

## ФИЗИКА

УДК 621.039+539.21

*Член-корреспондент Ф. Ф. КОМАРОВ<sup>1</sup>, С. В. КОНСТАНТИНОВ<sup>1</sup>, А. Д. ПОГРЕБНЯК<sup>2</sup>***ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОФЛЮЕНСНОГО ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ ИЗ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ НИТРИДОВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ (Ti, Hf, Zr, V, Nb)**<sup>1</sup>*НИИ прикладных физических проблем им. А. Н. Севченко Белорусского государственного университета, Минск, Беларусь**komarovF@bsu.by; mymail3000@tut.by*<sup>2</sup>*Сумский государственный университет, Сумы, Украина*  
*alexpr@i.ua*

Впервые исследовано влияние высокофлюенсного ионного облучения наноструктурированных покрытий на базе высокоэнтропийного соединения (Ti, Hf, Zr, V, Nb)N. Облучение проводилось ионами гелия с энергией 500 кэВ, в диапазоне флюенсов  $5 \cdot 10^{16}$ – $3 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>. Для моделирования процессов эксплуатации в ядерном реакторе проведен термический отжиг покрытий после ионного облучения при температуре 773 К в течение 15 мин. Исследованы элементный состав, структура, морфология, а также прочностные свойства покрытий (Ti, Hf, Zr, V, Nb)N до и после облучения. По результатам исследований не выявлено существенных структурных или фазовых изменений покрытий после облучения, кроме сильного дробления кристаллитов покрытий до величины менее 10 нм. Также не выявлено изменений в атомном составе покрытий. Установлено нелинейное влияние флюенса облучения на твердость покрытий. По результатам исследований можно утверждать, что наноструктурированные покрытия (Ti, Hf, Zr, V, Nb)N являются радиационно-стойкими и перспективны в качестве покрытий на оболочки ТВЭЛов ядерных реакторов.

*Ключевые слова:* наноструктурированные покрытия, высокофлюенсное ионное облучение, радиационная стойкость, высокоэнтропийные сплавы.

*F. F. KOMAROV<sup>1</sup>, S. V. KONSTANTINOV<sup>1</sup>, A. D. POGREBNJAK<sup>2</sup>***EFFECT OF HIGH-FLUENCE ION IRRADIATION ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF COATINGS BASED ON NANOSTRUCTURED NITRIDES OF HIGH-ENTROPY ALLOYS (Ti, Hf, Zr, V, Nb)**<sup>1</sup>*A. N. Sevchenko Institute of Applied Physical Problems of Belarusian State University, Minsk, Belarus**komarovF@bsu.by; mymail3000@tut.by*<sup>2</sup>*Sumy State University, Sumy, Ukraine*  
*alexpr@i.ua*

The effect of high-fluence ion irradiation of nanostructured coatings based on high-entropy compound (Ti, Hf, Zr, V, Nb) N was studied. The irradiation was performed using helium ions with an energy of 500 keV in the fluence range of  $5 \cdot 10^{16}$ – $3 \cdot 10^{17}$  ion/cm<sup>2</sup>. The thermal annealing at 773 K during 15 min was done with the aim of modeling conditions of this material exploitation in a nuclear reactor. The elemental composition, structure, morphology, as well as mechanical properties of (Ti, Hf, Zr, V, Nb) N coatings were investigated before and after the irradiation. According to the results of this study, there are no significant structural or phase changes in coatings after irradiation, except a strong fragmentation of grains to a size less than 10 nm. Also, there are not observed any changes in the elemental composition. The non-linear behavior of coating hardness on irradiation fluence was detected. It can be argued according to the experimental results that nanostructured coatings (Ti, Hf, Zr, V, Nb)N are radiation-resistant and perspective as fuel claddings in nuclear reactors.

*Keywords:* nanostructured coatings, high fluence ion irradiation, radiation resistance, high entropy alloys.

