

Влияние ионной имплантации на структурно-напряженное состояние и механические свойства нитридов высокоэнтропийных сплавов (TiZrAlYNb)N и (TiZrHfVNbTa)N

О.В. Соболев¹, И.В. Якущенко^{2,*}

¹ *Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», ул. Фрунзе, 21, 61002 Харьков, Украина*

² *Сумский государственный университет, ул. Римского-Корсакова, 2, 40007 Сумы, Украина*

(Получено 16.08.2015; в отредактированной форме – 17.10.2015; опубликовано online 20.10.2015)

В результате осаждения наноструктурных многокомпонентных нитридных покрытий (TiZrAlYNb)N и (TiZrHfVNbTa)N происходит формирование фазы с ГЦК решеткой с размерами кристаллитов до 7 нм и 17-20 нм, соответственно. В получаемых покрытиях развиваются напряжения сжатия, величиной – 2,97 ГПа и – 3,86 ГПа для шестиэлементных нитридов, и – 0,25 ГПа и – 3,14 ГПа для пятиэлементных покрытий. Выявлена зависимость изменения напряжения от концентрации азота в покрытии и обсуждены возможные причины наблюдаемой корреляции. Имплантация ионов золота приводит к разупорядочению структуры покрытий в имплантированном слое, уменьшению размеров нанокристаллитов, и, как результат, увеличению нанотвердости покрытий до 39 ГПа.

Ключевые слова: Нитриды высокоэнтропийных сплавов, Вакуумно-дуговое испарение катода, Фазовый и элементный состав, Твердость, Ионная имплантация, Отрицательные ионы.

PACS number: 81.40.Wx

1. ВВЕДЕНИЕ

Поиски новых, с повышенными функциональными свойствами покрытий на основе переходных металлов привели к созданию нового класса многоэлементных сплавов, называемого в литературе - высокоэнтропийными сплавами (ВЭС) [1-10]. В них на основе термодинамических принципов при содержании не менее чем 5 основных элементов с атомной концентрацией от 5 до 35 % происходит формирование структур со стойкими до высоких температур характеристиками [11-13]. Отличительной чертой ВЭС является то, что смешение 5 и более элементов приводит к формированию стабильного твердого раствора замещения, с относительно простыми кубическими (ГЦК или ОЦК) или гексагональной кристаллическими решетками; а не интерметаллидов или многофазной структуры, как в случае традиционных многоэлементных сплавов.

Получаемые материалы являются довольно высокопрочными и термодинамически устойчивыми, что и предопределяет их повышенную стойкость к химической коррозии, износу, способствует улучшению механических свойств, и т.д. [11-14].

Нитриды и карбиды на основе ВЭС демонстрируют еще более высокие физико-механические свойства, что обуславливает большой интерес исследователей и практиков к данному типу покрытий. Также, актуальной задачей является исследование влияния на структурно-фазовые изменения и механические характеристики покрытий такого традиционного метода обработки покрытий, как ионная имплантация. Для этой цели были выбраны отрицательные ионы Au⁻ которые имплантировались до дозы $1 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$ при ускоряющем напряжении 60 кВ. Выбор ионов Au обоснован двумя факторами: процессы на их основе поддаются строгой идентификации (например,

с помощью метода Резерфордского обратного рассеяния ионов), а также с тем, что большинство элементов исследуемого высокоэнтропийного покрытия (Ti, Zr, Hf, Nb, Ta) не взаимодействуют с золотом с образованием интерметаллидов или других фаз.

2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

5-ти элементные катоды Ti-Zr-Al-Y-Nb и 6-ти элементные катоды Ti-Zr-Hf-V-Nb-Ta высокоэнтропийных сплавов были получены методом вакуумно-дуговой плавки металлических катодов в водоохлаждаемой медной посудине. Для формирования необходимой гомогенности катодов, их неоднократно (5-7 раз) переплавляли [24]. Получение покрытий производилось с использованием вакуумно-дуговой установки «Булат-6». Импульсный режим осаждения использовался для увеличения энергии плазменного потока, улучшения адгезионных свойств получаемых покрытий, и получения более дисперсионной структуры покрытий. В качестве подложки использовались стальные диски и пластины (сталь 12X18H9T) диаметром 45 мм и толщиной 4 мм.

