DUN-211S, определенная по методике [7], не превышала 10%.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлена структура поверхности ванадия после его облучения ионами гелия с энергией 30 кэВ и дозой $2.0 \times 10^{23} \text{ м}^{-2}$ при плотности потока ионов $4.8 \times 10^{18} \text{ м}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$, $T_{\text{абл}} \sim 500$ К. Из рисунка следует, что в этом режиме облучения на поверхности образца формируется пористая структура. Согласно теории радиационного блистеринга [1] дальнейшее увеличение дозы облучения не приведет к дальнейшему увеличению количества отшелушенных слоев и числа поколений блистеров.

На рис. 2 показана типичная морфология пористой поверхности образца после ее дополнительного облучения импульсами лазера. Следует

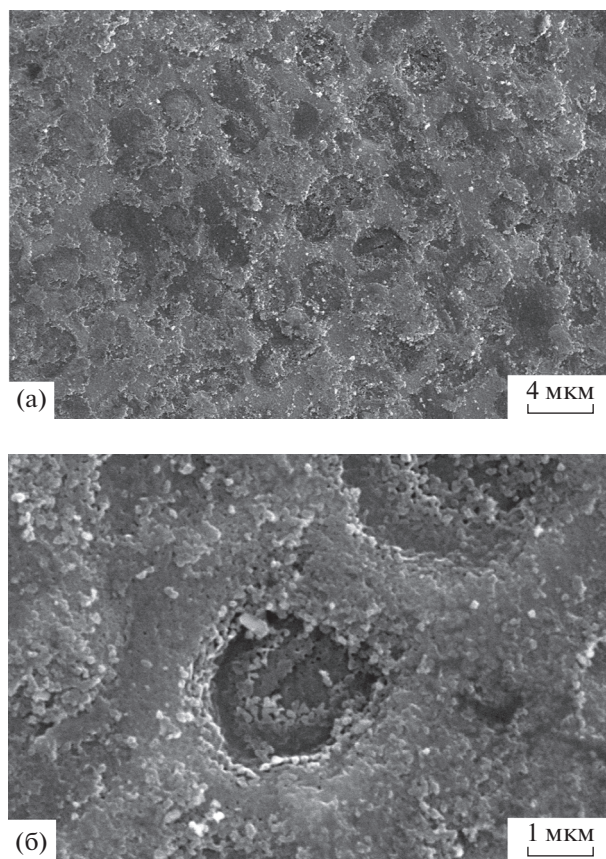


Рис. 1. Пористая структура при разных увеличениях поверхности ванадия после облучения ионами гелия с энергией 30 кэВ и дозой $2.0 \times 10^{23} \text{ м}^{-2}$ при плотности потока ионов $4.8 \times 10^{18} \text{ м}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$, $T_{\text{обл}} \sim 500$ К.

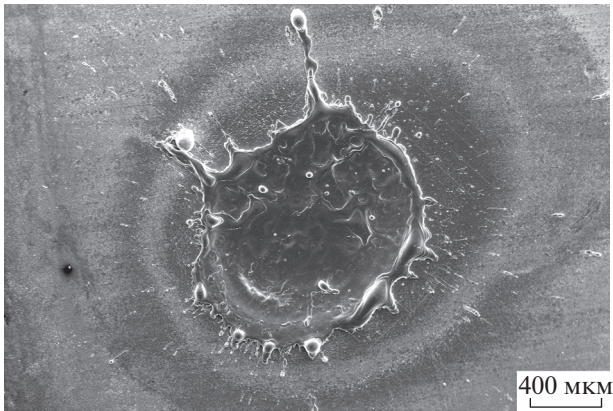


Рис. 2. РЭМ-изображение поверхности образца ванадия, имплантированного ионами гелия и облученного импульсами лазера в режиме модулированной добротности ($q = 1.2 \times 10^{12}$ Вт/м², $\tau_0 = 50$ нс).

отметить, что при воздействии лазерного излучения происходят процессы испарения, плавления и кристаллизации поверхностного слоя [12]. Зона облучения лазером имеет круглую или овальную форму, окруженную брусстером, за которым расположена зона термического влияния. Брусстер формируется при застывании расплавленного металла, который выбрасывается из лунки. В рассматриваемом случае размер лунки несколько растет с увеличением числа импульсов и составляет 1.7–1.8 мм.