**Введение.** Высокоэнтропийные нитридные системы, такие как (Ti, Hf, Zr, V, Nb)N представляют большой интерес ввиду своих уникальных свойств. Как было показано в работах [1–7] при экстремальном увеличении энтропии системы релаксационные процессы не успевают

происходить, и система остается в неравновесном состоянии. В случае покрытий это способствует улучшению важных эксплуатационных свойств, таких как твердость, износостойкость, коррозионная стойкость, жаростойкость и жаропрочность [1–5]. Высокая энтропия достигается созданием многокомпонентного неупорядоченного твердого раствора как единственной фазы покрытия, формируемого вакуумным методом нанесения. Данная категория методов нанесения покрытий характеризуется низкой температурой процесса осаждения материала на подложку и, как следствие, высокой скоростью зародышеобразования и низкой скоростью роста зародышей покрытия. Указанная особенность дополнительно способствует повышению энтропии формируемой системы и созданию ультрамелкодисперсной структуры – нанокристаллической пленки.

Как известно, состояние системы описывается функцией термодинамического потенциала [8]:

$$G = U + pV - TS,$$

где  $U$  – внутренняя энергия;  $p$  – давление;  $V$  – объем;  $T$  – температура;  $S$  – энтропия. Устойчивость термодинамической системы характеризуется минимумом свободной энергии Гельмгольца:

$$F = U - TS,$$

где  $U$  – внутренняя энергия;  $T$  – температура;  $S$  – энтропия. При постоянной внутренней энергии и температуре варьируемым параметром остается энтропия. Следовательно, более термодинамически устойчивым состоянием системы при заданной температуре будет состояние с более высокой энтропией. Нельзя однозначно утверждать, что такое состояние будет стабильным, скорее оно будет являться метастабильным. Но, как известно, чтобы вывести систему из метастабильного состояния необходимо сообщить системе некоторую энергию  $\Delta E$ . При постоянной температуре энергетический барьер  $\Delta E$  можно представить в виде

$$\Delta E = F_1 - F_2 = (U - TS_1) - (U - TS_2) = TS_2 - TS_1 = T(S_2 - S_1),$$

где  $F_1$  и  $F_2$  – начальное и конечное значение свободной энергии системы;  $S_1$  и  $S_2$  – начальное и конечное значение энтропии системы. Таким образом, изменение энтропии системы прямо пропорционально изменению свободной энергии и в метастабильном состоянии термодинамически невыгодно.

Следовательно, можно предположить, что внешние воздействия, такие как термический нагрев, действие агрессивных сред (кислоты, щелочи), ионизирующее облучение будут достаточно слабо сказываться на изменении структуры и свойств высокоэнтропийных сплавов, если энергетический барьер  $\Delta E$  достаточно велик.

Поведение этого интересного для покрытий класса материалов при воздействии потоков ионизирующих излучений, и, в частности быстрых ионов, в литературе не рассматривалось.

Целью данной работы было изучение радиационной стойкости высокоэнтропийных наноструктурированных покрытий (Ti, Hf, Zr, V, Nb)N при облучении ионами  $\text{He}^+$  с энергией 500 кэВ.

При облучении металлов легкими ионами ( $\text{H}^+$ ,  $\text{He}^+$ ) с энергиями в сотни кэВ потери энергии происходят по двум каналам: на возбуждение электронной подсистемы твердого тела и на формирование простых дефектов структуры. При этом каскады атомных смещений, затухание которых завершается образованием сложных дефектных ансамблей – обедненных и обогащенных зон, в этом случае не реализуется [9]. Теоретическая интерпретация постимплантационных свойств материалов с позиции свободной энергии, энтропии и влияния размеров зерен тогда значительно упрощается. В то же время облучение металлов и сплавов пучками ионов гелия с энергиями сотни кэВ–несколько МэВ используется для моделирования процессов радиационного повреждения конструкционных материалов ядерных реакторов, чаще всего оболочек тепловыделяющих элементов (ТВЭЛов) [10].

**Материалы и методы исследования.** Покрытия (Ti, Hf, Zr, V, Nb)N были нанесены методом сепарируемого вакуумно-дугового осаждения с различным потенциалом смещения на подложке  $U_b$  и при различном парциальном давлении азота  $P$  в вакуумной камере (таблица). Использовался

вакуумно-дуговой источник «Булат-3Т» с ВЧ-генератором. Потенциал смещения подавался на подложку от ВЧ-генератора, который генерировал импульсы затухающих колебаний с частотой  $\leq 1$  МГц, длительность каждого импульса 60 мкс с частотой повторения  $\approx 10$  кГц. Величина отрицательного автосмещения потенциала на подложке, благодаря ВЧ диодному эффекту, составляла 2–3 кВ. Для получения нитридов в вакуумную камеру с образцами напускали атомарный азот при различных давлениях и значениях потенциала на подложке.