Для исследования поверхности многокомпонентных покрытий, их элементного состава и распределения элементов по поверхности покрытий использовался РЭМ с энерго-дисперсионным спектрометром JSM-6010 LA, (JEOL, Japan). Измерения микротвердости производились на приборе REVETEST (Switzerland), а нанотвердость и модуль упругости исследовались в динамическом режиме на Triboindenter TI-950 (HYSITRON Inc.).

Измерения фазового состава покрытий проводились при помощи двух рентгеновских диффрактометров ДРОН-3М в излучении Cu-K α , и RINT-2500 V с использованием позиционно-чувствительного пропорционального счетчика (PSPC/MDGT), в излуче-

* kosistivan@gmail.com

нии Cr-Kα. Измерения проводились под углами 3°, 10°, 30° для образцов в исходном состоянии (после осаждения покрытия) и под углом 2° для образцов, прошедших процедуру имплантации ионами Au⁻.

Для определения напряженного состояния покрытий использовался не стандартная (по сравнению с наиболее часто используемым в случае кубических решеток $\alpha - \sin^2\psi$ методом [15]) методика. Она основана на построении графика при фиксированных начальных углах образца (θ) при съемке всего спектра ($\theta = 3^\circ, 10^\circ$ или 30°). Расчеты были проведены для дифракционных пиков, соответствующим отражениям от плоскости (220) в угловом диапазоне счетчика $2\theta = 110^\circ \dots 120^\circ$.

Измерения твердости и приведенного модуля упругости покрытий выполняли методом наноиндентирования на оборудовании Hysitron TriboIndenter 950 с помощью алмазной пирамидки Берковича (Ti-0039, угол при вершине $142,3^\circ$, радиус округления вершины 100 нм) калиброванной по кварцу. Максимальная нагрузка при измерениях выбиралась таким образом, чтобы предотвратить влияния подложки на измеряемые величины. Для измерения твердости и приведенного модуля упругости на разной глубине покрытия к индентору прикладывали нагрузку формы трапецеидального синуса с пошагово возрастающей нагрузкой от 0,05 мкН до 10 мкН, при этом сегмент нагрузки длится 3 сек, выдержка 0,5 сек и разгрузка 3 сек.

3. ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Параметры осаждения, а также элементный состав покрытий (полученный при помощи энергодисперсионного анализа) приведен в сведенной таблице 1 для обоих типов покрытий. На рис. 1 приведен энергодисперсионный спектр для пятиэлементного покрытия.

Результаты элементного анализа покрытий свидетельствуют о том, что при более высоком вакууме в рабочей камере во время получения покрытий, происходят активные процессы перераспыления, и, в

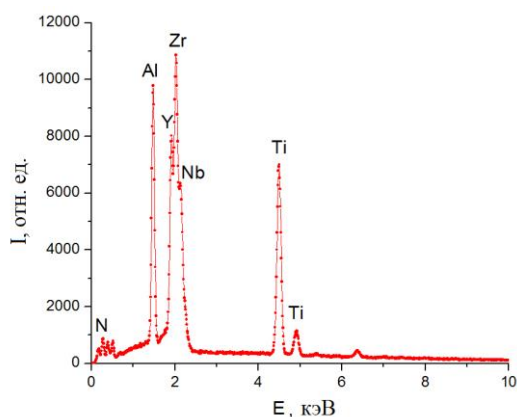


Рис. 1 – Энергодисперсионный спектр образца серии 1

результате, покрытие обедняется азотом, в то время как относительная концентрация атомов металла увеличивается. Следственно [16-21], это должно влиять на структурно-фазовый состав покрытий, и их напряженное состояние, результаты исследования которого для сплавов до и после имплантации будут приведены ниже.

