

С.А. Фирстов, В.Ф. Горбань, А.О. Андреев, Н.А. Крапивка

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, Киев

СВЕРХТВЕРДЫЕ ПОКРЫТИЯ ИЗ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ



Представлена разработанная авторами технология и свойства нового класса сверхтвердых покрытий на основе высокоэнтروпийных сплавов. Исходным материалом для напыления служит новый класс материалов – высокоэнтропийные сплавы. Использование усовершенствованных технологических режимов вакуумно-дугового напыления позволило на базе твердорастворимых высокоэнтропийных сплавов получить сверхтвердые покрытия, обладающие термостабильностью до 1100 °С.

Ключевые слова: высокоэнтропийные сплавы, нитридные покрытия, индентирование; твердость, модуль упругости, термостабильность.

Металлические многокомпонентные высокоэнтропийные сплавы представляют собой новый класс материалов [1–3]. Высокая энтропия смешения элементов в сплаве рассматривается как мера вероятности сохранения их системы в данном состоянии. Это обеспечивает повышенную термическую стабильность фазового состава и структурного состояния, а следовательно, и свойств сплавов — механических, физических, химических. Таким образом, в высокоэнтропийных сплавах, с одной стороны, появляется возможность образования и сохранения многоэлементного твердого раствора замещения как непосредственно после кристаллизации высокоэнтропийного сплава, так и при последующей термомеханической обработке, а с другой — в твердом состоянии сплав приобретет уникальные сочетания физико-механических характеристик.

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭСы) обычно включают 5–10 элементов ($S_{\text{mix}} = 13–19$ Дж/моль · К), которые в шихтовом составе нахо-

дятся, как правило, в эквипроцентном соотношении. Их главные отличительные особенности состоят в следующем.

Наличие разнородных атомов элементов с разными электронными строениями, размерами и термодинамическими свойствами в кристаллической решетке твердого раствора замещения приводит к ее существенному искажению. Это способствует значительному твердорастворному упрочнению и термодинамической стабильности свойств. Пониженная свободная энергия ВЭСов обеспечивает устойчивость твердого раствора при последующей термической обработке, что было подтверждено различными авторами [4–6].

В работах [7–9] было показано, что для металлических и нитридных покрытий на основе ВЭСов получены высокие значения твердости. Однако до настоящего времени покрытия получали в основном методом магнетронного напыления.

Данная работа посвящена разработке катодов для вакуумно-дугового распыления из высокоэнтропийных сплавов, содержащих более четырех нитридообразующих элементов, и ис-

следованию свойств полученных покрытий методом вакуумно-дугового напыления.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Мишени для вакуумно-дугового напыления изготавливали из высокоэнтروпийных сплавов методом вакуумно-дуговой плавки в атмосфере высокочистого аргона. Плавка проводилась нерасходуемым вольфрамовым электродом в медную водоохлаждаемую подину. В дальнейшем в верхней части слитка диаметром 60 мм, высотой 50 мм и заданным углом конусности нарезалась резьба, необходимая для закрепления катода в вакуумно-дуговом испарителе усовершенствованной установки «Булат-6» [10].

В качестве подложки использовались полированные пластинки размерами $20 \times 20 \times 3$ мм из нержавеющей стали 12Х18Н9Т. После откачивания вакуумной камеры до давления $P = 0,001$ Па на подложки подавали отрицательный потенциал, производили очистку и активацию их поверхности бомбардировкой ионами металлов, содержащимися в испаряемом сплаве в течение 3–4 мин. Затем производили осаждение покрытий при подаче на подложки постоянного отрицательного потенциала 40–200 В при токе дуги 85 А, давлении остаточных газов 0,0066 Па в диапазоне давления азота 0,05–0,66 Па. Скорость осаждения составляла около 5,3 мкм/ч.