Элементный состав покрытия (Ti, Hf, Zr, V, Nb)N (ат. %)

№	$U_b$ , В	$P$ , Па	Концентрация, ат. %						Параметр решетки, нм
			N	Ti	V	Zr	Nb	Hf	
505	-110	$5 \cdot 10^{-1}$	49,15	16,63	5,91	8,17	8,88	11,26	0,4405
507	-50	$5 \cdot 10^{-1}$	51,13	25,31	4,72	5,70	6,31	6,84	0,4362
512	-200	$8 \cdot 10^{-2}$	46,65	17,03	2,79	12,01	12,54	8,99	0,4435
515	-200	$3 \cdot 10^{-2}$	36,05	20,13	2,28	17,12	17,50	6,93	0,4433
523	-200	$2,3 \cdot 10^{-1}$	43,44	17,80	1,45	16,39	16,99	3,92	0,4408

Образцы подвергались облучению ионами гелия с энергиями 500 кэВ и флюенсами от  $5 \cdot 10^{16}$  до  $3 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> на ускорителе ионов AN 2500 фирмы High Voltage Engineering Europe B.V. Затем проводился термический отжиг покрытий при температуре 773 К в течение 15 мин. Данные операции проводились с целью смоделировать влияние среды в ядерном реакторе, где конструкционные материалы подвергаются ионизирующему облучению, а также облучению быстрыми и тепловыми нейтронами [9]. Состав облученных покрытий изучался методом резерфордского обратного рассеяния (РОР) ионов гелия с энергией 1,5 МэВ, разрешение детектора 15 кэВ. Структура покрытий исследовалась методами оптической микроскопии, рентгеноструктурного и фазового анализа на установке ДРОН-3 с фокусировкой по Брэггу–Брентано. Запись дифракционных линий осуществлялась в режиме сканирования (по точкам). Шаг сканирования –  $0,1^\circ$ , время набора импульсов в точке 15 с. Рентгеновскую съемку выполняли в монохроматизированном  $\text{CoK}_\alpha$  излучении при ускоряющем напряжении 30 кВ и анодном токе 10 мА. Кристалл-монокроматор, в качестве которого использовался пиролитический графит, устанавливался на пути вторичного (дифрагированного) пучка лучей. Дифракционную картину регистрировали в диапазоне углов рассеяния ( $2\theta = 10\text{--}130^\circ$ ). Точность измерения межплоскостных расстояний  $d/n$  составляет  $\pm 0,0005$  нм.

Также структура и морфология покрытий исследовались методом сканирующей электронной микроскопии на электронном микроскопе Hitachi SU3400, ускоряющая электроны разность потенциалов была равна 15 кВ.

Проведены дюрометрические испытания покрытий (Ti, Hf, Zr, V, Nb)N по методу восстановленного отпечатка для исследования влияния облучения на эксплуатационные свойства