В таблице 2 приведены значения параметров кристаллической решетки для бинарных нитридов составных металлических элементов. Как видно, наблюдается существенная разница как в устойчивости образуемых нитридов (энтальпия и энтропия их образования [22]), так и в параметрах решеток, определяемых атомными радиусами металлической составляющей. Различие последних определило высокие значения напряженно-деформированного состояния нитридных ВЭС, как это было показано в работах [23, 24].

Для проведения фазово-структурных исследований использовались излучения Cu-Kα и Cr-Kα (при этом последнее, как в стандартной, так и в скользящей геометрии), что позволило сопоставить состояние в объеме с поверхностным, модифицированным состоянием покрытия после ионного облучения.

На рис. 2а и рис. 2б приведены рентгенодифракционные спектры покрытий системы (TiZrAlYNb)N и (TiZrHfVNbTa)N, соответственно.

Таблица 1 – Параметры осаждения и элементный состав покрытий

№ серии	Материал	U_b , В	P , Торр	Концентрация, ат. %						
				N	Ti	Zr	Al	Y	Nb	
1	(TiZrAlYNb)N	- 150	1.2×10^{-3}	46,00	15,55	11,47	10,29	10,74	5,96	
2			4×10^{-4}	35,25	18,92	12,86	15,20	10,94	6,84	
3			4×10^{-3}	57,76	12,45	8,75	6,81	8,81	5,42	
				N	Ti	Zr	Hf	V	Nb	Ta
4	(TiZrHfVNbTa)N	- 150	3×10^{-3}	54,38	6,97	8,46	11,22	4,96	9,86	4,15
5			3×10^{-4}	45,70	9,05	9,85	12,91	5,65	12,18	4,67

Таблица 2 – Параметры решетки, энтропия и энтальпия образования бинарных нитридов

	TiN	ZrN	AlN	YN	NbN	TaN	HfN
Параметры решетки (a), нм	0,4242	0,4578	0,436	0,4877	0,4394	0,4307	0,4524
Энтропия образования, Дж/моль-град	30,31	38,93	20,93	46,05	43,96	42,7	40,0
Энтальпия образования, кДж/моль	336,62	365,51	320,29	299,36	237,81	252,7	374,0

Анализ спектров пятиэлементных покрытий свидетельствует о том, что при увеличении давления и насыщении покрытия азотом в поверхностных слоях повышается содержание ГЦК фазы. Следует также отметить изменение преимущественной ориентации роста ГЦК кристаллитов с увеличением давления: от (111) при низком давлении до (200) при высоком давлении (спектры 1 и 3 на рис. 2а).

Размер кристаллитов также изменяется. Так, для покрытий второй серии, размер кристаллитов ОЦК фазы достаточно мал, и равен около 7,7 нм. Повышение давления азота приводит к увеличению размеров ОЦК-кристаллитов образца первой серии, до 11,5 нм, и ГЦК фазы – до 5 нм. Кристаллиты образцов третьей серии имеют средние по величине значения 10 нм – для ОЦК фазы, и около 7 нм – для ГЦК фазы.

Для шестиэлементных покрытий результаты следующие. При получении покрытий с использованием давления рабочего газа 3×10^{-4} Торр, формируется фаза с ГЦК решеткой, с преимущественной ориентацией роста кристаллитов с осью [100]. Средний размер кристаллитов ГЦК фазы равен 8 нм. При повышенном

