

**А. Д. Погребняк^{1,*}, С. О. Борьба¹, Я. О. Кравченко¹,
Е. О. Тлеукинов², С. В. Плотников², В. М. Береснев³,
Y. Takeda⁴, K. Oyoshi⁴, А. И. Купчишин⁵**

¹Сумский государственный университет, г. Сумы, Украина

²Восточно-казахстанский государственный технический университет им. Д. Серикбаева, г. Усть-Каменогорск, Казахстан

³Харьковский национальный университет им. В. Н. Каразина, г. Харьков, Украина

⁴Национальный институт материаловедения, г. Цукуба, Япония

⁵Казахстанский национальный педагогический университет им. Абая, г. Алматы, Казахстан

*alex@i.ua

Влияние имплантации наноструктурного покрытия (TiHfZrVNbTa)N высокой дозой ионов N⁺ (10¹⁸ см⁻²) на его микроструктуру, элементный и фазовый состав и физико-механические свойства

Изучены структура и свойства наноструктурных многокомпонентных покрытий (TiHfZrNbVTa)N, имплантированных очень высокой (10¹⁸ см⁻²) дозой ионов N⁺. В результате имплантации ионов в поверхностном слое наноструктурного покрытия формируется многослойная структура, состоящая из аморфных, нанокристаллических (диспергированного) и наноструктурных (с исходными размерами) нанослоев. В глубине покрытия формируются две фазы – ГЦК и ГПУ с небольшим объемным содержанием. Концентрация азота вблизи поверхности достигает 90 % (ат.) и затем уменьшается с глубиной. В исходном состоянии после осаждения нанотвердость покрытия, в зависимости от условий осаждения, имеет значения от 27 до 34 ГПа. В результате имплантации твердость уменьшается примерно на глубину проективного пробега ионов – до 12 ГПа, а дальше увеличивается с глубиной до 23 ГПа. Исследования проводили с помощью резерфордского обратного рассеяния, растровой электронной микроскопии с микроанализом, высокоразрешающей электронной микроскопии (с локальным микроанализом), дифракции рентгеновских лучей, наноидентификация, тестов на износ.

Ключевые слова: имплантация, наноструктурное многокомпонентное покрытие, микроструктура, элементный и фазовый состав, физико-механические свойства.

ВВЕДЕНИЕ

Ионная имплантация является одним из основных методов модификации поверхности твердых тел с целью улучшения физико-механических свойств [1–5]. Она широко используется для легирования полупроводников (диэлектриков) в микро- и нанoeлектронике, медицине, авиа-

ции, химической и авиационной промышленности [3–7]. Основным достоинством этого метода является сохранение размеров образцов, локальность размеров модернизированной зоны, высокая воспроизводимость, отсутствие проблем с адгезией и пр. [5–11, 19–22]. Для улучшения свойств металлов, сплавов, керамики необходимы дозы имплантации ионов $5 \cdot 10^{16}$ – $8 \cdot 10^{17}$ см⁻². Однако в отдельных случаях необходима очень высокая ($1 \cdot 10^{18}$ – $2 \cdot 10^{18}$ см⁻²) доза имплантации, что соответствует количеству атомов ($1 \cdot 10^{23}$ – $5 \cdot 10^{23}$ см⁻³) в решетке подложки в области имплантации (т. е. на глубину пробега ионов). С другой стороны, в последнее время большой интерес проявляется к исследованию нового класса материалов – высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) с числом элементов не меньше пяти с атомным содержанием в сплаве от 5 до 35 % (ат.), в первую очередь, из-за их блестящих характеристик [6–11]. Формирование покрытий из нитридов или карбидов на основе этих сплавов позволяет значительно расширить спектр свойств и даже улучшить их. На сегодняшний день достаточно хорошо изучены свойства нитридов, композиций, состоящих в основном из пяти-семи элементов, но в отдельных случаях они могут иметь в своем составе до 19 разнородных атомов [11].

Поскольку нитридные покрытия из ВЭС проявляют более высокие свойства и характеристики в процессе испытаний, им в литературе также уделяют большое внимание. Однако в связи с тем, что при определенных условиях работы таких покрытий предъявляются требования высокой стойкости к окислению и стойкости к радиации (облучению), стоит задача проверить указанные системы на стойкость к облучению. За последние 1,5–2 года было опубликовано всего несколько работ об использовании ионной имплантации для повышения твердости, индекса пластичности, стойкости к коррозии при внедрении в покрытие ионов Cu^- , Au^- , N^+ с дозой облучения от $8 \cdot 10^{16}$ до $4 \cdot 10^{17}$ см⁻² [11–14]. Было обнаружено изменение свойств, например повышение твердости, в интервале доз имплантации $1 \cdot 10^{17}$ – $2 \cdot 10^{17}$ см⁻² [14]. Таким образом, из анализа опубликованных работ по исследованию характеристик и свойств многоэлементных нитридных покрытий видно, что интервалы доз имплантации очень небольшие. Облучение ионами N^+ дозой до 10^{18} см⁻², когда доза внедренных ионов может составить атомную концентрацию вещества твердого тела ($1 \cdot 10^{23}$ – $5 \cdot 10^{23}$ см⁻³) в настоящее время не изучены. Из представленного анализа работ видно, что данное направление достаточно актуально на сегодняшний день. В настоящей работе авторы ставили задачу исследования микроструктуры и физико-механических свойств наноструктурных многоэлементных покрытий, облученных дозами ионов N^+ до 10^{18} см⁻².

МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И УСЛОВИЯ ОБРАБОТКИ ОБРАЗЦОВ

Облучение образцов с покрытиями ионами N^+ с энергией 60 кэВ проводили на полупромышленном имплантаторе [5] в вакууме при плотности тока ионов не более 0,1 мА/см².

Для исследования структуры и субструктуры образцов с покрытиями, а также изучения фазового состава покрытий методом дифракции рентгеновских лучей (XRD) использовали дифрактометры ДРОН-4 (в излучении $\text{CuK}\alpha$ и $\text{CrK}\alpha$) и RINT-2500 V с позиционно-чувствительным пропорциональным счетчиком (PSPC/MDGT). Рабочие значения напряжений и тока рентгеновского дифрактометра были 40 кВ и 300 мА соответственно. Съемку спектров XRD проводили под углами 2°, 3°, 10° и 30° для образцов в исходном состоянии (после осаждения покрытия). Съемку дифракционного спектра для фазового анализа проводили по схеме θ – 2θ -сканирования с фокусировкой по

Бреггу-Брентано в интервале углов 25° – 90° . Исследования проводили в поточечном режиме с шагом сканирования $\Delta(2\theta) = 0,02^{\circ}$ – $0,2^{\circ}$ и длительностью накопления импульсов в каждой точке 10–100 с в зависимости от ширины и интенсивности дифракционных максимумов. Для анализа элементного состава использовали два метода: микроанализ с помощью энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии на растровом электронном микроскопе JEOL-7000F (JEOL, Япония), а также SIMS-анализ (SIMS – масс-спектрометрия вторичных ионов) с помощью времяпролетного спектрометра ULVAC-PHI TRIFTV nanoTOF (“Physical Electronics, Inc.”, Япония). Для исследования распределения элементов вблизи поверхностного слоя применяли резерфордское обратное рассеяние (ROP) ионов и метод индуцируемого частицами характеристического рентгеновского излучения с использованием микропучка протонов 1,5 МэВ с диаметром пучка $\sim 0,5$ мкм. Дополнительно использовали растровый электронный микроскоп с энергодисперсионным спектрометром JSM-6010 LA (JEOL, Япония). Измерения проводили при низком вакууме и рабочем ускоряющем напряжении 20 кВ.

Анализ структуры и фазового состава проводили на электронном микроскопе JEOL JEM-2100F с энергией электронов до 200 кэВ, для чего были подготовлены фольги или ламельки.

Измерения микротвердости и модуля упругости проводили методом динамического вдавливания пирамидки Берковича (Triboindenter TI-950, “Hysitron, Inc.”), при этом получали трехмерное изображения отпечатка, по которому оценивали глубину вдавливания и определяли значение приведенного модуля упругости. Измерения проводили при нагрузке на индентор 500–10000 мкН.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Из таблицы видно, что повышение давления от $3 \cdot 10^{-4}$ до $3 \cdot 10^{-3}$ Торр приводит к росту концентрации азота в составе покрытия. При этом содержание металлических элементов, таких как Ti, Nb, V, уменьшается. Изменение давления в камере в процессе осаждения приводит также к изменению концентрации элементов в покрытии, которые отличаются от характерных для состава литого катода.

Параметры осаждения и химический состав покрытия (TiHf ZrVNbTa)N (интегральная концентрация элементов по глубине анализа ионного пучка)

Образец		U, В	ρ_n , Торр	Концентрация, % (ат.)						
серия	номер			N	Ti	Zr	Hf	V	Nb	Ta
1	663	150	$3 \cdot 10^{-3}$	54	7,03	8,52	11,30	5,02	9,93	4,20
	664	70	$4 \cdot 10^{-3}$	55	10,76	7,71	8,06	5,85	8,38	4,24
	665	150	$3 \cdot 10^{-4}$	46	9,04	9,8	12,81	5,60	12,13	4,62
	667	150	$3 \cdot 10^{-3}$	45,7	9,05	9,85	12,91	5,65	12,18	4,67
2	578	150	$7 \cdot 10^{-3}$	54	9,38	8,2	9,1	6,54	8,1	4,78
	578*	150	$7 \cdot 10^{-4}$	44	9	11	12	7	12	5
	578**	150	$7 \cdot 10^{-4}$	46	10	11	9	10	10	4
Катод		–	–	–	21,52	18,77	15,5	10,2	18,2	15,81

* До имплантации N⁺.

**После имплантации N⁺.

На рис. 1 представлены XRD-спектры нитридных покрытий, полученных из высокоэнтропийных сплавов при различных давлениях азота в процессе осаждения. Из результатов XRD-анализа видно, что основная кристаллическая фаза имеет ГЦК-решетку, что характерно для структуры нитрида многоэлементного сплава. Средний размер кристаллитов ГЦК-фазы в покрытиях при низком ($3 \cdot 10^{-4}$ Торр) давлении, определенный по формуле Шеррера, составляет ~ 8 нм. При этом формируется преимущественная ориентация роста кристаллитов с плоскостью (200), параллельной поверхности образца (при этом ось текстуры [100] перпендикулярна плоскости поверхности). Твердость покрытий по Виккерсу составляет $51 \pm 0,7$ ГПа. Спектр 2 на рис. 1, отвечающий покрытию, полученному при сравнительно высоком ($3 \cdot 10^{-3}$ Торр) давлении, имеет принципиальное отличие: появляется преимущественная ориентация плоскости (111), параллельной поверхности роста, что проявляется в виде существенного увеличения относительной интенсивности пиков от соответствующей плоскости. Средний размер кристаллитов ГЦК-фазы покрытия, осажденного при более высоком давлении, значительно увеличивается и составляет уже 17–20 нм.