Рентгенографические исследования проводились в монохроматическом $\text{Cu } K_{\alpha}$ -излучении на дифрактометре ДРОН-УМ1. Как монохроматор использовали монокристалл графита, установленный на дифрагированном пучке. Дифрактограммы снимали методом пошагового сканирования в интервале углов 2θ 18–88°. Шаг сканирования составлял 0,05°, время экспозиции в точке – 3–7 с. Обработку данных дифрактометрического эксперимента выполняли с использованием программы для полнопрофильного анализа рентгеновских спектров от смеси поликристаллических фазовых составляющих PowderCell 2.4¹. Электронно-мик-

роскопические исследования проводились с помощью микроскопа JEM-2100F с разрешающей способностью порядка 0,1 нм.

Исследование физико-механических характеристик покрытий проводили методом микроиндентирования на установке «Микрон-гамма» [11] при нагрузке до $F = 0,05$ Н алмазной пирамидой Берковича с углом заточки 65°, с автоматически выполняемыми нагружением и разгрузением на протяжении 30 с. Одновременно проводилась запись диаграммы нагружения, выдержки и разгрузки в координатах $F-h$. Точность определения силы F составляла 10^{-3} Н, глубины внедрения h индентора – $\pm 2,5$ нм. Значения показателей диаграммы F , h_{\max} , $h_{\text{ост}}$, h_c , h_s , фиксировались по данным двух тысяч точек на диаграмме индентирования и, кроме того, проводилось автоматическое вычисление таких характеристик материала, как твердость (H) и контактный модуль упругости (E_r).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Известно, что устойчивость различных кристаллических модификаций определяется концентрацией $s+d$ -электронов на атом (C_{sd}). В частности, устойчивость ОЦК-решетки среди чистых металлов и бинарных сплавов на их основе связана с концентрацией электронов. Сплавы на основе титана с электронной концентрацией в области 4,25–4,5 отличаются низким модулем упругости (< 70 ГПа) и отсутствием заметного упрочнения при деформационной обработке. Также необходимо отметить, что для таких сплавов характерны уровни прочности и твердости, существенно превосходящие их значения для исходных компонентов [12, 13].

Предварительно сделанный расчет показал, что высокоэнтропийные сплавы на основе IV-й и V-й групп таблицы Менделеева будут обладать электронной концентрацией в пределах 4,25–4,75 эл./атом и все элементы данных групп являются хорошими нитридообразующими. В табл. 1 приведены составы и некоторые свойства исходных составляющих и выплавленных многокомпонентных сплавов с электронной концен-

¹ See ftp://ftp.bam.de/Powder_Cell/pcw23.exe

трацией 4,25 и эквивалентных сплавов с электронной концентрацией в пределах 4,4–4,6 эл./атом.

Полученные результаты показывают, что основным достоинством высокоэнтропийных сплавов является существенное увеличение характеристик твердости по сравнению с твердостью входящих в сплав элементов. Выбранные исходные компоненты по характеристикам твердости близки друг к другу и значение твердости для чистых компонентов не превышает 1,5 ГПа, в то время как для любого высокоэнтропийного сплава, представленного в табл. 1, величина твердости превышает 4,0 ГПа. Обращает на себя внимание тот факт, что расчетный период решетки всегда меньше, чем определенный рентгеновскими исследованиями, а модуль упругости расчетный всегда больше, чем установленный методом инструментального индентирования.

Соотношение твердости к контактному модулю упругости (H/E_r) для высокоэнтропийных сплавов превышает уровень 0,040, что по данным работы [14] характерно для нанокристаллического состояния металлов и низколегированных сплавов. Следует отметить, что такие высокие значения твердости и соотношения H/E_r характерны для металлов, входя-

щих в состав эквивалентного сплава только в наноструктурном состоянии.