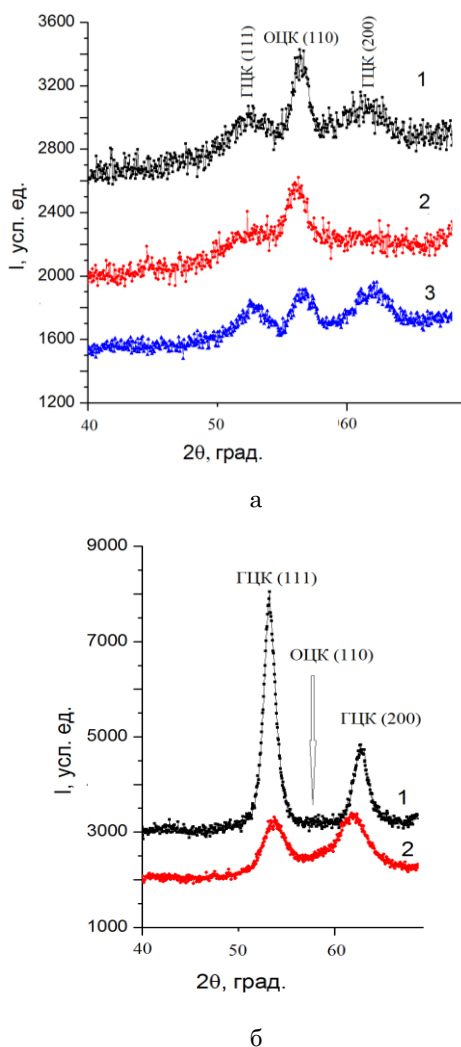


Рис. 2. – Участки дифракционных спектров полученные в скользящей геометрии (3° , излучение $\text{Cu-K}\alpha$) покрытий системы: а) $(\text{TiZrNbYAl})\text{N}$, осажденных при разном P_N (Торр): 1 – $1,2 \cdot 10^{-3}$, 2 – $4 \cdot 10^{-4}$, 3 – $4 \cdot 10^{-3}$; б) $(\text{TiZrHfVNbTa})\text{N}$, полученных при разном P_N (Торр): 1 – $3 \cdot 10^{-3}$, 2 – $3 \cdot 10^{-4}$

давлении, 3×10^{-3} Торр, структурное состояние изменяется в результате образования нового типа текстуры с осью [111], что проявляется в виде существенного увеличения относительной интенсивности пиков от соответствующей плоскости. Также, увеличивается и размер кристаллитов ГЦК фазы покрытия, который составляет около 17-20 нм.

Результаты расчетов напряженного состояния, а также значения макродеформации кристаллической решетки приведены в табл. 3.

Таблица 3 – Результаты определения макродеформации, и напряжения в исследуемых покрытиях

№ серии	ε , %	σ , ГПа
4	-1,80	-3,86
	-1,31	
	-0,58	
5	-1,11	-2,97
	-1,38	
	-0,35	
1	-1,88	-3,14
	-0,46	
2	-0,15	-0,25
	-0,07	

На рисунке 3 приведены графики зависимости параметра кристаллической решетки покрытий $(\text{TiZrAlYNb})\text{N}$ (образцы серий 1 и 2) и $(\text{TiZrHfVNbTa})\text{N}$ (образцы серий 4 и 5) от $\sin^2\psi$.

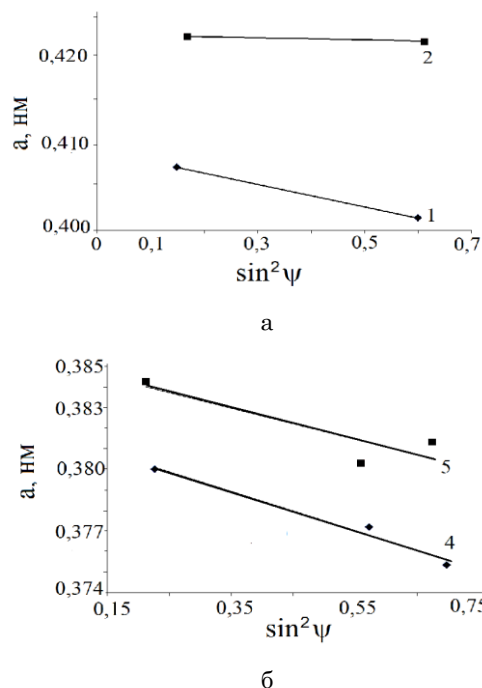


Рис. 3. – Зависимости « $a - \sin^2\psi$ » полученные методом кристаллических групп для оси текстуры [110] покрытия высокоэнтропийного сплава системы $(\text{TiZrAlYNb})\text{N}$ (а) $(\text{TiZrHfVNbTa})\text{N}$ (б)

Видно, что в покрытиях развиваются напряжения сжатия, что характерно для вакуумно-дуговых покрытий, полученных при использовании отрицательного напряжения смещения (в данном случае $U_b = -150$ В). С изменением давления рабочего газа для

шести-элементных нитридов от $3 \cdot 10^{-3}$ Торр до $3 \cdot 10^{-4}$ Торр, напряжения уменьшаются – от -3,86 ГПа (образец серии 4) до -2,97 ГПа (образец серии 5).