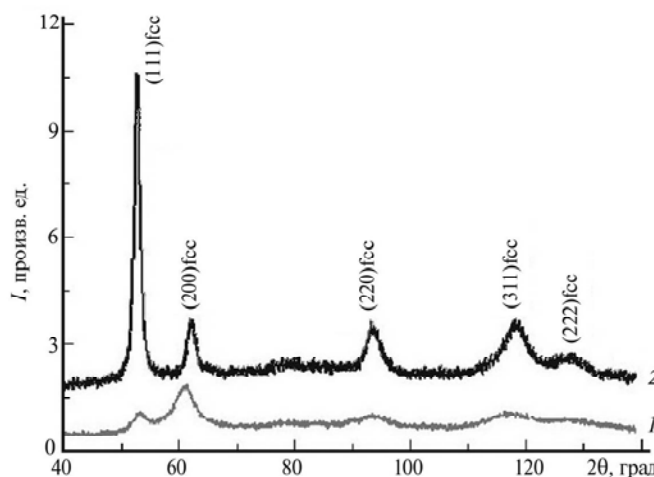


Рис. 1. Участки дифракционных спектров покрытия $(\text{TiZrHfVNbTa})\text{N}$, полученных при $p_{\text{N}} = 3 \cdot 10^{-4}$ (1) и $3 \cdot 10^{-3}$ (2) Торр.

Результаты POP-анализа для нитридного покрытия на основе TiZrHfVNbTa до и после имплантации представлены на рис. 2 (а, б). Концентрации элементов, составляющих покрытия, однородны по толщине. Имплантация ионов N^+ приводит к частичному распылению поверхностного слоя, однако при этом увеличивается концентрация N^+ до 90 % (ат.) (рис. 3). Следует отметить, что увеличение концентрации N^+ до 64 % (ат.) – это интегральный показатель концентрации по глубине анализа покрытия. В реальности на глубине проективного пробега концентрация N^+ достигает 90 % (ат.).

На рис. 4 представлены зависимости нанотвердости и приведенного модуля упругости от глубины вдавливания индентора. Нанотвердость имеет максимальное значение 38 ГПа, а модуль упругости составляет 290–260 ГПа при $p_{\text{N}} = 3 \cdot 10^{-4}$ Торр. Следует отметить увеличение индекса пластичности $H/E \geq 0,1$, что свидетельствует о превосходной стойкости к износу [19]. Твердость покрытий, осажденных при $3 \cdot 10^{-3}$ Торр и имеющих более высокую концентрацию N^+ , возрастает до 34,6 ГПа.

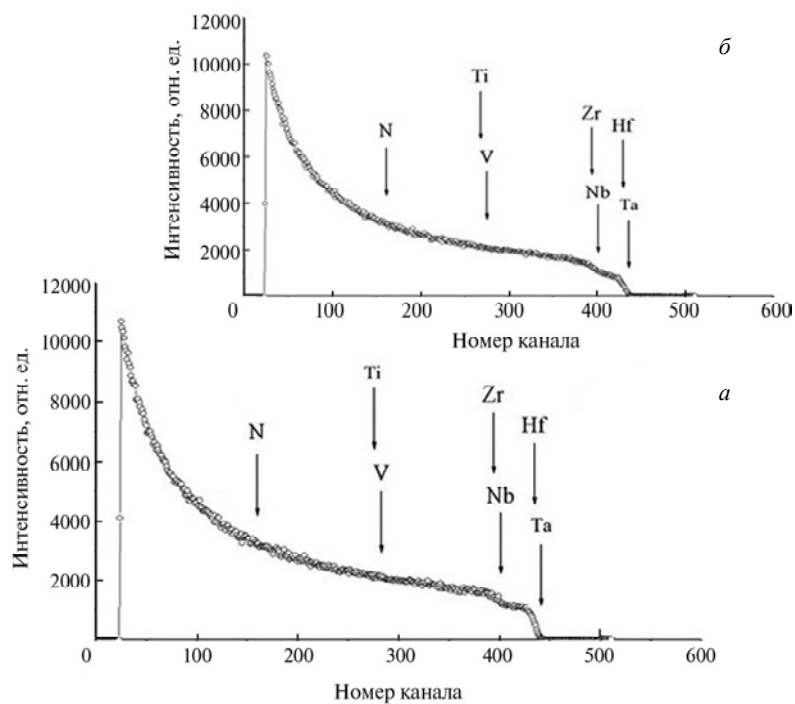


Рис. 2. Энергетические спектры резерфордского обратного рассеяния и результаты РОР-анализа для образца (TiHfZrVNbTa)N серии 2 до (а) и после (б) имплантации N^+ .

