

ВЛИЯНИЕ ПОТЕНЦИАЛА СМЕЩЕНИЯ И ДАВЛЕНИЯ АЗОТА НА СТРУКТУРНО-НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И СВОЙСТВА НИТРИДНЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ИСПАРЕНИЕМ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ ВАКУУМНО-ДУГОВЫМ МЕТОДОМ

О.В. Соболев, А.А. Андреев, В.Н. Воеводин*, В.Ф. Горбань**,
С.Н. Григорьев***, М.А. Волосова***, И.В. Сердюк**

НТУ «Харьковский политехнический институт», Харьков, Украина;

**ННЦ «Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина;*

***Институт проблем материаловедения им. И.М. Францевича, Киев, Украина;*

****Московский государственный технологический университет «Станкин»,
Москва, Россия*

Проведено исследование влияния отрицательного потенциала смещения и давления атмосферы азота на структурно-напряженное состояние и свойства вакуумно-дуговых нитридных покрытий. Проведено сопоставление данных по трем группам покрытий: 1 – (Ti, V, Zr, Nb, Hf)N, 2 – (Ti, V, Zr, Nb, Hf, Ta)N и 3 – TiN. Без учета капельной составляющей многоэлементные нитридные покрытия, осажденные в азоте, являются однофазными с кубической ГЦК-решеткой (структурный тип NaCl). На субструктурном уровне в этих покрытиях повышение давления азота приводит к увеличению размеров кристаллитов и релаксации микродеформации, а повышение потенциала смещения – к обратному эффекту (увеличение микродеформации). По абсолютной величине микродеформация в таких покрытиях выше, а размер кристаллитов – меньше, чем для моонитридов. Наибольшая твердость (70 ГПа) достигнута в нитридных покрытиях, осажденных вакуумно-дуговым испарением (Ti, V, Zr, Nb, Hf) сплава при давлении азота 0,35 Па.

ВВЕДЕНИЕ

Созданные в последние годы многоэлементные нитриды, а также многослойные системы показывают высокие механические свойства [1-4]. При этом одно из наиболее высоких механических свойств, в частности твердость, присуща нитридам высокоэнтропийных сплавов (НВЭС) [5-14]. Среди многочисленных систем, обладающих наибольшей твердостью, следует отметить системы из тяжелых элементов с высокой энергией связи компонентов с азотом при образовании нитридов, и, в частности, систему на основе Ti, V, Zr, Nb, Hf [15].

Цель данной работы заключалась в анализе влияния отрицательного потенциала подложки и давления азотной атмосферы на структурно-напряженное состояние и твердость нитридов на базе высокоэнтропийных сплавов Ti, V, Zr, Nb, Hf и Ti, V, Zr, Nb, Hf, Ta.

МЕТОДИКА ПОЛУЧЕНИЯ И ИССЛЕДОВАНИЯ ОБРАЗЦОВ

Образцы были получены вакуумно-дуговым испарением на установке «Булат-6». Слитки из высокоэнтропийных сплавов систем Ti-V-Zr-Nb-Hf (пятиэлементный сплав) и Ti-V-Zr-Nb-Hf-Ta (шестиэлементный сплав) изготавливали методом вакуумно-дуговой плавки в атмосфере высокочистого аргона. В качестве подложки использованы полированные пластинки размером 20x20x3 мм из нержавеющей стали 12X18H9T, а также из медной фольги толщиной 0,2 мм. Осаждение покрытий производили при подаче на подложку постоянного отрицательного потенциала $U_b = -(50...200)$ В, токе дуги

85 А, давлении остаточных газов 0,0066 Па и различных давлениях азота 0,04...0,65 Па. Скорость осаждения составляла около 4 нм/с.

Исследование структурно-напряженного состояния проводилось на дифрактометре ДРОН-3М в излучении Cu-K α . Для монохроматизации регистрируемого излучения применяли графитовый монохроматор, который устанавливался во вторичном пучке (перед детектором). Изучение фазового состава, структуры (текстуры, субструктуры) производили с помощью традиционных методик рентгеновской дифрактометрии путем анализа положения, интенсивности и формы профилей дифракционных рефлексов. Для расшифровки дифрактограмм использовались таблицы международного центра дифракционных данных Powder Diffraction File. Субструктурные характеристики определяли методом аппроксимации [16]. Для изучения макронапряженно-деформированного состояния в покрытиях с кубической (структурный тип NaCl) кристаллической решеткой использовался метод рентгеновской тензометрии (« $a - \sin^2 \psi$ »-метод). В случае сильной текстуры применялся модифицированный « $a - \sin^2 \psi$ »-метод, основанный на том, что измерение межплоскостных расстояний производилось от различных плоскостей при определенных кристаллографически заданных углах наклона ψ образца [17-18].