В дальнейшем исследовании свойств покрытий проводили на высокоэнтропийном сплаве системы $Ti_{20}-Zr_{20}-Nb_{20}-Hf_{20}-V_{20}$. Покрытие, полученное напылением в вакууме, обладает высокой твердостью на уровне 8,2 ГПа и очень высоким отношением H/E_r , равным 0,077. Подобные значения твердости и отношения H/E_r также наблюдали в литых высокоэнтропийных сплавах, охлажденных с высокой скоростью, для которых характерна нанокристаллическая структура [15].

Проведенный рентгенофазовый анализ покрытий из высокоэнтропийного сплава, полученных напылением в вакууме, показал, что для них характерен ОЦК твердый раствор с параметром решетки 0,3264 нм и сильной текстурой с осью [110], параллельной направлению падения пленкообразующих частиц (табл. 2). Для покрытий наблюдаются повышенные характеристики модуля упругости порядка 106 ГПа, что хорошо коррелирует с уменьшением параметра их решетки по сравнению с материалом мишени (0,3324 нм).

Как показали результаты автоматического индентирования, покрытия, полученные ваку-

Таблица 1

Составы выплавленных сплавов и некоторые физико-механические характеристики составляющих и высокоэнтропийных сплавов

Состав сплава	эл./атом.	a , нм рентген	a , нм расчет	H , ГПа	E , ГПа расчет	E_r , ГПа	H/E_r
Ti	4,00	0,3306		1,0		104	0,012
Hf	4,00	0,3610		1,1		80	0,013
Zr	4,00	0,3609		0,9		70	0,013
Nb	5,00	0,3244		1,2		125	0,010
V	5,00	0,3024		1,3		118	0,011
Ta	5,00	0,3303		1,5		162	0,010
$Ti_{25}-Zr_{25}-Hf_{25}-V_8-Nb_9-Ta_8$	4,25	0,3499	0,3463	4,3	117	114	0,040
$Ti_{20}-Zr_{20}-Nb_{20}-Ta_{20}-V_{20}$	4,6	0,3312	0,3250	4,6	126	110	0,044
$Ti_{20}-Zr_{20}-Nb_{20}-Hf_{20}-V_{20}$	4,2	0,3389	0,3324	4,2	103	90	0,047
$Ti_{20}-Zr_{20}-Nb_{20}-Hf_{20}-Ta_{20}$	4,4	0,3407	0,3297	4,1	117	86	0,045
$Ti_{17}-Zr_{17}-Hf_{17}-V_{17}-Nb_{17}-Ta_{16}$	4,5	0,3348	0,3338	4,4	116	107	0,043

умно-дуговом напылением при подаче на подложку постоянного отрицательного потенциала и давления азота в области от 0,27 до 0,66 Па обладали сверхвысокими значениями твердости порядка 57–66 ГПа и модуля упругости 580–660 ГПа. Методом рентгеновской дифрактометрии выявлено, что покрытия представляли собой твердый раствор высокоэнтропийного нитрида на базе кубической ГЦК-решетки с параметром $a = 0,4462$.

Для подтверждения столь высоких значений твердости высокоэнтропийных нитридных покрытий нами было проведено сравнение их твердости с твердостью монокристалла алмаза при одинаковых нагрузках. На рис. 1 приведены диаграммы автоматического индентирования алмаза и высокоэнтропийного нитрида, снятые при нагрузке 0,09 Н. В табл. 3 приведены расчетные данные, полученные их диаграмм индентирования.

Величины h_c , H_{IT} , E_r и E определяли в соответствии с ISO 14577–1:2002 (E). Величину упругой деформации (ϵ) и предела упругости ($\sigma_{уп}$) определяли в соответствии с данными работы [16]. Из представленных данных видно, что для алмаза получены близкие к литературным данным характеристики, несмотря