Рис. 3 иллюстрирует структуру поверхности образцов внутри лунки после воздействия лазерного излучения на пористую поверхность материала. Можно отметить наличие наплывов и волнообразных структур, которые распространяются от центра к краям (рис. 3а, 3б), а также каплю металла, которые кристаллизуются на поверхности по спирали (рис. 3в). Подобные капли наблюдались при воздействии лазерного излучения в аналогичных режимах на ванадий, предварительно облученный ионами аргона (энергия 20 кэВ, доза 10^{22} м⁻²) или гелия (энергия 30 кэВ, доза 10^{22} м⁻²) [3, 4]. Как показано в [4], капли внутри заполнены пузырьками газа.

Зона термического влияния с характерными структурными изменениями имеет размер 700–800 мкм, и в ней по мере удаления от лунки можно выделить три участка (рис. 4). На рис. 5 более детально представлена морфология разрушения на каждом из них. Как известно, в зоне воздействия лазерного луча (в лунке) происходит интенсивное плавление, а в зоне термического влияния тепловое воздействие и, соответственно, оплавление слабее. Но тем не менее в жидкой фазе обеих зон образуются пузырьки, которые заполнены имплантированным гелием и атомами газообразующих примесей (С, О, N), присутствующих ими в жидком металле [12, 13]. Эти пузырьки смещаются к поверхности, т.е. в сторону более высоких темпе-

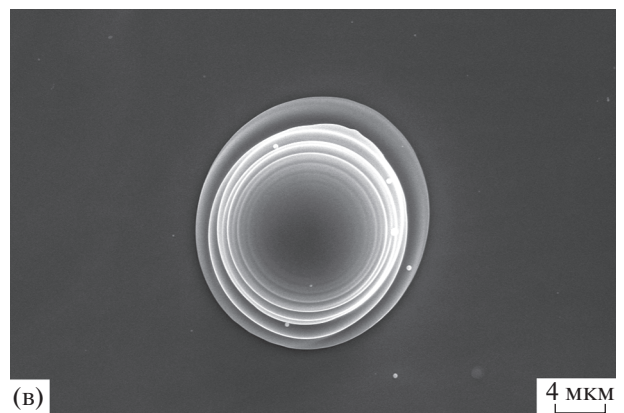
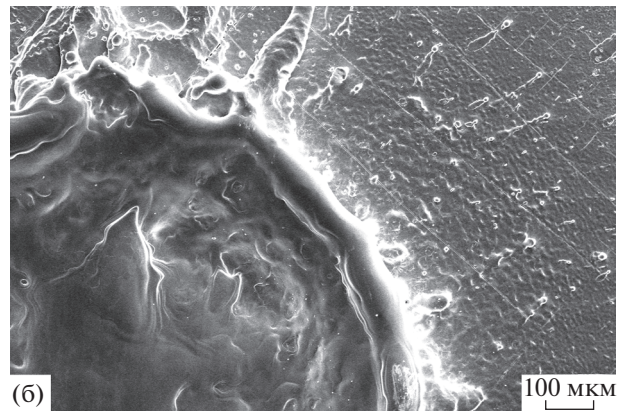
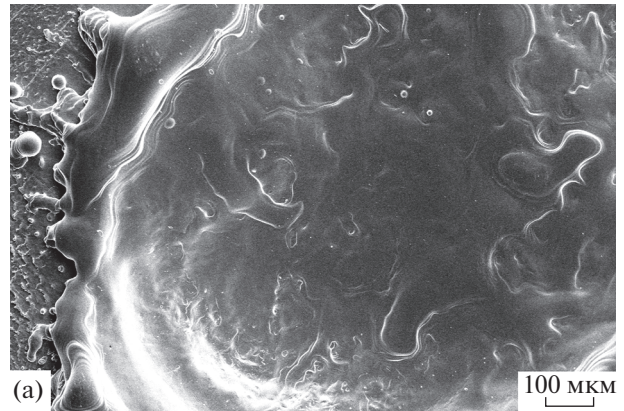


Рис. 3. Различные участки поверхности образцов ванадия после имплантации He^+ (энергия 30 кэВ, доза 2.0×10^{23} м⁻², плотность потока ионов 4.8×10^{18} м⁻²·с⁻¹, температура ~500 К) и последующего воздействия лазерного излучения в режиме модулированной добротности ($q = 1.2 \times 10^{12}$ Вт/м², $\tau_0 = 50$ нс): а – 2 имп.; б – 4 имп.; в – капля металла, закристаллизовавшаяся по спирали.