Микроиндентирование проводили на установке «Микрон-гамма» [19] при нагрузке до $F = 0,5$ Н алмазной пирамидой Берковича с углом заточки 65° с автоматически выполняемым нагружением и разгрузением на протяжении 30 с.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Известно, что подача отрицательного потенциала смещения на подложку при осаждении позволяет в значительной степени избавиться от присутствия в формируемом материале капельной фазы [20-22]. При этом с увеличением отрицательного потенциала смещения до -200 В существенно уменьшается как количество, так и размер капельной фазы в покрытии. Вторым, наиболее весомым, фактором изменения структуры и свойств вакуумно-дуговых покрытий является давление рабочей атмосферы (в случае получения нитридных покрытий – атмосферы азота P_N).

Анализ полученных рентгенодифракционных спектров показывает, что при осаждении в интервале $P_N = 0,04 \dots 0,65$ Па в покрытиях происходит образование твердого раствора на основе ГЦК-решетки с внедренными в октаэдрические междоузлия азотными атомами (структурный тип NaCl).

Для сравнительного анализа влияния состава испаряемого материала на фазово-структурное состояние покрытий при различных значениях отрицательного потенциала в работе было проведено сопоставление для трех групп покрытий: 1 – покрытия на базе нитрида пятиэлементного (Ti, V, Zr, Nb, Hf) сплава; 2 – покрытия на базе нитрида шестиэлементного (Ti, V, Zr, Nb, Hf, Ta) сплава; 3 – TiN-покрытия. Для создания покрытий из пятиэлементного сплава использовался сплав, в котором соотношение элементов было распределено следующим образом: Ti, V (легкое наполнение, 47...50 а.е.м.) – 40 ат.%; Zr, Nb (среднее наполнение, 91...92 а.е.м.) – около 45 ат.% и Hf (тяжелое наполнение, 178...180 а.е.м.) – около 15 ат.%. Для создания покрытий из шестиэлементного сплава использовался сплав со следующим соотношением элементов: Ti, V (легкое наполнение, 47...50 а.е.м.) – 20 ат.%; Zr, Nb (среднее наполнение, 91...92 а.е.м.) – около 45 ат.% и Hf, Ta (тяжелое наполнение, 178...180 а.е.м.) – около 35 ат.%. Таким образом, в первой группе число атомов средних и тяжелых масс близко к легким, а во второй – превышает их почти в 4 раза.

Сопоставление дифракционных спектров покрытий, полученных при наибольшем давлении азота (0,65 Па) (рис. 1), показывает, что для всех трех групп покрытий характерно развитие текстуры [111]. При этом в случае многоэлементных сплавов большая ширина рефлексов при θ -сканировании свидетельствует об уменьшении степени совершенства текстуры по сравнению с TiN. Отметим, что высокая интенсивность рефлексов в (Ti, V, Zr, Nb, Hf, Ta)N-покрытии определяется большим удельным содержанием в нем тяжелой составляющей с большей отражательной способностью.

При давлении азота 0,35 Па на спектрах покрытий (Ti, V, Zr, Nb, Hf)N наблюдается преимущественная ориентация кристаллитов [220] (спектр 2 на рис. 2).

При давлении азота 0,09 Па на спектрах покрытий (Ti, V, Zr, Nb, Hf)N наблюдается преимущественная ориентация кристаллитов [220] (спектр 2 на рис. 2).

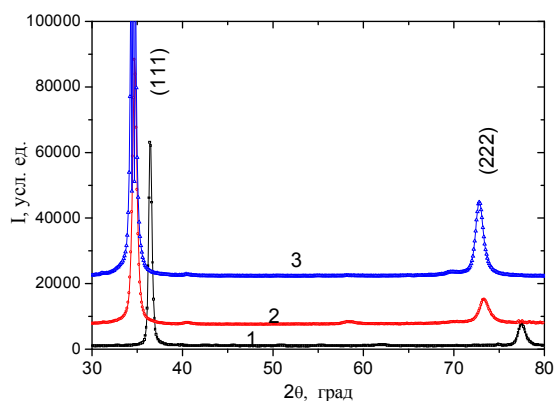


Рис. 1. Участки дифракционных спектров нитридных покрытий, полученных при $U_b = -200$ В и давлении $P_N = 0,65$ Па: TiN (1); (Ti, V, Zr, Nb, Hf)N (2); (Ti, V, Zr, Nb, Hf, Ta)N (3)