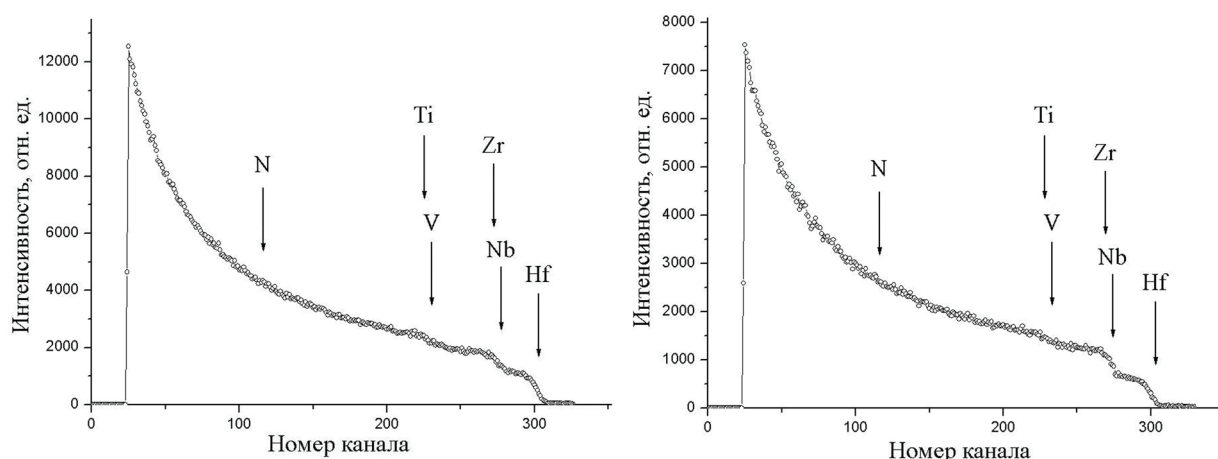


Рис. 1. Спектры РОР ионов гелия от покрытия (Ti, Hf, Zr, V, Nb)N

покрытия. Испытание на микротвердость вдавливанием по методу восстановленного отпечатка заключается в нанесении на испытываемую поверхность образца (изделия) отпечатка под действием статической нагрузки, приложенной к алмазному наконечнику в течение определенного времени. Измерения микротвердости покрытий (Ti, Hf, Zr, V, Nb)N проводились на установке DuraScan 20. Использовались нагрузки в диапазоне величин 0,09–0,98 Н.

**Результаты и их обсуждения.** Методом POP (рис. 1, таблица) установлено однородное распределение концентрации элементов по толщине покрытия. Наличие вредных примесей, таких как кислород, сера, фосфор не обнаружено, что свидетельствует о высоком качестве полученных пленок покрытий. Установлено наличие азота в составе покрытий на уровне 50 ат. %. Следовательно, формируется стехиометрический нитрид типа TiN и чистая металлическая фаза отсутствует [11; 12]. Кроме того, отсутствие в покрытиях углерода, кислорода, бора и иных примесей, способных образовывать фазы внедрения в металлах, свидетельствует о том, что 90–95 % октаэдрических пор кристаллической решетки занято атомами азота.

На рис. 2 представлены рентгеновские дифрактограммы от покрытий (Ti, Hf, Zr, V, Nb)N.

Как видно из рентгеновских дифрактограмм до облучения (рис. 2, а) в покрытиях присутствует одна фаза с гранцентрированной кубической кристаллической решеткой (ГЦК). Данная фаза представляет собой твердый раствор замещения на базе нитридов металлов IV, V групп таблицы Д. И. Менделеева с решеткой типа NaCl. Металлы Ti, Hf, Zr, V, Nb замещают друг друга в металлической подрешетке, азот внедряется в октаэдрические поры кристаллической решетки, образуя подрешетку, смещенную относительно подрешетки металла на половину периода в направлении пространственной диагонали куба, так что узел  $[[0\ 0\ 0]]$  азотной ячейки совпадает с узлом  $[[\frac{1}{2}\ \frac{1}{2}\ \frac{1}{2}]]$  металлической ячейки. Параметр решетки варьируется в диапазоне 0,4362–0,4435 нм в зависимости от элементного состава покрытий. Различные положения пиков на дифрактограммах объясняются различным периодом кристаллической решетки покрытий с различным элементным составом – атомы Hf, Nb, Zr увеличивают параметр решетки, атомы Ti, V – уменьшают его. Уширение дифракционных максимумов свидетельствует о наноструктурированности покрытий. Рассчитанный по формуле Селякова–Шеррера [13] размер кристаллитов покрытий составил величину 240–250 нм.

Общая характеристика дифракционной картины после облучения ионами гелия с энергией 500 кэВ, флюенс  $2 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> принципиально не изменяется, как это следует из рис. 2, б. По-прежнему в покрытиях присутствует одна фаза – твердый раствор азота в металлической ГЦК решетке типа NaCl. При этом установлено, что облучение ионами гелия до флюенсов  $1 \cdot 10^{17}$ – $2 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> приводит к измельчению кристаллитов покрытий. Так, размер кристаллитов покрытий (Ti, Hf, Zr, V, Nb)N после облучения ионами гелия с флюенсом  $2 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>, рассчитанный по формуле Селякова–Шеррера [13], составил величину 5–10 нм, т. е. средний размер зерен уменьшился больше чем на порядок величины.