ратур под действием температурного градиента. Их количество и размеры значительно больше в области лунки, из которой они вместе с жидкой фазой выплескиваются в зону термического влияния. Под действием термических напряжений, возникающих при кристаллизации жидкой фазы

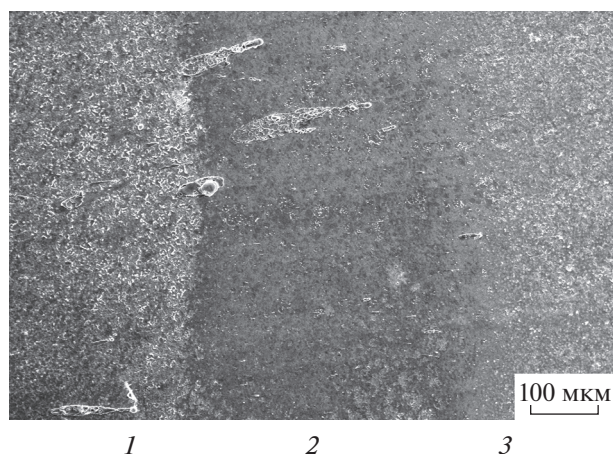


Рис. 4. Структура зоны термического влияния, участки: 1 – ближайший к брустверу; 2 – средний; 3 – наиболее удаленный от лунки.

и последующем охлаждении, в этой зоне происходит разрушение тонкопленочных куполов пузырей-блистеров и формируется структура, представленная на рис. 5а. По мере удаления от этого выплеска (рис. 5б) можно видеть оплавленные блистеры небольших размеров, оболочки которых в некоторых случаях отшелушиваются. Разрушение куполов и оболочек блистеров приведет к повреждению внутренней поверхности реактора и загрязнению плазмы в результате сгорания в ней отшелушенного материала и выделения газов из пузырей [14]. По мере удаления от бруствера тепловое воздействие лазерного излучения ослабевает, и морфология поверхности третьей области приближается к морфологии исходной пористой структуры (рис. 5в), т.е. на этом расстоянии тепловое воздействие лазерного излучения уже практически прекратилось. Таким образом, в зоне термического влияния наблюдается снижение эрозии материала по мере смещения от бруствера к периферии зоны.

Как следует из рис. 6, в зоне термического влияния наряду с появлением блистеров в результате лазерного облучения также образуются трещины под действием напряжений, возникающих при кристаллизации жидкой фазы. Другая причина появления трещин может быть связана с воздействием ударных волн, генерируемых в объеме ванадия при высокой плотности мощности падающего потока энергии [12].

Стоит отметить, что под влиянием лазерного облучения наряду с топографией поверхности изменяется и ее микротвердость. Исследования изменения микротвердости поверхностных слоев материалов под действием мощных импульсов лазера представляет интерес для оценки их стойкости к разрушению при экстремальном термическом и радиационном воздействии, реализуемом в установках термоядерного синтеза. Кроме

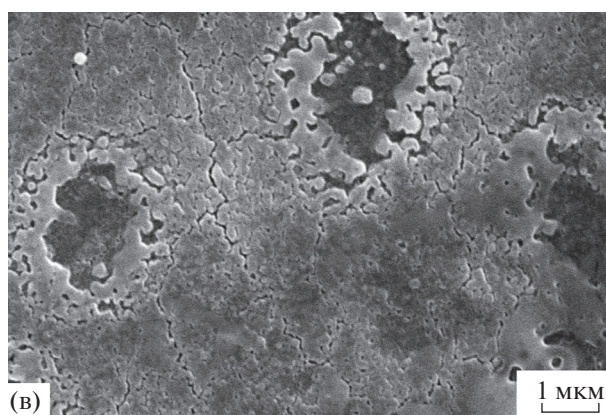
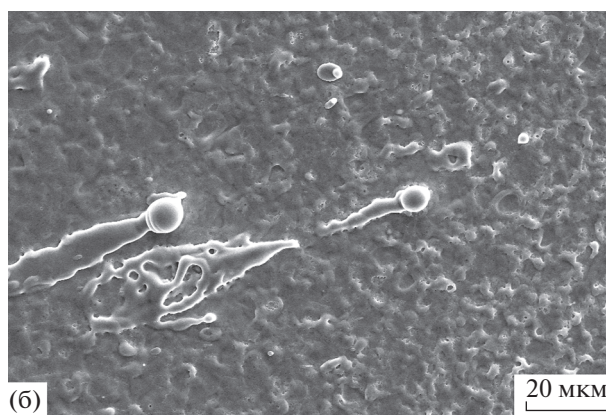
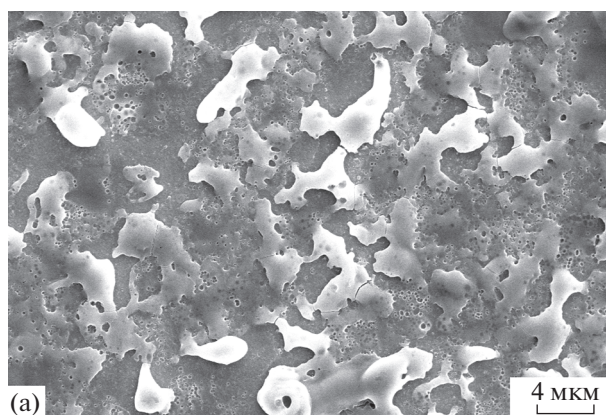