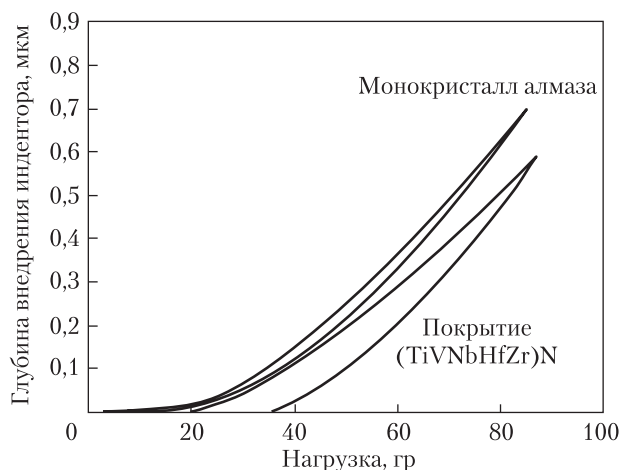


Рис. 1. Сравнительные диаграммы индентирования для монокристалла алмаза и нитридного покрытия толщиной 6 мкм, изготовленного напылением в среде аргона высокоэнтропийного сплава системы Ti–V–Zr–Nb–Hf

на то, что для характеристик твердости и модуля отмечается существенное отличие между алмазом и нитридным высокоэнтропийным покрытием, в то время как для характеристик упругости они близки друг к другу.

Как показали структурные исследования, вакуумные покрытия наследуют тот же тип решетки, который зафиксирован в мишени, то-

Таблица 2
Характеристики высокоэнтропийного сплава Ti–V–Zr–Nb–Hf в зависимости от состояния

Состояние	Тип решетки	Параметр решетки, нм	H_{IT} , ГПа	E , ГПа	H/E_r
Исходное	ОЦК	0,3389	4,2	90	0,047
Покрытие	ОЦК	0,3264	8,1	106	0,077
Нитридное покрытие	ГЦК-кубическая	0,4462	66,0	612	0,138

Таблица 3
Расчетные данные физико-механических характеристик алмаза и нитридного покрытия на основе высокоэнтропийного сплава Ti–V–Zr–Nb–Hf

№ на диаграмме	Материал	h_c мкм	H_{IT} ГПа	E_r , ГПа	E , ГПа	ϵ , %	$\sigma_{уп}$, ГПа
1	Алмаз	0,542	98,5	547	1004	5,51	55,23
2	(Ti–V–Zr–Nb–Hf)N	0,579	64	417	628	5,44	34,16