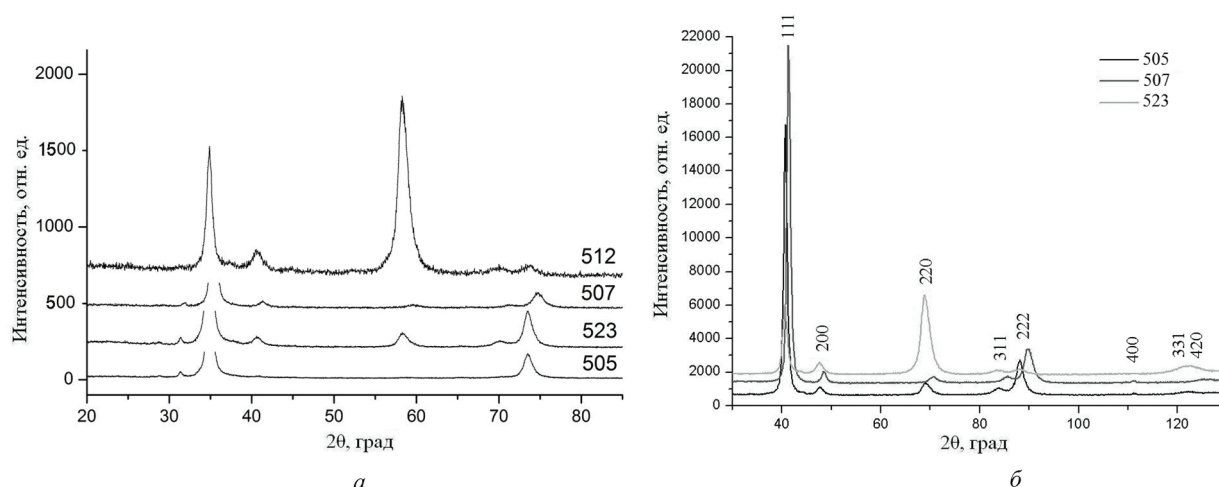


Рис. 2. Рентгеновские дифрактограммы от покрытий (Ti, Hf, Zr, V, Nb)N до облучения (а) и после облучения ионами He<sup>+</sup> с энергией 500 кэВ, флюенс  $2 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> (б)



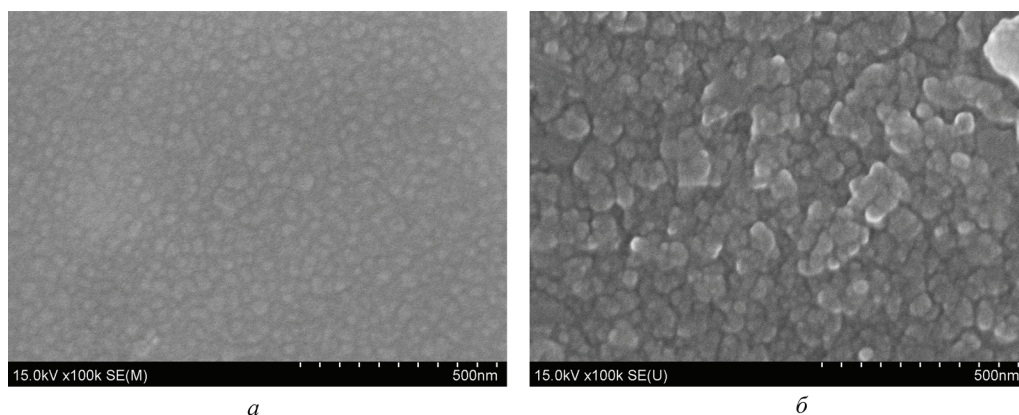


Рис. 3. Фотографии микроструктуры покрытий (Ti, Hf, Zr, V, Nb)N, полученных с помощью сканирующей электронной микроскопии: *a* – исходное покрытие, *б* – облучение He<sup>+</sup>, флюенс  $3 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>

На рис. 3 представлены фотографии покрытий, полученных методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ).

На фотографиях отчетливо различимы кристаллиты покрытий. На рис. 3, *б* приведена фотография, снятая с области после отслоения части покрытия при облучении ионами гелия с флюенсом  $3 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>, когда выявляется более структурированный рельеф поверхности. Размер кристаллитов составил величину 240–250 нм до облучения (рис. 3, *а*) и 50–60 нм после облучения ионами гелия с энергией 500 кэВ, флюенс  $3 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>. Данные результаты подтверждают результаты рентгеноструктурного фазового анализа, где был установлен такой же размер кристаллитов покрытий до и после облучения. Следовательно, облучение высокими флюенсами ионов ( $3 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>) приводит к сильному измельчению кристаллитов высокоэнтропийных покрытий. Анализ покрытий методом СЭМ не выявил крупных блистеров, следовательно, гелий не агломерируется в масштабные пузыри, по крайней мере до размеров 40–50 нм. Возможно, происходит накопление гелия в структуре покрытий после облучения на наноуровне, как это было показано в работе [14].