Рис. 5. Морфология участков поверхности в зоны термического влияния, нумерация согласно рис. 4: а – 1; б – 2; в – 3.

того, подобная обработка может быть перспективным методом модификации свойств [10, 15, 16].

На рис. 7 приведены типичные кривые инден-тирования ванадия в исходном состоянии, после имплантации гелия и последующего лазерного воздействия. Видно, что кривые нагрузки и разгрузки не имеют каких-либо ступенек и перегибов. Это свидетельствует о том, что глубина зоны, в которой присутствует имплантированный гелий или же происходит плавление и кристаллизация, больше, чем максимальная глубина, на

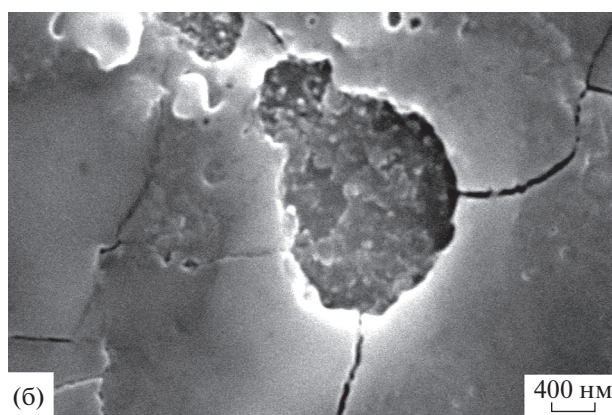
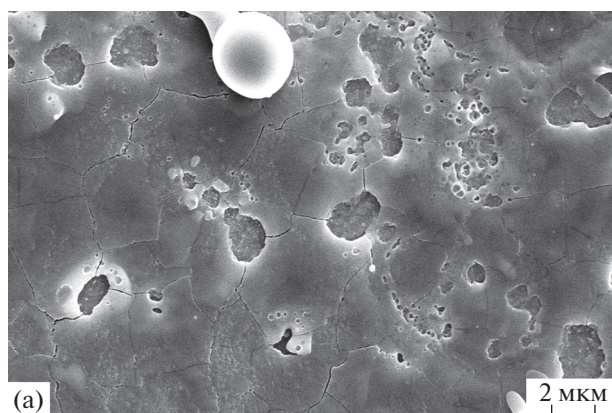


Рис. 6. Структура поверхности вблизи бруствера с образовавшимися поверхностными трещинами.

которую погружается индентор (0.88–4.09 мкм в зависимости от режима обработки образца и нагрузки F при индентировании (табл. 1). Можно сказать, что наибольшее упрочнение ванадия наблюдается при внедрении гелия, а разупрочнение — после воздействия четырех импульсов лазера. В этом случае кривая индентирования близка к кривой исходного ванадия. Причиной может быть лазерная абляция поверхностного слоя, в котором содержится гелий, а также термический отжиг оставшихся дефектов.