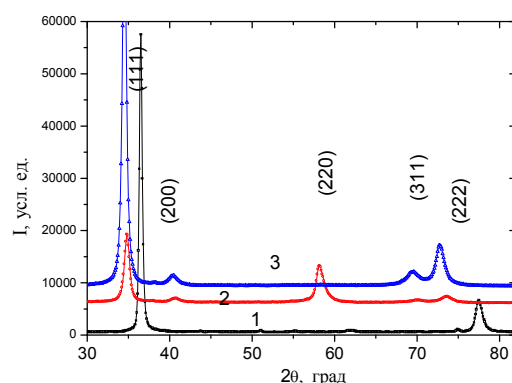


Рис. 2. Участки дифракционных спектров нитридных покрытий, полученных при $U_b = -200$ В и давлении $P_N = 0,35$ Па: TiN (1); (Ti, V, Zr, Nb, Hf)N (2); (Ti, V, Zr, Nb, Hf, Ta)N (3)

При уменьшении давления азота до 0,09 Па, когда в плазменном потоке в значительной степени увеличивается средний заряд металлических ионов и их концентрация [23], действие радиационного фактора, связанного с бомбардировкой растущего покрытия ионами металлов, становится определяющим, что проявляется (рис. 3, спектры 2 и 3) в усилении текстуры [220] в покрытиях (Ti, V, Zr, Nb, Hf)N и появлении текстуры [311] в покрытиях (Ti, V, Zr, Nb, Hf, Ta)N.

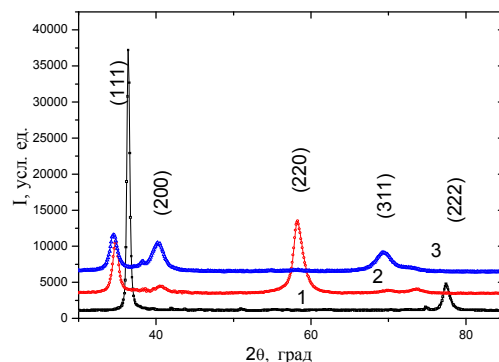


Рис. 3. Участки дифракционных спектров нитридных покрытий, полученных при $U_b = -200$ В и давлении $P_N = 0,09$ Па: TiN (1); (Ti, V, Zr, Nb, Hf)N (2); (Ti, V, Zr, Nb, Hf, Ta)N (3)

При этом следует отметить, что на поверхности покрытий происходит формирование капельной фазы двух типов (рис. 4): конусообразной и сфероподобной. Состав конусообразных капель характеризуется относительно малым содержанием Ta (25...30 мас.%) и повышенным содержанием Ti, Zr и Hf, а состав сфероподобных – повышенным содер-

жением Ta и Nb. В таблице приведены усредненные значения составов этих капель.

Наличие капель двух типов может свидетельствовать о локальной неоднородности катода, а также о том, что присутствие тантала в каплях существенно снижает их коэффициент распыления.