На рис. 4 представлены фотографии облученных покрытий (Ti, Hf, Zr, V, Nb)N, полученные с помощью оптической микроскопии.

Как видно из рис. 4, изменения в морфологии покрытий отсутствуют до флюенса облучения  $2 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>. Поверхностная дефектность, которая наблюдается на рис. 4, *а* и *б*, не является радиационно-индуцированной. При флюенсе облучения  $2 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> (рис. 4, *в*) наблюдаются местные повреждения поверхности покрытия, по всей видимости, это результат селективного распыления материала покрытия, преимущественно азота, и накопления мельчайших (наноразмерных) блистеров гелия в материале. О возможности протекания подобных процессов сообщалось в [14; 15]. При флюенсе облучения  $3 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> (рис. 4, *г*) наблюдаются очаги разрушения покрытия в результате эксфолиации (отшелушивания). Однако в областях разрушения покрытия измеренная твердость составляет 50–60 % твердости исходного покрытия, следовательно, разрушение покрытия происходит не до подложки, а до области локализации максимума концентрации радиационно-индуцированных дефектов и внедренной примеси. Данный факт подтверждается результатами микрорентгеноспектрального элементного анализа, выполненного на специализированной приставке к сканирующему электронному микроскопу Hitachi SU3400, где обнаружен тот же элементный состав в нижней области покрытия после частичного разрушения, как и в области исходного необлученного покрытия. Не обнаружено также образования макро- или микроскопических блистеров в покрытиях при всех исследованных флюенсах облучения.

Для исследования радиационной стойкости механических свойств покрытий после облучения были проведены дюрометрические испытания, результаты которых отображены на рис. 5.

Установлено нелинейное влияние флюенса облучения на микротвердость высокоэнтропийных покрытий. Тенденция такова, что для образцов 505, 507 и 512 происходит упрочнение покрытий до флюенса  $1 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> приблизительно на 4–10 %. Далее при увеличении флюенса

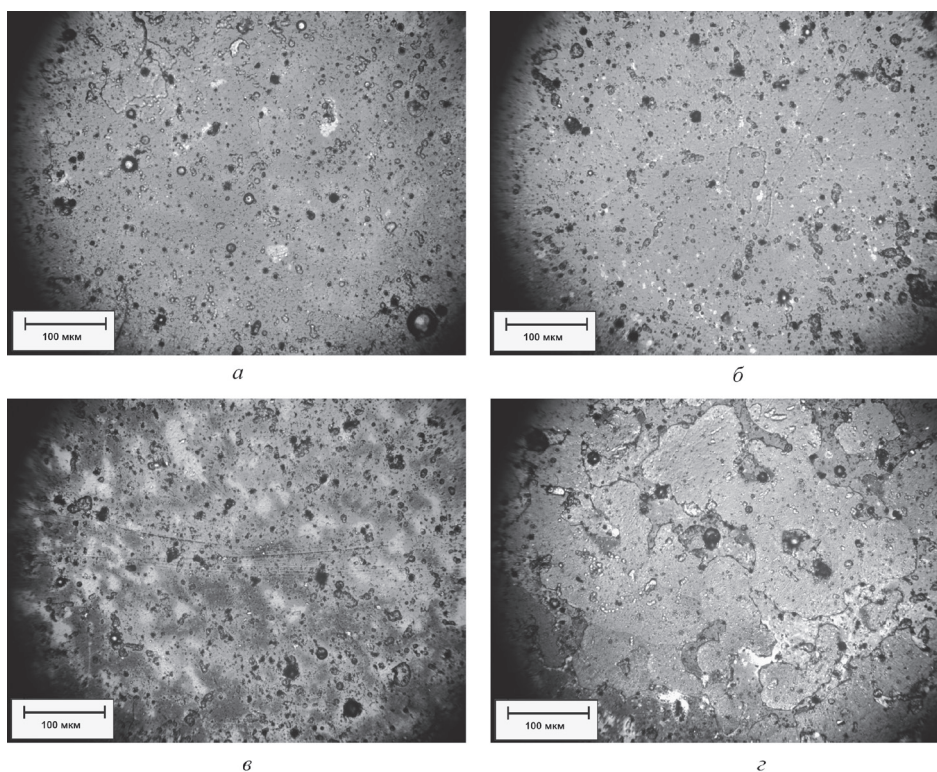


Рис. 4. Фотографии микроструктуры покрытий (Ti, Hf, Zr, V, Nb)N после облучения ионами гелия с энергией 500 кэВ, с флюенсами  $5 \cdot 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup> (а),  $1 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> (б),  $2 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> (в),  $3 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> (г)