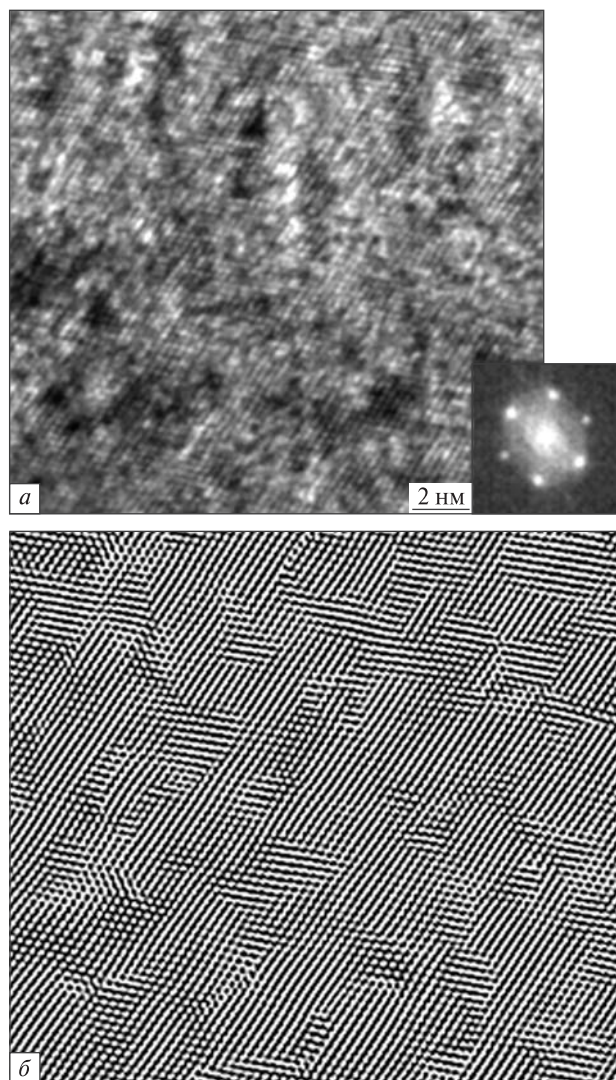


Рис. 2. Микроснимки високого розрешення участка зерна високоентропійного нітридного покриття, полученного из сплава Ti–V–Zr–Nb–Hf: *a* – прямое разрешение; *б* – Фурье-преобразование данного снимка

лько с существенно меньшим размером зерен порядка 30–50 нм. В случае формирования покрытия в присутствии азота фиксируется высокоэнтропийный однофазный твердый раствор с кубической ГЦК-решеткой типа NaCl.

Наблюдаемое резкое уменьшение размера зерен вакуумных покрытий по сравнению с литым состоянием является основным фактором увеличения твердости с 4,2 до 8,1 ГПа. При

этом также отмечается (табл. 2) некоторое снижение параметра решетки покрытия (0,3264 нм) по сравнению с литым состоянием (0,3389 нм).

Как видно из таблицы 2, твердость высокоэнтропийных покрытий, полученных в среде азота, существенно возрастает и достигает значений в 60 ГПа. Высокие характеристики твердости высокоэнтропийных покрытий может быть объяснено тем, что, как показали исследования структуры методом высокого разрешения, внутренняя структура зерен состоит из нанозерен малых размеров, представленных на рис. 2.

Размер таких нанозерен достаточно мал и составляет от 2 до 5 нм. Отличительной чертой высокоэнтропийных сплавов является невозможность поддерживать строгий химический состав в большом объеме материала. В связи с необходимостью поддерживать один тип твердого раствора происходит постоянное локальное перераспределение элементов в периодической решетке. Как показал анализ химического состава с пятном зонда 0,5 нм, каждое нанозерно существенно отличается по составу (рис. 3). Так, анализ в десяти точках, взятых на общем расстоянии в 60 нм с шагом в 6 нм, показал, что содержание титана колеблется от 18,64 до 27,07, циркония – от 14,92 до 23,82, ниобия – от 33,60 до 43,82, гафния – от 1,75 до 3,7 а тантала от 17,48 до 28,66 ат. %. Такие существенные колебания в химическом составе не могут не отразиться на искажениях кристаллической решетки и их сопряжений друг с другом. Все это оказывает влияние на физико-механические характеристики покрытий.

В работе исследована термостабильность высокоэнтропийных покрытий системы Ti–Zr–V–Nb–Hf. С этой целью проведен отжиг покрытий в вакууме при двух температурах – 1000 °С в течение одного часа и 1100 °С в течение десяти часов для двух типов покрытий, напыленных в вакууме и среде азота (табл. 4).

Образец 4, полученный напылением в вакууме без азота, является однофазным с кубической ОЦК-решеткой, включающей все исход-

ные элементы (Ti, Zr, V, Nb, Hf) с периодом решетки $a = 0,3390$ нм и коэффициентом текстуры $\tau = 0,66$ вдоль направления [110]. Образец 1, полученный напылением в атмосфере азота, является однофазным с кубической ГЦК-решеткой, характерной для моонитридов указанных металлов, периодом решетки $a = 0,4462$ нм и коэффициентом текстуры $\tau = 0,21$ вдоль направления [111].