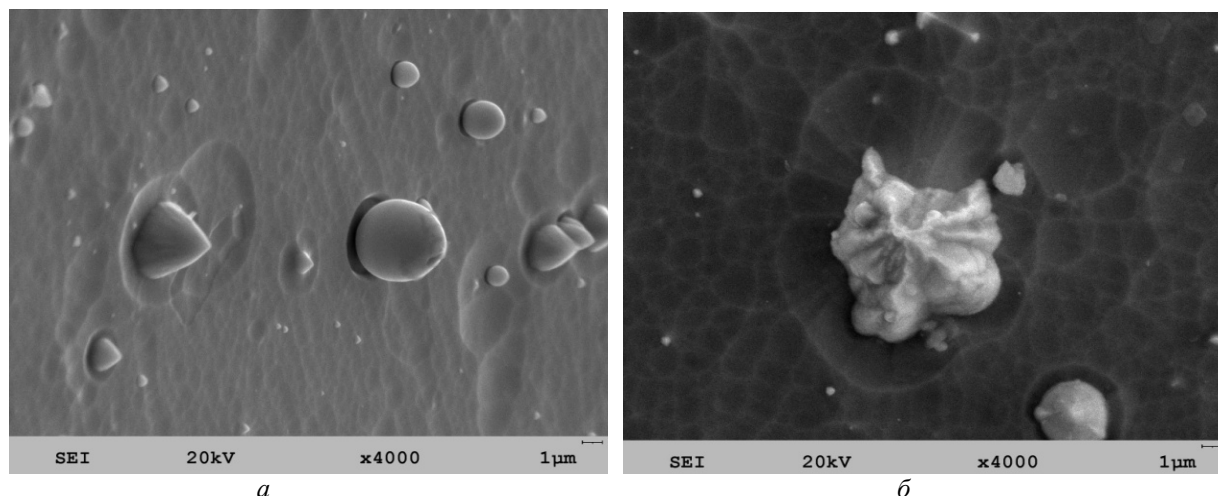


Рис. 4. Микрофотографии поверхности шестизлементного нитридного покрытия, полученного при $U_b = -200$ В, $P_N = 0,35$ Па: а – общий вид поверхности, б – ореол у распыленных капель

Состав капель шестизлементного покрытия (Ti, V, Zr, Nb, Hf, Ta)N

Форма капли	Ti	V	Zr	Nb	Hf	Ta
Конусообразная	6,05	0,45	30,89	20,06	17,46	25,09
Сфероподобная	3,31	0,61	12,66	28,61	8,49	46,33

При снижении давления азота до 0,04 Па действие радиационного фактора при недостатке атомов азота приводит к усилению текстуры [311] в покрытиях с наибольшим удельным содержанием тяжелой составляющей Ta (рис. 5, спектр 3).

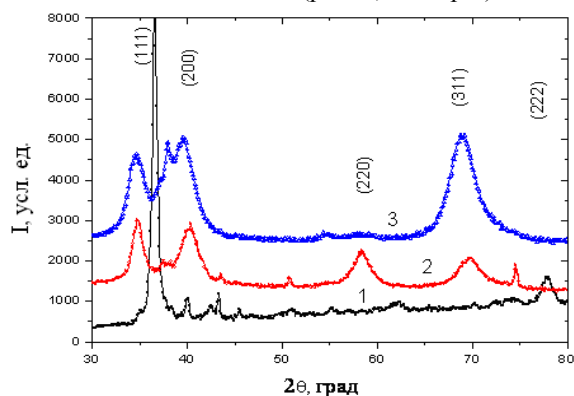


Рис. 5. Участки дифракционных спектров нитридных покрытий, полученных при $U_b = -200$ В и давлении $P_N = 0,04$ Па: TiN (1); (Ti, V, Zr, Nb, Hf)N (2); (Ti, V, Zr, Nb, Hf, Ta)N (3)

Следует отметить, что в исследуемых покрытиях при уменьшении U_b до -100 В радиационное влияние на текстурообразование не выявляется (рис. 6). Для всего диапазона давлений характерно образование монотекстурного состояния с преимущественной ориентацией [111], свойственной для этого потенциала смещения [111], свойственной для этого потенциала смещения при вакуумно-дуговом получении моноснитридных покрытий, таких как TiN, ZrN [24].

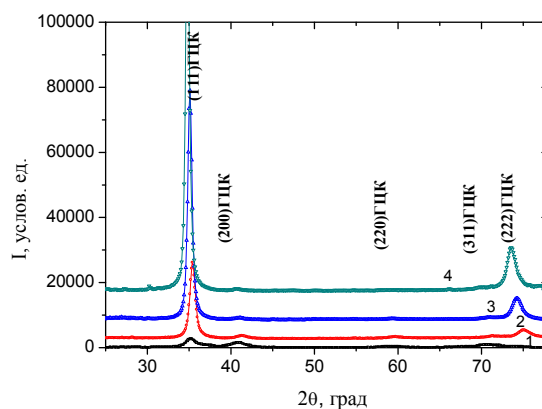


Рис. 6. Участки дифракционных спектров (Ti, V, Zr, Nb, Hf)N-покрытий, полученных при $U_b = -100$ В и давлениях азота (P_N , Па): 0,04 (1); 0,09 (2); 0,35 (3); 0,65 (4)

Результирующие данные исследования субструктурных характеристик (размер кристаллитов, микродеформация), полученные методом аппроксимации [16], обобщены на рис. 7 и 8.

Видно, что в случае многоэлементных нитридных покрытий в отличие от TiN происходит уменьшение среднего размера кристаллитов и увеличение микродеформации. В особенности это характерно для (Ti, V, Zr, Nb, Hf, Ta)N-покрытий (см. кривые 3 на рис. 7 и 8).