Результаты измерения микротвердости образцов, выполненные двумя способами — по восста-

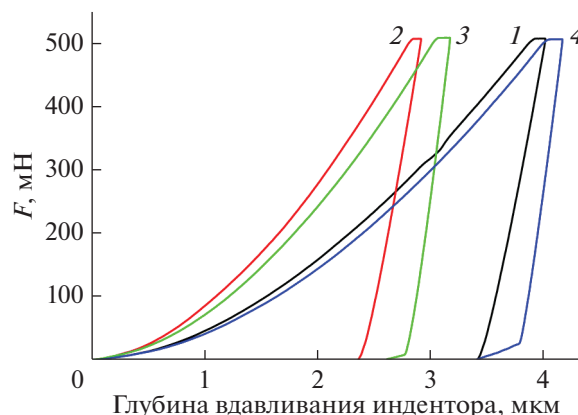


Рис. 7. Типичные кривые индентирования ванадия: 1 — исходный ванадий; 2 — после облучения ионами гелия; 3, 4 — после облучения ионами гелия и последующей обработки лазером одним и четырьмя импульсами соответственно, область внутри лунки.

новленному отпечатку (HV) и методом кинетического индентирования (HV^*), а также максимальная глубина погружения индентора в образец (h_{max} [мкм]) представлены в табл. 1 и на рис. 8. Стоит отметить, что исследовали микротвердость различных областей образцов в разных условиях облучения, в том числе непосредственно в области за бруствером (рис. 4, 5, участки 1–3). Анализ данных табл. 1 и рис. 8 позволяет сделать следующие выводы.

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. Во-первых, при измерении кинетической твердости учитывают и пластическую, и упругую деформации, соотношение которых напрямую зависит от состояния материала и глубин индентирования. Так, упругая деформация вызывает уменьшение контактной глубины погружения индентора и, следовательно, уменьшение площади проекции области контакта индентора с образцом, которая используется при определении твердости индентирования: $H_{it} = F_{max}/A_p$, где

Таблица 1. Сводная таблица результатов по измерению микротвердости

| Вид обработки | $F_{max} = 50$ мН | | | $F_{max} = 500$ мН | | |
|-------------------------------------|-------------------|--------------|-----------------|--------------------|--------------|-----------------|
| | HV , МПа | HV^* , МПа | h_{max} , мкм | HV , МПа | HV^* , МПа | h_{max} , мкм |
| Исходный | 1300 | 1700 | 1.16 | 1346 | 1509 | 4.01 |
| He ⁺ | 2613 | 3177 | 0.88 | 2728 | 3013 | 2.90 |
| He ⁺ + 1 импульс лазера | 1841 | 2082 | 1,02 | 2095 | 2440 | 3.08 |
| He ⁺ + 2 импульса лазера | 1657 | 2010 | 1.06 | 1426 | 1562 | 3.89 |
| He ⁺ + 4 импульса лазера | 1234 | 1475 | 1.21 | 1288 | 1341 | 4.09 |
| He ⁺ + лазер | 2391–2776 | 3283–3882 | 0.82–0.86 | 2657–2871 | 2474–3121 | 2.87–3.22 |
| Зона термического влияния | | | | | | |

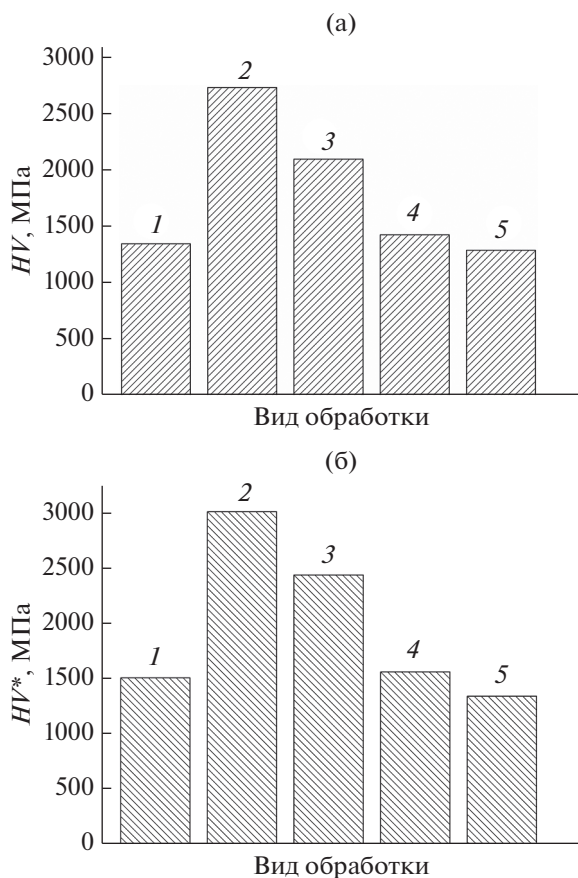


Рис. 8. Гистограммы микротвердости HV (а) и HV^* (б) поверхностных слоев ванадия после различных видов обработки: 1 – исходный образец; 2 – облученный ионами гелия; 3, 4, 5 – после облучения ионами гелия и последующей обработки лазером одним, двумя и четырьмя импульсами соответственно. Нагрузка на индентор $F = 50$ г.