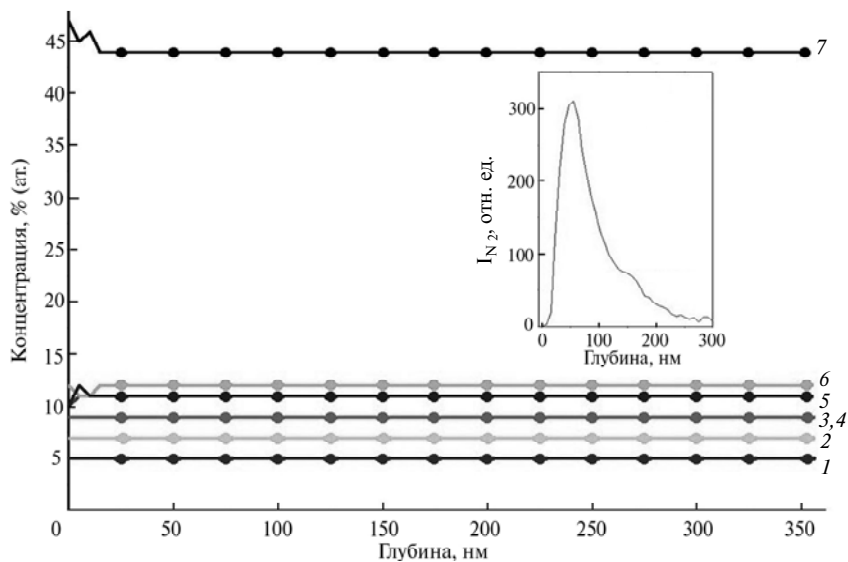


Рис. 3. Распределение концентрации элементов по толщине покрытия после имплантации N^+ для образцов серии 2: Ta (1), V (2), Ti (3), Hf (4), Zr (5), Nb (6), N (7); на вставке приведен профиль ионов азота в покрытии, максимальная концентрация ионов – 90 % (ат.), средний пробег – 50 нм.

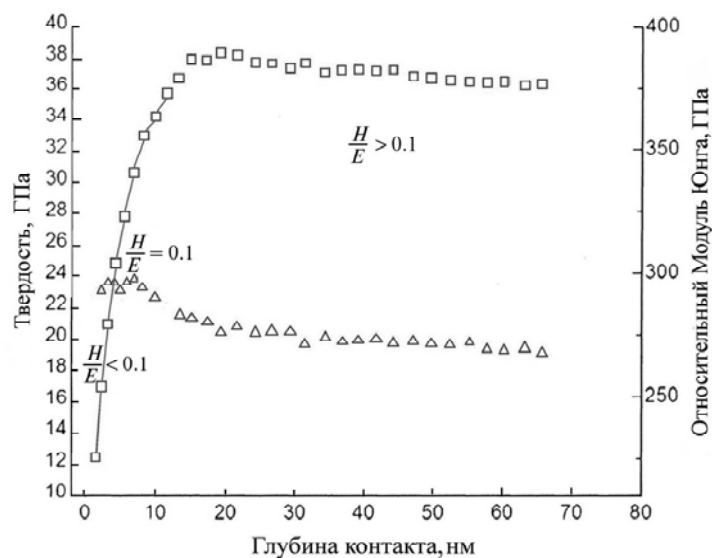


Рис. 4. Результаты измерения нанотвердости (1) и модуля упругости (2) в динамическом режиме для покрытия (TiZrHfVNbTa)N до имплантации N⁺, образец серии 1 (H/E – индекс пластичности).

Имплантация ионов N⁺ дозой 10¹⁸ см⁻² приводит к уменьшению твердости покрытия до 12 ГПа. С увеличением глубины твердость возрастает и на глубине ≥ 200 нм выходит на максимум (23 ГПа), что близко к значению в исходном состоянии (после осаждения). На рис. 5 представлено изображение поверхности покрытия (TiZrHfVNbTa)N после осаждения и ионной имплантации ионов N⁺ (10¹⁸ см⁻²). Произошло снижение шероховатости поверхности покрытия за счет распыления тонкого поверхностного слоя. Видна типичная капельная фракция, которая часто формируется при вакуумно-дуговом испарении катода.

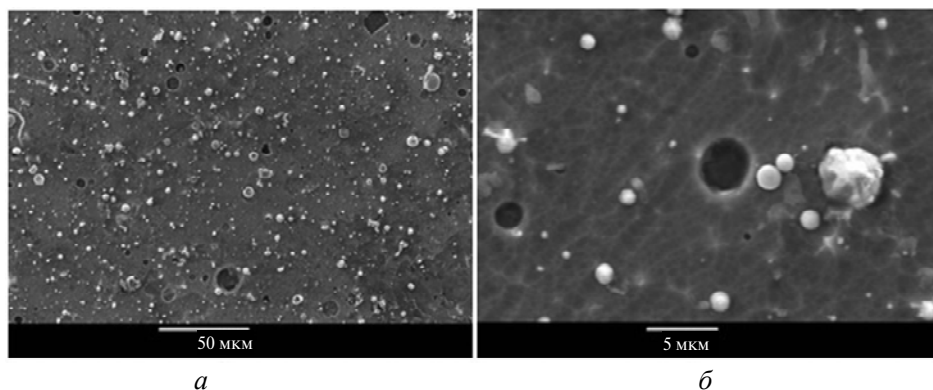


Рис. 5. РЭМ-изображение покрытия (TiZrHfVNbTa)N (образец серии 1) после осаждения и имплантации N⁺, ×1000 (а), ×10000 (б).

На рис. 6 представлены результаты энергодисперсионного анализа (ЭДА) образцов по толщине покрытия и подложки (из стали). Как видно, толщина покрытия не превышает 6 мкм. Распределение элементов по глубине (толщине) покрытия указывает на его однородность (в пределах погрешности ЭДА).