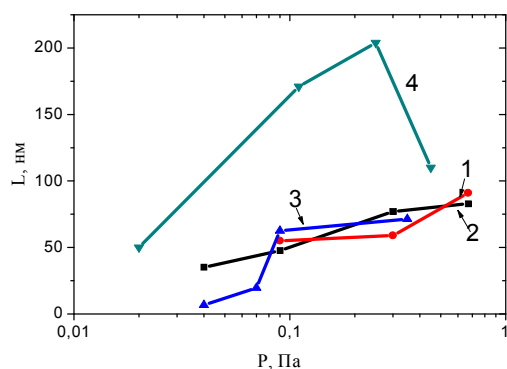


Рис. 7. Зависимости размера зерен-кристаллитов от давления азота для покрытий (Ti, V, Zr, Nb, Hf)N, осажденных при потенциалах смещения: -100 В (1); -200 В (2); для покрытий, осажденных при потенциале -200 В: (Ti, V, Zr, Nb, Hf, Ta)N (3) и TiN (4)

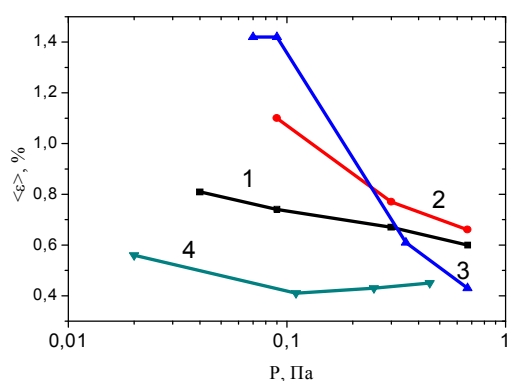


Рис. 8. Зависимости микродеформации от давления азота для покрытий (Ti, V, Zr, Nb, Hf)N, осажденных при потенциалах смещения: -100 В (1); -200 В (2); для покрытий, осажденных при потенциале -200 В: (Ti, V, Zr, Nb, Hf, Ta)N (3) и TiN (4)

Усиление микродеформированного состояния, вызванное различием атомных радиусов компонентов, приводит к уменьшению кристаллитов. Кроме этого, наблюдаются значительный рост микродеформации и уменьшение среднего размера кристаллитов при уменьшении давления. Причиной этого является формирование дефектной структуры на поверхности покрытия с большим числом центров кристаллизации из-за увеличения концентрации ионов в плазме и их среднего заряда [23]. В сравнении с TiN, покрытия НВЭС имеют существенно меньший средний размер кристаллитов при одинаковых давлениях азота (см. рис. 7). Введение шестого тяжелого элемента (Ta) приводит к уменьшению среднего размера зерен-кристаллитов, что особенно заметно для низких давлений.

Так видно (см. рис. 8), что наибольшая микродеформация присуща покрытиям (Ti, V, Zr, Nb, Hf, Ta)N (кривая 3) при низких давлениях азота. Это является следствием разности атомных радиусов составляющих компонентов, которые при более низком давлении бомбардируют покрытие с большей энергией. Из этого можно сделать вывод, что при низком давлении основной вклад в развитие микродеформации

вносят ускоренные в поле потенциала смещения ионы. При этом в (Ti, V, Zr, Nb, Hf)N-покрытиях максимальное значение деформации изменяется от 0,8% при потенциале -100 В до 1,1% при -200 В. В (Ti, V, Zr, Nb, Hf, Ta)N уровень микродеформации выше и достигает при -200 В величины 1,42% (кривая 3).

При увеличении давления азота, когда энергия осаждаемых частиц снижается, во всех покрытиях наблюдается уменьшение микродеформации.

Сравнение с соответствующими параметрами для TiN-покрытий (см. рис. 8, кривая 4) показывает, что по абсолютной величине развивающаяся в TiN-покрытиях микродеформация значительно ниже и только при больших давлениях и пересыщении по азотным атомам становится сравнимой с многоэлементными нитридами.