Отжиги образца 1 при температурах 1000°C и 1100°C не изменяют фазовое состояние. Образец остается однофазным с кубической ГЦК-решеткой. Однако необходимо отметить, что период решетки образца после отжига при температуре 1000°C снижается до значения $a = 0,4406$ нм, что может быть отнесено за счет снижения внутренних напряжений. Дальнейший отжиг этого образца при температуре 1100°C на протяжении 10 ч практически не приводит к существенным изменениям периода решетки ($a = 0,4408$ нм) и коэффициента текстуры моонитрида ($\tau = 0,25$). Эти данные свидетельствуют о том, что стабилизация решетки нитридного мультикомпонентного пок-

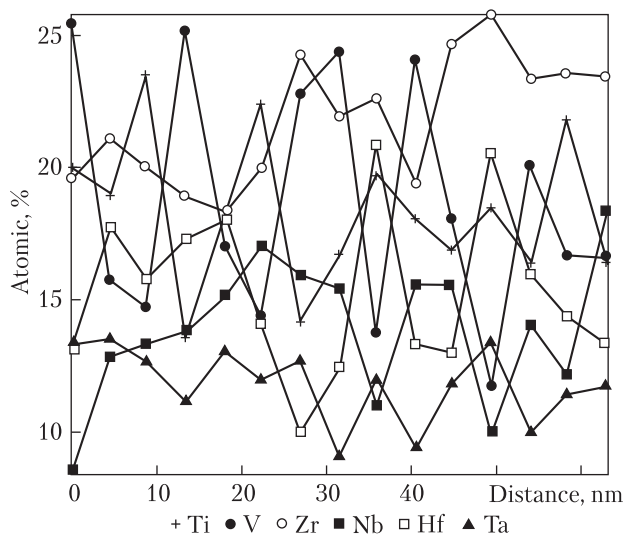


Рис. 3. Разброс химического состава элементов высокоэнтропийного покрытия, полученного из сплава Ti–V–Zr–Nb–Hf в 10-и точках с шагом 6 нм

рытия наступила уже после отжига при температуре 1000°C на протяжении 1ч.

Нами также исследовано влияние отжигов на физико-механические характеристики по-

Таблица 4

Структура, период решетки (a , нм) и коэффициент текстуры структур (τ) образцов в исходном и отожженном состояниях

№ образца	Среда напыления	Температура и время отжига	Структура	Период решетки a , нм	Коэффициент текстуры, τ
1	N_2	—	ГЦК	0,4462	0,21
2	N_2	1000°C , 1 год	ГЦК	0,4406	0,27
3	N_2	1100°C , 10 год	ГЦК	0,4408	0,25
4	Вакуум	—	ОЦК	0,3390	0,66

Таблица 5

Влияние температуры отжига и среды напыления на физико-механические характеристики высокоэнтропийных покрытий, полученных из сплава Ti–V–Zr–Nb–Hf

Среда получения покрытия	Исходное			$1000^\circ\text{C} - 1$ ч			$1100^\circ\text{C} - 10$ ч		
	H , ГПа	E , ГПа	H/E_r	H , ГПа	E , ГПа	H/E_r	H , ГПа	E , ГПа	H/E_r
Вакуум	8,1	106	0,08	9,2	120	0,076	—	—	—
азот $P_N = 0,66$ Па	64,0	675	0,148	66,0	679	0,149	44,0	600	0,121
азот $P_N = 0,27$ Па	57,0	575	0,139	50,0	530	0,132	40,0	520	0,114

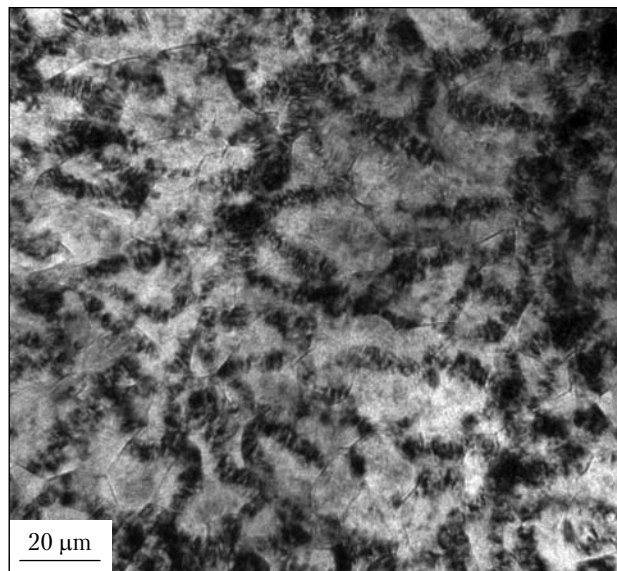


Рис. 4. Структура нитридного високоентропійного покриття, полученного из сплава Ti–V–Zr–Nb–Hf в течение 3 ч после отжига при температуре 1100 °С