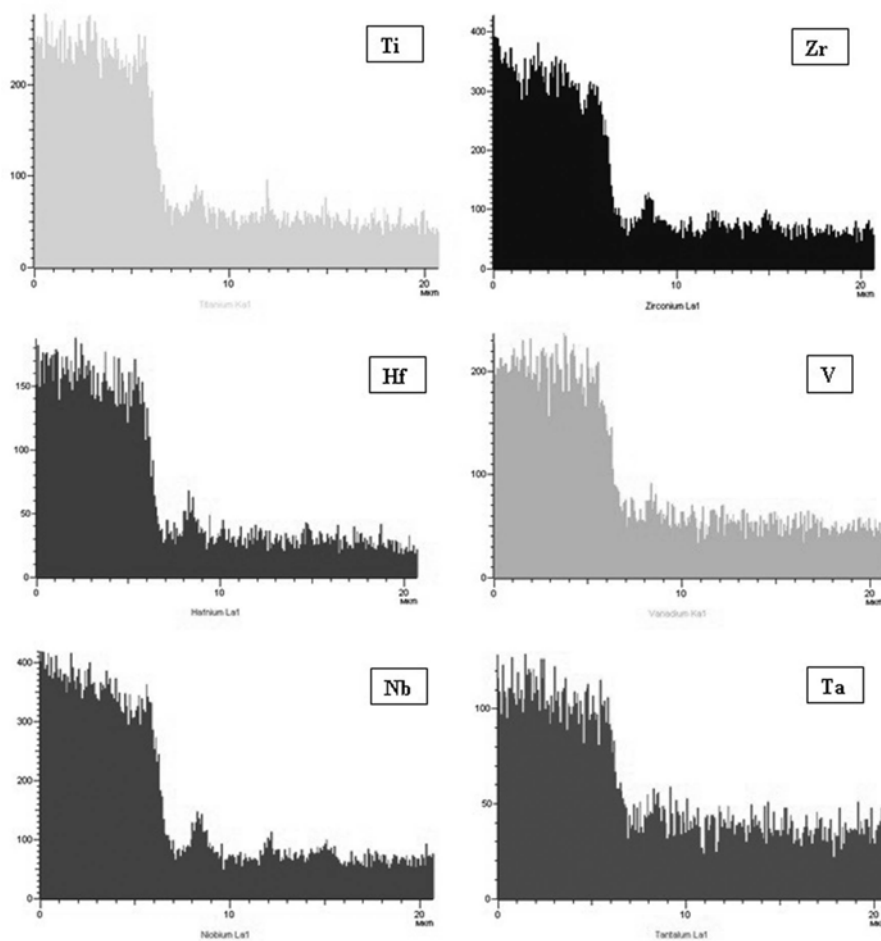


Рис. 6. Микроанализ элементов Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta на поперечном сечении покрытия образца серии 1.

Как показали расчеты проективного пробега, для ионов N^+ с энергией 60 кэВ $R_p \approx 68\text{--}72$ нм в зависимости от состава покрытия (или изменения концентрации тугоплавких нитридов). Из анализа результатов просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) (рис. 7), следует, что толщина аморфизированного слоя покрытия превышает 40 нм, а ниже этого слоя находится нанокристаллический слой с нанокристаллитами размером 5–6 нм. Фазовый анализ этого слоя показывает формирование ГЦК-фазы на основе твердого раствора, в котором Ti, Hf, Zr, V, Nb, Ta случайным образом распределены в субрешетке (см. рис. 5).

На рис. 8 представлен участок покрытия с зернами размером 5–6 нм, где хорошо видны плоскости решетки и их границы. Межплоскостные расстояния, исходя из данных микродифракции, в плоскости (100) с ГЦК-решеткой с соответствующими межплоскостными расстояниями составляют 0,235 (200) и 0,205 (202) нм.

На большой глубине от поверхности наноструктурного покрытия (рис. 9, а, б) наблюдается увеличение межплоскостного расстояния до 0,255–0,259 нм (плоскость (111)) и 0,226 нм (плоскость (200)), т. е. до значений, близких к полученным для этого материала по рентгенодифракционным дан-

ным. При этом на глубине 180 нм (см. рис. 9, в) отмечено появление отражений с межплоскостным расстоянием 0,275–0,278 нм. Известно, что ГЦК- и ГПУ-кристаллические решетки являются близкими по своей внутренней энергии с достаточно небольшим энергетическим барьером преобразования. Также известно, что для нитридов переходных металлов с ГПУ-решеткой межплоскостное расстояние 0,275–0,278 нм отвечает плоскости (100). В связи с этим можно предположить, что в локальных областях материала покрытия из-за неоднородности состава при сравнительно малом содержании азота, связанном с низким рабочим давлением, может происходить перестройка решетки из ГЦК в ГПУ по сдвиговому механизму. Движущей силой такого процесса может выступать большая термодинамическая стабильность ГПУ-решетки при недостатке атомов азота в октаэдрических междуузлиях.