В случае пятиэлементных нитридов, ситуация совсем иная. В покрытии образца серии 2 наблюдается очень низкая деформация и напряжение сжатия составляет -0,25 ГПа. Для образца серии 1, напряжение сжатия равно -3,14 ГПа.

Как известно, большой вклад в деформацию сжатия может вносить наличие пустот в октаэдрических позициях азотных атомов в решетке. На рис. 4 представлен график зависимости σ от концентрации азота N.

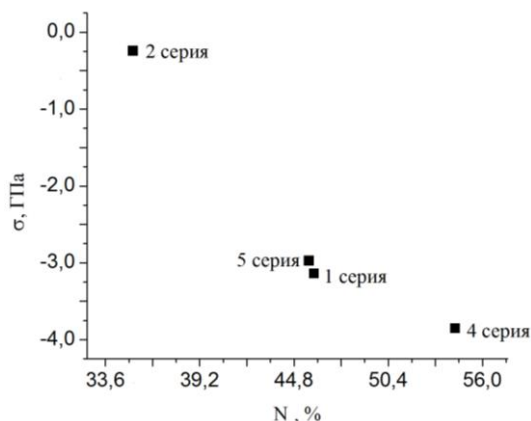


Рис. 4. – Зависимость напряжения σ от концентрации азота N

Как видно из графика, наблюдается тенденция увеличения напряжений сжатия с увеличением концентрации азота в покрытии. Можно предположить, что повышение давления рабочего газа приводит к тому, что большее количество атомов азота внедряется в октаэдрические пустоты кристаллической решетки (т.к. известно, что в высокоэнтропийных сплавах составляющие атомы имеют равную вероятность занять ту или иную позицию в кристаллической решетке). Это, в свою очередь, вызывает развитие напряжений сжатия в покрытии.

На рис. 5 представлены зависимости нанотвердости и приведенного модуля упругости от глубины проникновения пирамидки Берковича [25, 26] в покрытие серии 4 при динамическом вдавливании. В имплантированном слое, на глубине (15÷25) нм наблюдается увеличение нанотвердости почти до 39 ГПа с постепенным выходом на горизонтальную линию на глубине проникновения 70 нм, а увеличение индекса пластичности в имплантируемой области – $H/E \geq 0,1$ указывает на повышение стойкости к износу. Таким образом, имплантация тяжелых ионов Au^- приводит к превышению твердости, и превышению индекса пластичности.

Необходимо отметить то, что ионы Au^- имеют высокий коэффициент распыления [27]. Поэтому в процессе высокодозной имплантации происходит частичное распыление с поверхности атомов N из-за их более слабой связи. В процессе имплантации происходит образование высокой плотности индивидуальных каскадов смещенных атомов (твердого раствора замещения), и с высокой эффективностью образуются дефекты [28] – петли вакансионного и между-

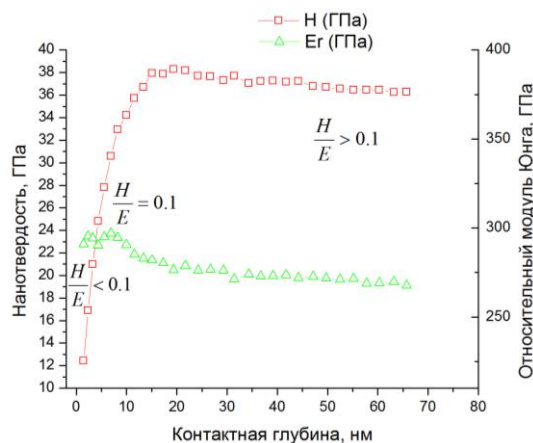


Рис. 5. – Зависимости нанотвердости и приведенного модуля упругости от глубины проникновения индентора в покрытие, полученное при $U_b = -150$ В, $P = 3,0 \times 10^{-3}$ Торр