крытий, полученных из сплава Ti–V–Zr–Nb–Hf. Данные исследований представлены в табл. 5.

Приведенные в табл. 5 данные показывают, что высокоэнтропийные покрытия обладают достаточно высокими характеристиками термостабильности. Отжиг при температуре в 1000 °С не повлиял на физико-механические характеристики покрытий. Твердость и модуль упругости остались на уровне исходного состояния с учетом того, что средние отклонения при измерении твердости и модуля упругости могут достигать $\pm 2\%$.

Следует отметить, что отжиг высокоэнтропийных нитридных покрытий при температуре 1100 °С в течение 10 час хотя и снизил их твердость с 66 до 44 ГПа, но характеристики отношения H/E , остались на достаточно высоком уровне, характерном для наноструктурного состояния нитридов. Некоторое снижение твердости происходит из-за роста размеров нанозерен. Как показали структурные исследования (рис. 4), размер зерна нитридного высокоэнтропийного покрытия, полученного из

сплава Ti–V–Zr–Nb–Hf после отжига по режиму 1100 °С в течение 3 ч, увеличился до значений 10–20 мкм.

По оптимизированной технологии, разработанной в ННЦ ХФТИ, были нанесены покрытия из высокоэнтропийного сплава Ti–V–Zr–Nb–Hf на долбяки из быстрорежущей стали Р6М5К5МП (HRC 28÷32), поставленные Государственным предприятием «Харьковский механический завод "ФЭД"». Долбяки устанавливались на станки для нарезания зубьев. Количество деталей, обработанных долбяком с покрытием, увеличилось с 2–3 до 13–15 шт. при сохранении допуска на профиль эвольвенты – 4 мкм.

ВЫВОДЫ

1. Показано, что для высокоэнтропийных покрытий, полученных напылением в вакууме, характерны высокие значения твердости (8,0–9,0 ГПа) и термостабильности в области температур до 1000 °С. Формирование типа решетки высокоэнтропийных вакуумных покрытий происходит по механизму, наблюдаемому для литых сплавов. Параметр такой решетки близок к параметру решетки, рассчитанной по правилу Вегарда.

2. Выявлено, что высокоэнтропийные однофазные нитридные покрытия на основе пяти нитридообразующих элементов характеризуются высокими значениями твердости (50–60 ГПа) и модуля упругости (более 600 ГПа). На формирование типа решетки нитридных покрытий наибольшее влияние оказывает теплота образования и преобладание нитридов с одним типом кристаллической решетки.

3. Установлено, что высокоэнтропийные однофазные нитридные покрытия являются достаточно термостабильными до температур отжига 1100 °С.

ЛИТЕРАТУРА

1. Zhang Y. and Zhou Y.J. Solid Solution Formation Criteria for High Entropy Alloys // Materials Science Forum. – 2007. – 561–565. – P. 1337–1339.