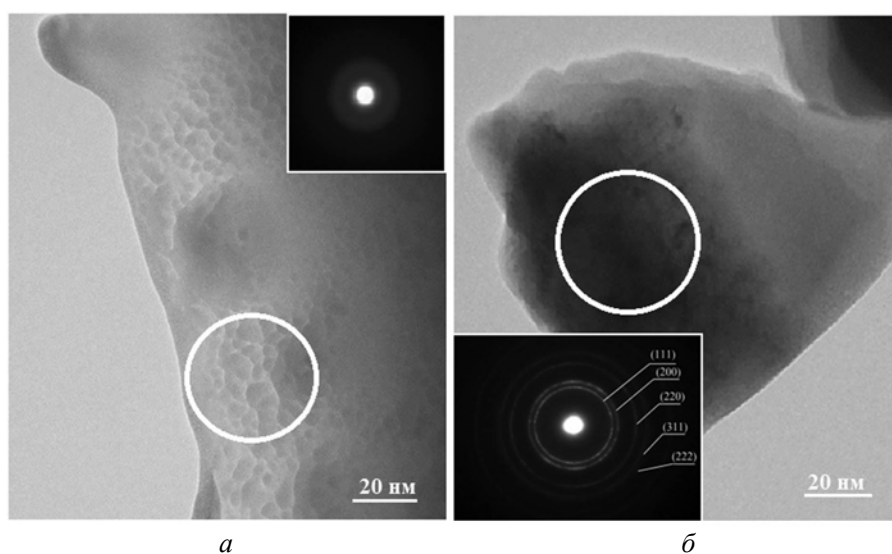


Рис. 7. ПЭМ-изображения участков сечения покрытия (TiZrHfVNbTa)N: приповерхностный слой из аморфной фазы (а), нанокристаллический слой, находящийся ниже аморфного, с диспергированным размером нанозерен (б); на вставках приведены результаты микродифракции в выделенной области.

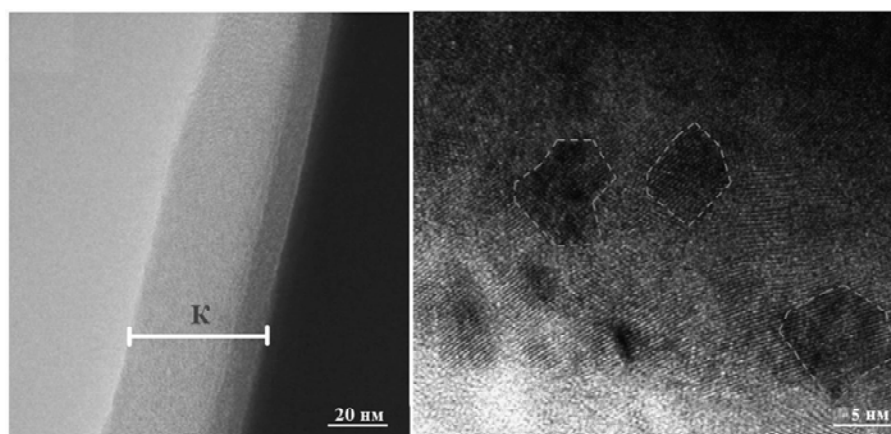


Рис. 8. ПЭМ-изображения сечения покрытия (TiZrHfVNbTa)N при разных увеличениях.

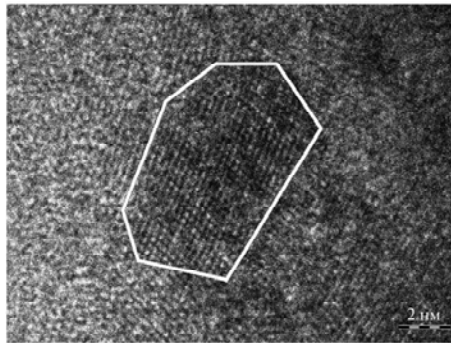


Рис. 8. (Продолжение).

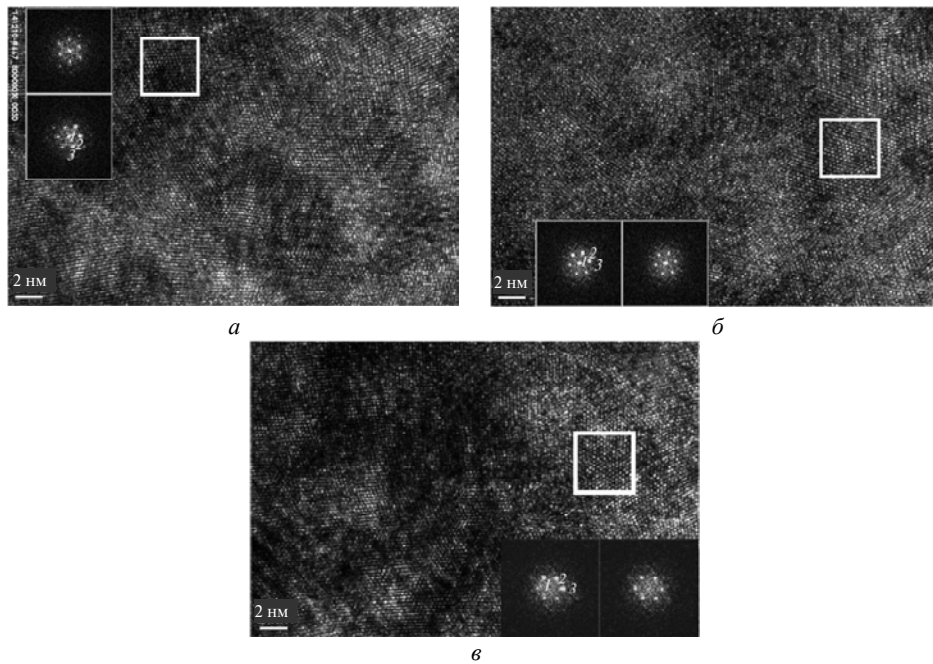


Рис. 9. ПЭМ-изображения наноструктурного покрытия (TiZrHfVNbTa)N образца 667 (см. таблицу) на разной глубине от поверхности: 120 нм, поверхностный слой (а), 130 нм, приповерхностная область (б), 180 нм (в); на вставках приведены результаты микродифракции в выделенной области.