F_{\max} – максимальная нагрузка при индентировании, а A_p – площадь проекции контактной области. Это может привести к завышенным значениям HV^* . Во-вторых, при инструментальном индентировании для определения микротвердости по Виккерсу используют корреляционные зависимости между значениями HV^* и H_{it} , которые также могут вносить вклад в расхождение результатов [10, 11].

После облучения ионами гелия значения как HV , так и HV^* облученной области выше, чем исходного образца. Таким образом, облучение ионами гелия вызывает упрочнение материала примерно в два раза (табл. 1). Аналогичный эффект упрочнения материала наблюдался и при облучении ванадия ионами аргона [17], а в [18] установлено, что причиной упрочнения являются радиационные дефекты. С увеличением количества импульсов микротвердость HV и HV^* в лунке снижается, и после четырех импульсов лазера ее уровень ниже, чем в исходном ванадии. Микро-

твердость непосредственно вокруг лунки (за брус-вером) увеличивается, т.е. материал закаливается, ее значения приближаются к значениям, наблюдаемым после облучения поверхности гелием.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследовано влияние мощного импульсного лазерного излучения, создаваемого в установке ГОС 1001 в режиме модулированной добротности (плотность мощности потока $q = 1.2 \times 10^{12}$ Вт/м², длительность импульса $\tau_0 = 50$ нс, число импульсов $N = 1-4$) в вакууме, на пористую поверхность образцов ванадия, сформированную после имплантации ионов гелия (энергия 30 кэВ, доза 2.0×10^{23} м⁻², плотность потока ионов 4.8×10^{18} м⁻²·с⁻¹, температура ~ 500 К).

Установлено, что в результате разрушения мишеней появляется лунка размером 1.7–1.8 мм, образованная расплавленным металлом, которая окружена брус-вером, сформировавшимся при выбросе из нее жидкой фазы, за которым расположена зона термического влияния.

Воздействие мощных лазерных импульсов приводит к изменению морфологии поверхности материала в зоне термического влияния вследствие разрушения пузырей – блистеров, наполненных имплантированным гелием и газообразующими примесями (С, О, N), содержащимися в ванадии. Кроме того, в зоне выявляются трещины, вызванные напряжениями, возникающими в образце при кристаллизации расплавленного металла.

Исследовано изменение микротвердости (кинетической HV^* и по восстановленному отпечатку HV) поверхности ванадия при имплантации ионов гелия и последующем воздействии мощных лазерных импульсов. Показано, что облучение ионами гелия вызывает упрочнение ванадия примерно в два раза. 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 учитывают и пластическую, и упругую деформации, а также с усредненными корреляционными зависимостями между значениями твердости индентирования H_{it} и кинетической микротвердости HV^* . С увеличением количества лазерных импульсов от одного до четырех микротвердость HV^* и HV в лунке снижается, в то время как узкая область вокруг лунки (до ~ 20 мкм) закаливается, достигая микротвердости имплантированного гелием ванадия.