Анализ напряженно-деформированного состояния, проведенный методом многократных наклонных съемок (« $a\text{-}\sin^2\psi$ »-метод) показал, что как для покрытий (Ti, V, Zr, Nb, Hf)N, так и (Ti, V, Zr, Nb, Hf, Ta)N повышение давления азота приводит к увеличению отрицательного угла наклона графиков, что свидетельствует о развитии большей деформации сжатия. Характерной чертой для покрытий НВЭС является пересечение графиков в точке, для которой $\sin^2\psi \approx 0,4$. В случае кубической решетки такое пересечение соответствует величине коэффициента Пуассона (μ), близкой к 0,25 ($\sin^2\psi_0 = 2\mu/(1+\mu)$ [25]), что характерно для нитридов с сильной ковалентной связью между металлом и азотом, таких, например, как TiN. Увеличение периода решетки при $\sin^2\psi_0 = 0,4$ от 0,44294 нм для покрытия из пятиэлементного сплава до 0,44485 нм для покрытия (Ti, V, Zr, Nb, Hf, Ta)N связано с увеличением удельного содержания металлических составляющих с большим атомным радиусом: Hf и Ta.

Изучение такой наиболее универсальной характеристики механических свойств покрытий, как твердость, показало (рис. 9), что для исследованных покрытий НВЭС наивысшая твердость достигается при давлении 0,35 Па, при котором, с одной стороны, достаточно высокое напряженно-деформированное состояние сжатия в покрытиях, а, с другой стороны, соотношение между металлическими и азотными атомами близко к эквиаtomному.

Сравнение с покрытиями TiN, полученными при $U_b = -200$ В, показывает, что по абсолютным значениям твердость нитридных покрытий из пяти- и шестизлементных сплавов значительно больше, чем у TiN (см. рис. 9, кривая 3).

Видно, что наибольшую твердость показывают покрытия, полученные при давлении 0,35 Па. Кроме того, к более высокой твердости многоэлементных нитридных покрытий приводит большая микродеформация в кристаллитах, связанная с присутствием в них разноатомных (с разным атомным радиусом) составляющих, что стимулирует формирование более мелкой кристаллической наноструктуры.

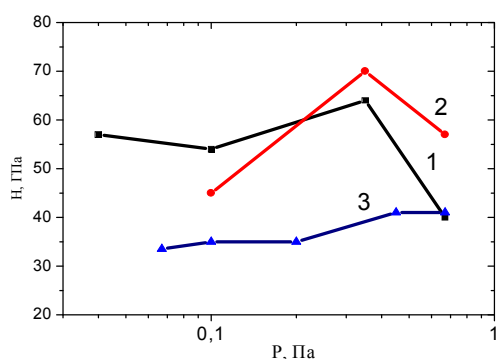


Рис. 9. Зависимости микротвердости от давления азота при потенциале -200 В для покрытий: $(Ti, V, Zr, Nb, Hf)N$ (1); $(Ti, V, Zr, Nb, Hf, Ta)N$ (2) и TiN (3)