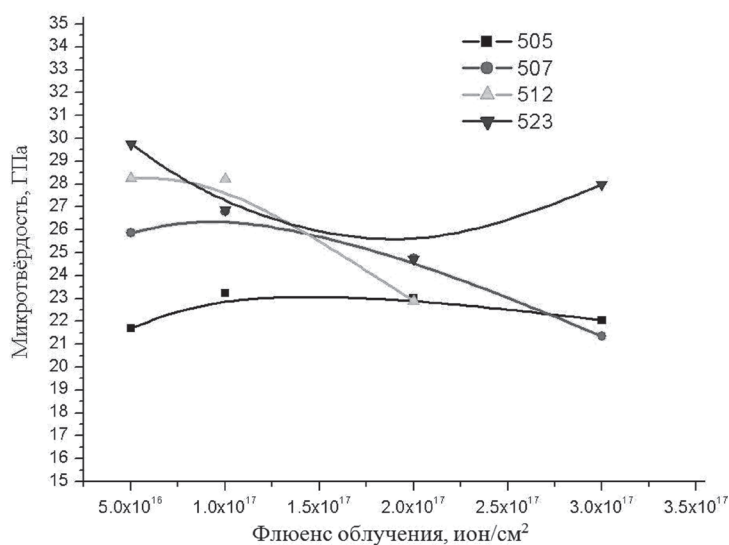


Рис. 5. График зависимости микротвердости покрытий (Ti, Hf, Zr, V, Nb)N от флюенса облучения ионами гелия с энергией 500 кэВ

до  $3 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> наблюдается уменьшение микротвердости на 9–15 %. Для образца с минимальной концентрацией атомов самого тяжелого компонента – Hf наблюдается противоположная зависимость микротвердости от флюенса ионов гелия. Микротвердость покрытия с ростом флюенса до  $2 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> уменьшается, а затем заметно возрастает при  $D = 3 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>. Измерение при этом флюенсе проводилось на неповрежденной части, без следов флекинга, на поверхности покрытия.

Причина такого нелинейного и весьма необычного поведения микротвердости высокоэнтропийных покрытий (Ti, Hf, Zr, V, Nb)N под воздействием облучения ионами гелия кроется в изменениях в кристаллической структуре материала. Облучение материалов высокими флюенсами

высокоэнергетичных ионов приводит к ряду радиационно-индуцированных эффектов, рассмотренных ранее в [9]. В нашем случае после облучения отсутствуют выделения новых фаз, не происходит существенного изменения параметра решетки, как было установлено методом рентгеноструктурного фазового анализа, но изменения твердости происходят. Определенный вклад в увеличение твердости при умеренных флюенсах облучения ионами  $\text{He}^+$  вносит обнаруженное нами измельчение зерен в покрытиях. Дальнейшее снижение микротвердости при увеличении флюенса облучения вызвано радиационно-индуцированными релаксационными процессами в высокоэнтропийных покрытиях и, как следствие, увеличением размеров кристаллитов. Накопление дефектов структуры с ростом флюенса ионов также может вызывать уменьшение микротвердости.

**Закключение.** По результатам исследования можно сделать вывод, что высокая энтропия системы (Ti, Hf, Zr, V, Nb)N стабилизирует формирование однофазной системы в виде неупорядоченного твердого раствора и предотвращает формирование интерметаллических соединений в процессе кристаллизации покрытия. Покрытия имеют структуру с размером кристаллитов 240–250 нм. Установлено, что облучение покрытий (Ti, Hf, Zr, V, Nb)N ионами гелия с энергией 500 кэВ не приводит к заметным изменениям структурно-фазового состояния их до флюенсов около  $2 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> кроме сильного дробления зерен. Также установлено отсутствие блистеринга покрытий при всех исследованных флюенсах облучения. При облучении с флюенсом  $3 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> происходит эксфолиация (отшелушивание) пленки покрытия до глубины залегания максимума концентрации радиационно-индуцированных дефектов и внедренного гелия. Обнаружен факт нелинейного влияния флюенса облучения на микротвердость покрытий (Ti, Hf, Zr, V, Nb)N. Установлено, что ионное облучение слабо сказывается на прочностных характеристиках покрытий. Изменения величины микротвердости наблюдаются в пределах 9–17 % при облучении ионами гелия с энергией 500 кэВ в диапазоне флюенсов от  $5 \cdot 10^{16}$  до  $3 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>.