БЛАГОДАРНОСТИ

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

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гусева М.И., Мартыненко Ю.В. // Успехи физических наук. 1981. Т. 135. Вып. 4. С. 671.
2. Бондаренко Г.Г. Радиационная физика, структура и прочность твердых тел: учебное пособие. М.: Лаборатория знаний, 2016. 462 с.
3. Боровицкая И.В., Коршунов С.Н., Мансурова А.Н. и др. // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2020. № 5. С. 56.
4. Боровицкая И.В., Коршунов С.Н., Мансурова А.Н. и др. // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2021. № 4. С. 25.
5. Гусев В.М., Бушаров Н.П., Нафтулин С.М., Пронищев А.М. // Приборы и техника эксперимента. 1969. Т. 4. С. 19.
6. ГОСТ Р 8.748-2011 (ИСО 14577-1: 2002). Металлы и сплавы. Измерение твердости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании. М.: Стандартиформ, 2013.
7. ГОСТ 8.904-2015 (ИСО 14577-2:2015) Измерение твердости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании. М.: Стандартиформ, 2016.
8. ГОСТ Р ИСО 6507-1-2007. Металлы и сплавы. Измерение твердости по Виккерсу. Часть 1. Метод измерения. М.: Стандартиформ, 2008.
9. ГОСТ 9450-76. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников. М.: Изд-во стандартов, 1993. 36 с.
10. Боровицкая И.В., Пименов В.Н., Масляев С.А. и др. // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2022. № 1. С. 41. <https://doi.org/10.31857/S1028096022010150>
11. Воробьев Р.А., Литовченко В.Н., Дубинский В.Н. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2016. № 5. Т. 82. С. 55.
12. Морозов Е.В., Демин А.С., Пименов Е.Н. и др. // Физики и химия обработки материалов. 2017. № 4. С. 5.
13. Пименов В.Н., Боровицкая И.В., Демин А.С. и др. // Физика и химия обработки материалов. 2021. № 6. С. 5.
14. Мартыненко Ю.В. Проблемы взаимодействия быстрых частиц с твердым телом, связанные с созданием термоядерных реакторов, Препринт ИАЭ–2815, 1977. 13 с.
15. Грибков В.А., Григорьев Ф.И., Калинин Б.А. и др. Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки материалов. М.: Круглый год, 2001. 528 с.
16. Скворцов А.М., Халецкий Р.А., Хуинь Конг Ту // Науч.-техн. вестн. информ. технологий, механики и оптики. 2013. № 1(83). С. 119.
17. Данелян Л.С., Коршунов С.Н., Мансурова А.Н. и др. // ВАНТ. Сер. Термояд. синтез. 2011. Т. 34. Вып. 2. С. 46.
18. Боровицкая И.В., Люблинский И.Е., Коршунов С.Н. и др. // ВАНТ. Сер. Термояд. синтез. 2015. Т. 38. Вып. 1. С. 15.

Changes in the Morphology and Strength Properties of the Vanadium Surface under the Influence of Helium Ions and Pulsed Laser Irradiation

I. V. Borovitskaya^{1, *}, S. N. Korshunov², A. N. Mansurova^{2, **}, G. G. Bondarenko³, A. I. Gaidar⁴, E. V. Matveev⁴, E. E. Kazilin¹

¹A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Material Science RAS, Moscow, 119334 Russia

²National Research Center "Kurchatov Institute", Moscow, 123182 Russia

³National Research University Higher School of Economics, Moscow, 101000 Russia

⁴Research Institute of Advanced Materials and Technology, Moscow, 115054 Russia

*e-mail: symp@imet.ac.ru

**e-mail: ang.2008@mail.ru

The effect of high-power pulsed laser irradiation generated in a GOS 1001 installation in the Q -switched mode (power density $q = 1.2 \times 10^{12} \text{ W/m}^2$, pulse duration $\tau_0 = 50 \text{ ns}$, number of pulses $N = 1-4$) in vacuum on a porous structure of the vanadium sample surface is studied, as well as on its hardness determined in two ways based on the recovered print method and on the kinetic indentation method. The porous structure is formed during implantation of helium ions (energy 30 keV, dose $2.0 \times 10^{23} \text{ m}^{-2}$, ion flux density $4.8 \times 10^{18} \text{ m}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$, temperature $\sim 500 \text{ K}$). It is shown that irradiation with helium ions causes vanadium hardening by about a factor of two, and the microhardness values determined by the recovered print method are slightly lower than the kinetic hardness values. It is found that in both cases, as a result of the target destruction under the laser radiation, a crater appears, surrounded by a breastwork, behind which there is a zone of thermal influence. Erosion is observed in this zone, caused by the destruction of the domes of bubbles-blisters filled with implanted helium and impurity atoms (C, O, N) present in the liquid metal. It is found that with an increase in the number of laser pulses, the microhardness in the crater decreases, while the narrow area around it hardens, and with further distance from the crater, the microhardness approaches values corresponding to that of vanadium implanted with helium ions.

Keywords: vanadium, surface topography, helium ions, pulsed laser irradiation, microhardness, nanohardness, scanning electron microscopy, indentation.