ВЫВОДЫ

Без учета капельной составляющей НВЭС покрытия, осажденные в азотной атмосфере, являются однофазными с кубической ГЦК-решеткой (структурный тип NaCl). Подача на подложку $U_b = -200$ В приводит к образованию радиационно-стимулированной текстуры с осью [110] в покрытиях $(Ti, V, Zr, Nb, Hf)N$, для которых содержание легких металлических составляющих (Ti, V) значительно превышает содержание тяжелых (Hf), и с осью [311] в покрытиях $(Ti, V, Zr, Nb, Hf, Ta)N$, для которых содержание легких металлических составляющих (Ti, V) сравнимо с содержанием тяжелых составляющих (Hf, Ta). При уменьшении потенциала смещения до -100 В радиационное влияние на текстурообразование в исследованных покрытиях НВЭС не наблюдается. В покрытиях, осажденных при наибольшем давлении $0,65$ Па для всех исследованных в работе систем, формируется текстура деформации с осью [111], перпендикулярной поверхности роста. Коэффициент Пуассона покрытий НВЭС, осажденных из высокоэнтропийных сплавов, имеет величину, близкую к $0,25$, что характерно для мононитридов, имеющих сильную Me-N-связь. На субструктурном уровне в покрытиях НВЭС повышение давления азота приводит к увеличению размеров кристаллитов и релаксации микродеформации. По абсолютной величине микродеформация в таких покрытиях выше, чем для мононитридов. Это связано с наличием в кристаллической решетке НВЭС покрытий нескольких элементов с существенно отличающимися атомными радиусами. Увеличение потенциала смещения приводит в покрытиях НВЭС к росту микродеформации и уменьшению среднего размера кристаллитов. При наибольшем давлении $0,65$ Па с повышением U_b размер кристаллитов увеличивается. Наибольшая твердость достигает величины 70 ГПа в нитридных покрытиях $(Ti, V, Zr, Nb, Hf)N$ при давлении азота около $0,35$ Па. Особенности такого состояния является наличие битекстурного состояния; состава, близкого к стехиометрическому по азоту и средних размеров кристаллитов около 40 нм.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Nanostructured coatings* / Edited by: Cavaleiro, Albano, De Hosson, Jeff Th.M. Springer. Verlag, 2006, 648 p.
2. А.А. Азаренков, О.В. Соболев, А.Д. Погребняк, В.М. Береснев. *Инженерия вакуумно-плазменных покрытий*. Харьков: Изд-во ХНУ им. Каразина, 2011, 344 с.
3. A.D. Pogrebnjak, A.P. Shpak, N.A. Azarenkov, and V.M. Beresnev. Structures and properties of hard and superhard nanocomposite coatings // *Physics-Uspexhi*. 2009, v. 52, №1, p. 29-54 (in Russian).
4. O.V. Sobol', A.A. Andreev, S.N. Grigoriev, et al. Vacuum-arc multilayer nanostructured TiN/Ti coatings: structure, stress state, properties // *Metal science and heat treatment*. 2012, v. 54, issue 1-2, p. 28-33.
5. T.K. Chen, T.T. Shun, J.W. Yeh, M.S. Wong // *Surf. Coat. Technol.* 2004, v. 188-189, p. 193.
6. V. Dolique, A.L. Thomann, P. Brault, Y. Tessier, P. Gillon // *Surf. Coat. Technol.* 2010, v. 204, p. 1989.
7. C.H. Lai, S.J. Lin, J.W. Yeh, S.Y. Chang // *Surf. Coat. Technol.* 2006, v. 201, p. 3275.
8. C.H. Lai, S.J. Lin, J.W. Yeh, S.Y. Chang // *Surf. Coat. Technol.* 2006, v. 201, p. 3275; C.H. Lin, J.G. Duh, J.W. Yeh // *Surf. Coat. Technol.* 2007, v. 201, p. 6304.
9. H.W. Chang, P.K. Huang, A. Davison, J.W. Yeh, C.H. Tsau, C.C. Yang // *Thin Solid Films*. 2008, v. 516, p. 6402.
10. M.H. Tsai, C.H. Lai, J.W. Yeh, J.Y. Gan // *J. Phys. D*. 2008, v. 41, p. 235402-1.
11. P.K. Huang, J.W. Yeh // *Surf. Coat. Technol.* 2009, v. 203, p. 1891.
12. D.C. Tsai, Y.L. Huang, S.R. Lin, S.C. Liang, F.S. Shieu // *Appl. Surf. Sci.* 2010, v. 257, p. 1361.
13. S.C. Liang, Z.C. Chang, D.C. Tsai, Y.C. Lin, H.S. Sung, M.J. Deng, F.S. Shieu // *Appl. Surf. Sci.* 2011, v. 257, p. 7709.
14. M. Braic, V. Braic, M. Balaceanu, C.N. Zoita, A. Vladescu, E. Grigore // *Surf. Coat. Technol.* 2010, v. 204, p. 2010.
15. O.V. Sobol', A.A. Andreev, V.F. Gorban', N.A. Krapivka, V.A. Stolbovoi, I.V. Serdyuk, V.E. Fil'chikov. Reproducibility of the single-phase structural state of the multielement high-entropy Ti-V-Zr-Nb-Hf system and related superhard nitrides formed by the vacuum-arc method // *Technical Physics Letters*. 2012, v. 38, №7, p. 616-619.
16. Л.С. Палатник, М.Я. Фукс, В.М. Косевич. *Механизм образования и субструктура конденсированных пленок*. М.: «Наука», 1972, 320 с.
17. I.C. Noyan, J.B. Cohen. *Residual Stress Measurement by Diffraction and Interpretation*. New York: Springer-Verlag, 1987, 350 p.
18. C. Genzel, W. Reinmers. A Study of X-ray Residual-Stress Gradient Analysis in Thin-Layers with Strong Filer Texture // *Phys. Stat. Solidi: A-Applied Research*. 1998, v. 166, №2, p. 751-762.
19. E. Aznakayev. *Proceedings of the International Conference "Small Talk-2003"*, San Diego, California, USA, TP.001. 2003, p. 8.

20. А.А. Андреев, Л.П. Саблев, С.Н. Григорьев. *Вакуумно-дуговые покрытия*. Харьков: ННЦ ХФТИ, 2010, 317 с.