Установленная высокая радиационная стойкость высокоэнтропийных покрытий обусловлена эффективными механизмами рекомбинации точечных радиационно-индуцированных дефектов в наноструктурированных покрытиях, в первую очередь на границах кристаллитов. Можно прогнозировать, что данные покрытия являются перспективными в качестве радиационно-стойких на оболочках ТВЭЛов ядерных реакторов.

### Список использованной литературы

1. Микро- и нанокомпозитные защитные покрытия на основе Ti-Al-N/Ni-Cr-B-Si-Fe / А. Д. Погребняк [и др.] // Журн. техн. физики. – 2011. – Т. 81, вып. 7. – С. 124–131.
2. Стехиометрия, фазовый состав и свойства сверхтвердых наноструктурных пленок Ti-Hf-Si-N, полученные с помощью вакуумно-дугового источника в высокочастотном разряде / А. Д. Погребняк [и др.] // Письма в ЖТФ. – 2011. – Т. 37, вып. 13. – С. 90–97.
3. Analysis of local regions near interfaces in nanostructured multicomponent (Ti-Zr-Hf-V-Nb)N coatings produced by the cathodic-arc-vapor-deposition from an arc of an evaporating cathode / R. Krause-Rechberg [et al.] // The Physics of Metals and Metallography. – 2013. – Vol. 114, N 8. – P. 672.
4. Effects of substrate temperature on the structure and mechanical properties of (TiVCrZrHf)N coatings / S.-Ch. Liang [et al.] // Applied Surface Science. – 2011. – Vol. 257. – P. 7709.
5. High-Entropy Alloys – A New Era of Exploitation / J.-W. Yeh [et al.] // Materials Science Forum. – 2007. – Vol. 560. – P. 1–9.
6. Mechanical performance and nanoindenting deformation of (AlCrTaTiZr)N<sub>Cy</sub> multi-component coatings co-sputtered with bias / S.-Y. Lin [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2012. – Vol. 206, N 24. – P. 5096–5102.
7. Li, A. Thermodynamic analysis of the simple microstructure of AlCrFeNiCu high-entropy alloy with multi-principal elements / A. Li, X. Zhang // Acta Metallurgica Sinica. – 2009. – Vol. 22, N 3. – P. 219–224.
8. Шепелевич, В. Г. Структурно-фазовые превращения в металлах / В. Г. Шепелевич. – Минск: БГУ, 2007. – 167 с.
9. Komarov, F. F. Ion Beam Modification of Metals / F. F. Komarov. – New York: Gordon and Breach, 1992. – 249 p.
10. Радиационная стойкость конструкционных материалов атомных реакторов при облучении высокоэнергетическими ионами водорода и гелия / Ф. Ф. Комаров [и др.] // Инженерно-физ. журн. – 2013. – Т. 86, № 6. – С. 1393–1396.
11. Formation and characterization of nanostructured composite coatings based on the TiN phase F. F. Komarov // Acta Physica Polonica A. 2014. Vol. 125, N 6. P. 1292–1295.
12. Komarov, F. F. Formation of nanostructured TiAlN, TiCrN, and TiSiN coatings using reactive magnetron sputtering / F. F. Komarov, S. V. Konstantinov, V. V. Pilko // J. of Friction and Wear. – 2014. – Vol. 35, N 3. – P. 215–223.
13. Русаков, А. А. Рентгенография металлов / А. А. Русаков. – М.: Атомиздат, 1977. – 480 с.
14. Enhanced radiation tolerance in nitride multilayered nanofilms with small period-thicknesses / M. Hong [et al.] // Applied Physics Letters. – 2012. – Vol. 101. – P. 153117.
15. Enhanced radiation tolerance in nanocrystalline MgGa<sub>2</sub>O<sub>4</sub> / T. D. Shen [et al.] // Applied Physics Letters. – 2007. – Vol. 90. – P. 263115.

Поступило в редакцию 15.07.2015