узельного типа. Имплантированные ионы Au^- в покрытии формируют нанокристаллиты «шаровой» формы, размерами в несколько нм (как это было показано при имплантации ионов Cu^- ; Au^- в SiO_2 в [29-31]). В наноструктурном покрытии эффективность рекомбинации точечных дефектов увеличивается вблизи каскадов (или внутри них) из-за близости интерфейсов (границ раздела нанозерен, двойных или тройных стыков нанозерен) [28]. Кроме того, в процессе имплантации тяжелыми ионами увеличивается процентное соотношение интерфейсов за счет измельчения (раздробления) нанозерен от 8 до 5 нм и менее (как это было показано в результате исследования структурно-фазового состояния), благодаря чему происходит формирование разупорядоченной поликристаллической структуры без преимущественной ориентации ГЦК фазы. Также, образующиеся дефекты, границы зерен и т.д. являются препятствием для продвижения дислокаций во время пластической деформации материала. А так как твердость вещества характеризует его сопротивление упругой и пластической деформации при вдавливания контртела, то можно считать, что полученные наноструктурные покрытия обладают большей стойкостью к облучению ионами Au^- по сравнению с монокристаллами и поликристаллами [18], а ионная имплантация приводит к улучшению механических свойств покрытий.

Авторы выражают благодарность проф. Погребняку А.Д. за ценное обсуждение научного направления работы и полезную дискуссию, д.т.н. Андрееву А.А. за предоставленные образцы покрытий, а проф. К. Oyoshi и проф. Y. Takeda за уникальное облучение отрицательными ионами Au^- .

4. ВЫВОДЫ

1. В случае пятиэлементных покрытий системы $(TiZrNbYAl)N$ при увеличении давления рабочего газа происходит эволюция структурного состояния от аморфного до нанокластерного, а затем – до нанокристаллического. Происходит формирование двух кристаллических фаз с ГЦК и ОЦК решеткой, чьи соотношения в покрытии изменяются при изменении параметров осаждения.

2. В шестиэлементных нитридах (TiZrHfVNbTa)N формирование аморфной фазы при меньшем давлении рабочего газа не наблюдается. Преобладающим направлением роста кристаллитов является ось текстуры [111]. В качестве основной кристаллической фазы формируется фаза с ГЦК решетками, ОЦК фаза замечена для покрытий, полученных при наиболее

высоком давлении $3 \cdot 10^{-4}$ Торр, в приповерхностном слое.

3. Исследуемые пяти- и шестиэлементные покрытия нитридов (TiZrNbYAl)N и (TiZrHfVNbTa)N демонстрируют более высокую стойкость к радиационному воздействию при ионной имплантации Au⁺, чем традиционные нитриды переходных металлов.

Influence of Ion Implantation on the Structural and Stressed State and Mechanical Properties of Nitrides of High-entropy (TiZrAlYNb)N and (TiZrHfVNbTa)N Alloys

O.V. Sobol¹, I.V. Yakushchenko²

¹ National Technical University "Kharkov Polytechnical Institute", 21, Frunze Str., 61002 Kharkiv, Ukraine

² Sumy State University, 2, Rimsky Korsakov Str., 40007 Sumy, Ukraine

As a result of deposition of nanostructured multicomponent (TiZrAlYNb)N and (TiZrHfVNbTa)N nitride coatings, a phase with FCC lattice and crystallite sizes from 7 nm to 17-20 nm, respectively, is formed. Compressive stresses are developed, with values of -2.97 GPa and -3.86 GPa for 6-elements nitrides, and -0.25 GPa and -3.14 GPa for 5-elements coatings. Dependence of the stress change on the nitride concentration in the coatings is found, and possible reasons of the observed correlation are discussed. Ion implantation of Au leads to disorder of the coatings structure in the implanted layer, decrease of nanocrystallite sizes, and, as a result, increase of nanohardness of the coatings to 39 GPa.