Представленные результаты испытаний образцов с наноструктурным покрытием из нитридов высокоэнтропийных сплавов до и после имплантации с помощью скретч-тестов показали уменьшение коэффициента трения для имплантированных образцов.

ВЫВОДЫ

Имплантация наноструктурных (TiHfZrNbVTa)N-покрытий ионами N^+ с дозами 10^{18} см^{-2} формирует многословую структуру, состоящую из аморфного, нанокристаллического (диспергированного) и наноструктурного слоев. Твердость покрытия при этом уменьшается до 12 ГПа в приповерхностной области, с последующим увеличением глубины покрытия до ≥ 200 нм твердость становится максимальной (23 ГПа). Снижение микротвердости имплантированных образцов обусловлено распылением тонкого слоя поверхности покрытия, что влечет за собой снижение шероховатости поверхности

покрытия за счет исключения капельной фракции, которая формируется вследствие эрозии катода при вакуумно-дуговом осаждении.

Повышение давления в камере для осаждения до $3 \cdot 10^{-3}$ Торр приводит к значительному повышению концентрации азота в составе покрытия и снижению содержания металлических элементов, таких как Ti, Nb, V. Следствием изменения давления служит появление преимущественной ориентации плоскости (111) параллельно поверхности роста и формированию ГПУ-структуры.

Полученные покрытия характеризуются увеличением индекса пластичности до $H/E \geq 0,1$, что свидетельствует о превосходной стойкости к износу [19] и подтверждено предварительными испытаниями на скретч-тестере.

Работа частично финансировалась в рамках бюджетной тематики: “Разработка материаловедческих основ структурной инженерии вакуумно-плазменных сверхтвердых покрытий с целью достижения необходимых функциональных свойств”, номер государственной регистрации 0115U000685.

Авторы признательны А. В. Пшику за помощь в измерении нанотвердости и приведенного модуля упругости, Д. А. Колесникову за измерения на скретч-тестере, доктору Neonila Levintant-Zayots за имплантацию образцов.

Выражаем благодарность NanoBioMedical Centre (университет Адама Мицкевича, Познань), за предоставленную возможность проводить измерения на приборе Triboindenter TI-950.

Вивчено структуру і властивості наноструктурних багатокomпонентних покриттів (TiHfZrNbVTa)N, імплантованих дуже високою (10^{18} см⁻²) дозою іонів N⁺. В результаті імплантації іонів в поверхневому шарі наноструктурного покриття формується багаточарова структура, яка складається з аморфних, нанокристалічних (диспергованих) і наноструктурних (з вихідними розмірами) наношарів. В глибині покриття формуються дві фази: ГЦК і ГЦУ з невеликим об'ємним вмістом. Концентрація азоту поблизу поверхні досягає 90 % (ат.) і потім зменшується з глибиною. У початковому стані після осадження нанотвердість покриття, в залежності від умов осадження, має значення від 27 до 34 ГПа. В результаті імплантації величина твердості зменшується приблизно на глибину проєктованого пробігу іонів до 12 ГПа, а далі збільшується з глибиною до 23 ГПа. Дослідження проводили з допомогою резерфордівського зворотнього розсіювання, растрової електронної мікроскопії з мікроаналізом, високороздільної електронної мікроскопії (з локальним мікроаналізом), дифракції рентгенівських променів, наноіндування, тестів на знос.

Ключові слова: імплантація, наноструктурне багатокomпонентне покриття, мікроструктура, елементний і фазовий склад, фізико-механічні властивості.

The structure and properties of multicomponent nanostructured coatings (TiHfZrNbVTa)N implanted with very high (10^{18} cm⁻²) doses of ions N⁺ were investigated. Multilayered structure consisting of an amorphous nanocrystalline (dispersed) and nanostructured with original size of the nanograins formed as a result of the implantation of ions in the surface layer of the nanostructured coating. 2 phases formed in the depth of the coating: FCC and HCP with a small volume fraction. Nitrogen concentration near the surface reaches up to 90 at.% and then decreases with depth. In the initial state after deposition the nanohardness of the coating, depending on the deposition conditions, ranges from 27 to 39 GPa. As a result of the implantation, the value of the hardness decreases approximately to the depth of the ions projected range up to 12 GPa, and further increases with the depth up to 23 GPa. It were used such analysis techniques as: Rutherford backscattering, scanning electron microscopy with microanalysis, high-resolution electron microscopy (with local microanalysis), X-ray diffraction, nanoindentation, tests for wear.

Keywords: implantation, multicomponent nanostructured coating, microstructure, elemental and phase composition, physical and mechanical properties.