21. O.V. Sobol', A.D. Pogrebnyak, V.M. Beresnev. Effect of the Preparation Conditions on the Phase Composition, Structure, and Mechanical Characteristics of Vacuum-Arc Zr-Ti-Si-N Coatings // *Physics of Metals and Metallography*. 2011, v. 112:2, p. 188-195.

22. O.V. Sobol', A.A. Andreev, S.N. Grigoriev, et al. Effect of high-voltage pulses on the structure and properties of titanium nitride vacuum-arc coatings // *Metal science and heat treatment*. 2012, v. 54, issue 3-4, p. 195-205.

23. И.И. Аксенов. *Вакуумная дуга в эрозионных источниках плазмы*. Харьков: ННЦ ХФТИ, 2005, 211 с.

24. N.A. Azarenkov, O.V. Sobol', A.D. Pogrebnyak, V.M. Beresnev, S.V. Lytovchenko, O.N. Ivanov. Matrialovedenie neravnovesnogo sostoyania modifirovannoy poverhnosti // *The Materials Science of Non-equilibrium States of Modified Surface*. Sumy: Sumy State University, 2012, 683 p.

25. O.V. Sobol'. Control of the Structure and Stress State of thin films and coatings in the process of their preparation by ion-plasma methods // *Physics of the Solid State*. 2011, v. 53, №7, p. 1464-1473.

Статья поступила в редакцию 13.11.2013 г.

ВПЛИВ ПОТЕНЦІАЛУ ЗСУВУ ТА ТИСКУ АЗОТУ НА СТРУКТУРНО-НАПРУЖЕНИЙ СТАН І ВЛАСТИВОСТІ НІТРИДНИХ ПОКРИТТІВ, ОТРИМАНИХ ВИПАРУВАННЯМ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ ВАКУУМНО-ДУГОВИМ МЕТОДОМ

О.В. Соболев, А.А. Андреев, В.М. Воеводін, В.Ф. Горбань, С.Н. Григорьев, М.О. Волосова, І.В. Сердюк

Проведено дослідження впливу негативного потенціалу зсуву і тиску азоту на структурно-напружений стан і властивості вакуумно-дугових нітридних покриттів. Проведено порівняння даних за трьома групами покриттів: 1 – (Ti, V, Zr, Nb, Hf)N, 2 – (Ti, V, Zr, Nb, Hf, Ta)N і 3 – TiN. Без урахування крапельної складової багатоелементні нітридні покриття, нанесені в азоті, є однофазними з кубічними ГЦК-гратками (структурний тип NaCl). На субструктурному рівні в цих покриттях підвищення тиску азоту призводить до збільшення розмірів кристалітів і релаксації мікродеформації, а підвищення потенціалу зсуву – до зворотного ефекту. За абсолютною величиною мікродеформація в таких покриттях вища, а розмір кристалітів – менше, ніж для мононітридів. Найбільша твердість 70 ГПа досягнута в нітридних покриттях, нанесених вакуумно-дуговим випаровуванням (Ti, V, Zr, Nb, Hf) сплаву при тиску азоту 0,35 Па.

POTENTIAL EFFECTS OF BIAS AND NITROGEN PRESSURE ON STRUCTURAL-STRESS STATE AND PROPERTIES OF NITRIDE COATINGS, OBTAINED BY EVAPORATION OF HIGH-ENTROPY ALLOYS BY VACUUM ARC

O.V. Sobol', A.A. Andreev, V.N. Voyevodin, V.F. Gorban', S.N. Grigoriev, M.A. Volosova, I.V. Serdjuk

A study of the influence of the negative bias potential and pressure of the atmosphere of nitrogen on the structural properties of the stress state and vacuum-arc nitride coatings. The comparison data for the three groups of coatings: 1 – (Ti, V, Zr, Nb, Hf) N, 2 – (Ti, V, Zr, Nb, Hf, Ta) N, and 3 – TiN. Excluding the drop component, multi-element nitride coatings deposited in nitrogen are single phase with cubic fcc lattice (structural type NaCl). At the level of substructure in these coatings increase the nitrogen pressure leads to an increase in the crystallite size and microstrain relaxation, and increase the capacity of displacement – the opposite effect. The absolute value of microdeformation in such coatings is higher and the size of crystallites – less than mononitrides. Maximum hardness of 70 GPa achieved nitride coatings deposited by vacuum arc evaporation (Ti, V, Zr, Nb, Hf) alloy at a nitrogen pressure of 0.35 Pa.