Keywords: Nitrides of high-entropy alloys, Vacuum-arc cathode evaporation, Phase and elemental composition, Hardness, Ion implantation, Negative ions.

Вплив іонної імплантації на структурно-напружений стан та механічні властивості нїтридів високоентропійних сплавів (TiZrAlYNb)N і (TiZrHfVNbTa)N

О.В. Соболю¹, І.В. Якущенко²

¹ Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», вул. Фрунзе, 21, 61002 Харків, Україна

² Сумський державний університет, вул. Римського-Корсакова, 2, 40007 Суми, Україна

В результаті осадження наноструктурних багатокомпонентних нїтридних покриттів (TiZrAlYNb)N і (TiZrHfVNbTa)N відбувається формування фази з ГЦК решіткою з розмірами кристалїтів до 7 нм та 17-20 нм, відповідно. В отриманих покриттях розвиваються напруження стискання, рівні $-2,97$ ГПа та $-3,86$ ГПа для шестиелементних нїтридів, та $-0,25$ ГПа і $-3,14$ ГПа для п'ятиелементних покриттів. Виявлена залежність зміни напруження від концентрації азоту в покритті, та обговорені можливі причини спостережуваної кореляції. Імплантація іонів Au⁺ приводить до розупорядковування структури покриттів в імплантованому шарі, зменшенню розмірів нанокристалїтів, і, як результат, збільшенню нанотвердості покриттів до 39 ГПа.

Ключові слова: Нїтриди високоентропійних сплавів, Вакуумно-дугове випарування катоду, Фазовий та елементний склад, Твердість, Іонна імплантація, Негативні іони.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- J.-W. Yeh, Y.-L. Chen, S.-J. Lin, *Mater. Sci. Forum* **560**, 1 (2007).
- N. Wanderka, S. Singh, U. Glatzel, J. Banhart, *Acta Materialia* **59**, 182 (2011).
- S. Ranganathan, *Curr. Sci.* **85** No 10, 1404 (2003).
- A. Inoue, *J. Appl. Phys.* **87**, 1141 (2000).
- V. Dolique, A.-L. Thomann, P. Brault, Y. Tessier, P. Gillon, *Mater. Chem. Phys.* **117**, 142 (2009).
- V. Dolique, A.-L. Thomann, P. Brault, Y. Tessier, P. Gillon, *Surf. Coat. Technol.* **204**, 1989 (2010).
- M.-H. Tsai, C.-W. Wang, C.-W. Tsai, W.-J. Shen, J.-W. Yeh, J.-Y. Gan, W.-W. Wu, *J. Electrochem. Soc.* **158** No 11, H1161 (2011).
- A. Li, X. Zhang, *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)* **22** No 3, 219 (2009).
- C.H. Lai, S.J. Lin, J.W. Yeh, S.Y. Chang, *Surf. Coat. Technol.* **201**, 3275 (2006).
- M. Braic, V. Braic, M. Balaceanu, C.N. Zoita, A. Vladescu, E. Grigore, *Surf. Coat. Technol.* **204**, 2010 (2010).
- Y. Zhang, T.T. Zuo, Z. Tang, M.C. Gao, K.A. Dahmen, P.K. Liaw, Z.P. Lu, *Prog. Mater. Sci.* **61**, 1 (2014).
- B.S. Murty, Jien-Wei Yeh, S. Ranganathan, *High-Entropy Alloys* (Oxford: Butterworth-Heinemann: 2014).
- A.D. Pogrebnjak, A.A. Bagdasaryan, I.V. Yakuschenko, V. M. Beresnev, *Russ. Chem. Rev.* **83**, 1027 (2014).
- O.V. Sobol', A.A. Andreev, V.A. Stolbovoi, V.E. Fil'chikov, *Tech. Phys. Lett.* **38** No 2, 168 (2012).
- C. Genzel, W. Reinmers, *phys. status solidi (a)* **166** No 2, 751 (1998).
- X. Feng, G. Tang, X. Ma, M. Sun, L. Wang, *Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. B* **301**, 29 (2013).