1. Pogrebnjak A. D., Tolopa A. M. A revive of high-dose implantation and production of ion mixed structures // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B. – 1990. – **52**. – P. 24–43.
2. Komarov F. F. Ion Beam Modification of Metals. – Philadelphia: Gordon and Breach Science Publishers, 1992. – 251 p.
3. Lavrentiev V. I., Pogrebnjak A. D. High-dose ion implantation into metals // Surf. Coat. Tech. – 1998. – **99**. – P. 24–32.
4. Ivasishin O. M., Pogrebnjak A. D., Bratushka S. N. Nanostructured Layers and Coatings Formed by Ion-Plasma Fluxes in Titanium Alloys and Steels. – Kyiv, Ukraine: Akadempriodika, 2011. – 270 p.
5. Pogrebnjak A. D., Bratushka S. N., Beresnev V. M., Levintant-Zayonts N. Shape memory effect and superelasticity of titanium nickelide alloys implanted with high ion doses // Russ. Chem. Rev. – 2013. – **82**, N 12. – P. 1135–1159.
6. Senkov O. N., Senkova S. V., Dimiduk D. M. et al. Oxidation behavior of a refractory NbCrMo_{0.5}Ta_{0.5}TiZr alloy // J. Mater. Sci. – 2012. – **47**. – P. 6522–6534.
7. Salishchev G., Tikhonovsky M. A., Shaysultanov D. G. et al. Effect of Mn and V on structure and mechanical properties of high-entropy alloys based on CoCrFeNi system // J. Alloys Compd. – 2014. – **591**. – P. 11–24.
8. Braic V., Vladescu A., Balaceanu M. et al. Nanostructured multi-element (TiZrNbHfTa)N and (TiZrNbHfTa)C hard coatings // Surf. Coat. Tech. – 2012. – **211**. – P. 117–121.
9. Tsai D. C., Huang Y. L., Lin S. R. et al. Effect of nitrogen flow ratios on the structure and mechanical properties of (TiVCrZrY)N coatings prepared by reactive magnetron sputtering // Appl. Surf. Sci. – 2010. – **257**. – P. 1361–1367.
10. Pogrebnjak A. D., Bagdasaryan A. A., Yakushchenko I. V., Beresnev V. M. The structure and properties of high-entropy alloys and nitride coatings based on them // Rus. Chem. Rev. – 2014. – **83**, N 11. – P. 1027–1061.
11. Pogrebnjak A. D., Yakushchenko I. V., Bagdasaryan A. A. et al. Microstructure, physical and chemical properties of nanostructured (Ti–Hf–Zr–V–Nb)N coatings under different deposition conditions // Mater. Chem. Phys. – 2014. – **147**, N 3. – P. 1079–1091.
12. Zukowski P., Koltunowicz T. N., Bondariev V. et al. Determining the percolation threshold for (FeCoZr)_x(CaF2)_(100-x) nanocomposites produced by pure argon ion-beam sputtering // J. Alloy Compd. – 2016. – **683**. – P. 62–66.
13. Pogrebnjak A. D., Yakushchenko I. V., Bondar O. V. et al. The microstructure of a multielement nanostructured (TiZrHfVNBa)N coating and its resistance to irradiation with Au⁻ ions // Tech. Phys. Lett. – 2015. – **41**, N 11. – P. 1054–1057.
14. Pogrebnjak A. D., Yakushchenko I. V., Bondar O. V. et al. Influence of implantation of Au⁻ ions on the microstructure and mechanical properties of the nanostructured multielement (TiZrHfVNBa)N coating // Phys. Solid. State. – 2015. – **57**, N 8. – P. 1559–1564.
15. Feng X., Tang G., Ma X. et al. Characteristics of multi-element (ZrTaNbTiW)N films prepared by magnetron sputtering and plasma based on ion implantation // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B. – 2013. – **301**. – P. 29.
16. Uglov V. V., Abadias G., Rovbut A. Y. et al. Thermal stability of nanocrystalline (Ti,Zr)_{0.54}Al_{0.46}N films implanted by He⁺ ions // Ibid. – 2015. – **354**. – P. 269–273.
17. Комаров Ф. Ф., Погребняк А. Д., Константинов С. В. Радиационная стойкость высокоэнтропийных наноструктурированных покрытий (Ti, Hf, Zr, V, Nb)N // Журн. техн. физики. – 2015. – **85**, № 10. – С. 105–110.
18. Fedotov A. K., Shepelevich V., Poznyak S. et al. Simulation of polycrystalline bismuth films Seebeck coefficient based on experimental texture identification // Mat. Chem. Phys. – 2016. – **177**. – P. 413–416.
19. Leyland A., Matthews A. On the significance of the H/E ratio in wear control: a nanocomposite coating approach to optimised tribological behaviour // Wear. – 2000. – **246**. – P. 1–11.
20. Pogrebnjak A. D., Postol'nyi B. A., Kravchenko Yu. A. et al. Structure and properties of (Zr–Ti–Cr–Nb)N multielement superhard coatings // J. Superhard Mater. – 2015. – **37**, N 2. – P. 101–111.
21. Pogrebnjak A. D., Demianenko A. A., Pshik A. V. et al. Structural features and physico-mechanical properties of AlN–TiB₂–TiSi₂ amorphous-like coatings // Ibid. – 2015. – **37**, N 5. – P. 310–321.
22. Pogrebnjak A. D., Kravchenko Yu. A. Modification of mechanical properties of TiN/Al₂O₃ and TiN/Cr/Al₂O₃ coatings using low-energy high-current electron beams // Ibid. – 2013. – **35**, N 2. – P. 105–110.

Поступила 08.04.16