17. A.D. Pogrebnjak, I.V. Yakushchenko, A.A. Bagdasaryan, O.V. Bondar, R. Krause-Rehberg, G. Abadias, P. Chartier, K. Oyoshi, Y. Takeda, V.M. Beresnev, O.V. Sobol, *Mater. Chem. Phys.* **147** No 3, 1079 (2014).
18. A.D. Pogrebnjak, *J. Nanomater.* **2013**, ID 780125 (2013).
19. A.D. Pogrebnjak, V.M. Beresnev, *Nanocoatings Nanosystems Nanotechnologies* (Oak Park, IL: Bentham Science Publishers: 2012).
20. P. Misaelides, A. Hatridimitriou, F. Noli, A.D. Pogrebnjak, Y.N. Tyurin, S. Kosionidis, *Surf. Coat. Technol.* **180-181**, 290 (2004).
21. A.D. Pogrebnjak, A.G. Lebed, Yu.F. Ivanov, *Vacuum* **63**, 483 (2001).
22. Г.В. Самсонов, *Нитриды*. (Киев: Наукова думка: 1969) (H.V. Samsonov, *Nitridy*. (Kyev: Naukova dumka: 1969)).
23. R. Krause-Rehberg, A.D. Pogrebnjak, V.N. Borisyuk, M.V. Kaverin, A.G. Ponomarev, M.A. Bilokur, K. Oyoshi, Y. Takeda, V.M. Beresnev, O.V. Sobol', *Phys. Metal. Metallography* **114** No 8, 672 (2013).
24. O.V. Sobol', A.A. Andreev, V.F. Gorban', N.A. Krapivka, V.A. Stolbovoi, I.V. Serdyuk, V.E. Fil'chikov, *Tech. Phys. Lett.* **38** No 7, 616 (2012).
25. A.D. Pogrebnjak, I.V. Yakushchenko, O.V. Sobol', V.M. Beresnev, A.I. Kupchishin, O.V. Bondar, M.A. Lisovenko, H. Amekura, K. Kono, K. Oyoshi, Y. Takeda, *Techn. Phys.* **60** No 8, 1176 (2015).
26. A.D. Pogrebnjak, I.V. Yakushchenko, O.V. Bondar, O.V. Sobol', V.M. Beresnev, K. Oyoshi, H. Amekura, Y. Takeda, *Phys. Solid State* **57** No8, 1556 (2015).
27. B. Schmidt K. Wetzig, *Ion Beams in Materials Processing and Analysis*. (Wien: Springer-Verlag: 2013).
28. Н.А. Азаренков, О.В. Соболев, А.Д. Погребняк, В.М. Береснев, С.В. Литовченко, О.Н. Иванов, *Материаловедение неравновесного состояния модифицированной поверхности: монография* (Сумы: Сумский государственный университет: 2012) (N.A. Azarenkov, O.V. Sobol', A.D. Pogrebnjak, V.M. Beresnev, S.V. Litovchenko, O.N. Ivanov, *Materialovedeniye neravnovesnogo sostoyaniya modifitsirovannoy poverkhnosti: monografiya* (Sumy: Sumskiy gosudarstvennyy universitet: 2012)) [in Russian].
29. D. Debi, Y. Takeda, H. Amekura, M. Sasase, N. Kishimoto, *Appl. Surf. Sci.* **310**, 164 (2014).
30. V.I. Lavrentiev, A.D. Pogrebnjak, *Surf. Coat. Tech.* **99**, 24 (1998).
31. A.D. Pogrebnjak, A.P. Kobzev, B.P. Gritsenko, S. Sokolov, E. Bazyl, N.V. Sviridenko, A.N. Valyaev, Y.F. Ivanov, *J. Appl. Phys.* **87**, 2142 (2000).