2. *Ranganathan S.* Alloyed pleasures: Multimetallc cock-tails // *Current Science*. — 2003. — **85**, No. 7. — P. 1404–1406.
3. *Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Печковський Э.П.* Упрочнение и механические свойства литых высокоэнтропийных сплавов // *Композиты и наноматериалы*. — 2011. — № 2. — С. 5–20.
4. *Senkov O.N., Scott J.M., Senkova S.V.* Miracle Micro-structure and room temperature properties of a high-entropy TaNbHfZrTi alloy // *J. of Alloys and Compounds*. — 2011. — V. 509. — P. 6043–6048.
5. *Hsu Chin-You, Juan Chien-Chang, Wang Woei-Ren et al.* On the superior hot hardness and softening resistance of AlCoCr_xFeMo_{0.5}Ni high-entropy alloys // *Materials Science and Engineering*. — 2011. — **A 528**. — P. 3581–3588.
6. *Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А. и др.* Механические свойства литых многокомпонентных сплавов при высоких температурах // *Современные проблемы физического материаловедения*. — 2008. — Вып. **17**. — С. 126–139.
7. *Braic M., Braic V., Balaceanu M. et al.* Grigore Characteristics of (TiAlCrNbY)C films deposited by reactive magnetron sputtering // *Surface & Coatings Technology* 204 (2010) 2010–2014.
8. *Huang Ping-Kang, Yeh Jien-Wei.* Effects of nitrogen content on structure and mechanical properties of multi-(AlCrNbSiTiV)N coating element // *Surface & Coatings Technology* 204 (2010) 1891–1896/.
9. *Фирстов С.А., Андреев А.А., Горбань В.Ф. и др.* Новый класс сверхтвердых нитридных покрытий на основе многокомпонентных высоко-энтропийных сплавов // *Сборник трудов Междун. Конф. «Нанотехнологии функциональных материалов» Санкт-Петербург 27–29 июня 2012*. — С. 572–577.
10. *Андреев А.А., Саблев Л.П., Шулаев В.М., Григорьев С.Н.* Вакуумно-дуговые устройства и покрытия. — Харьков: ННЦ «ХФТИ», 2005. — 236 с.
11. *Игнатович С.Р., Закиев И.М.* Универсальный микро/нано-индендометр «Микрон-гамма» // *Заводская лаборатория*. — 2011. — Т. 77, № 1. — С. 61–67.
12. *Hao Y.L., Li S.L., Sun S.Y. et al.* Elastic deformation behaviour of Ti-24Nb-4Zn for biomedical application // *SciensDirect*. — 2007. — N 3. — P. 272–286.
13. *Schneider S.G., Nunes C.A., Rogero S.O. et al.* Mechanical properties and cytotoxic evaluation of the Ti-13Nb-13Zr alloy // *Biomechanica*. — 2000. — N 8. — P. 84–87.
14. *Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Печковський Э.П., Мамека Н.А.* Связь прочностных характеристик материалов с показателями автоматического индендометрирования // *Материаловедение*. — М.: Наука и Технологии, 2007. — № 11. — С. 26–31.
15. *Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А. и др.* Механические свойства многокомпонентного титанового сплава // *Проблемы прочности*. — 2010. — № 5. — С. 178–189.
16. *Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Печковський Э.П.* Новые методологические возможности определения механических свойств современных материалов методом автоматического индендометрирования // *Наука та інновації*. — 2010. — Т. 6, № 5. — С. 7–18.

С.А. Фирстов, В.Ф. Горбань, А.О. Андреев, Н.А. Крапивка

НАДТВЕРДІ ПОКРИТТЯ ІЗ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ

Представлена розроблена авторами технологія і властивості нового класу надтвердих покриттів на основі високоентропійних сплавів. Вихідним матеріалом для наплення служить новий клас матеріалів — високоентропійні сплави. Використання вдосконалених технологічних режимів вакуумно-дугового наплення дало можливість на базі твердорозчинних високоентропійних сплавів отримати надтверді покриття з термостабільністю до 1100 °С.

Ключові слова: високоентропійні сплави, нитридні покриття, індендування; твердість, модуль пружності, термостабільність.

S.A. Firstov, V.F. Gorban, A.O. Andreev, N.A. Kravivka

SUPERHARD COATINGS ON THE BASIS OF HIGH-ENTROPY ALLOYS

The technology and properties of new class of superhard coatings based on high-entropy alloys and developed by the authors is presented. High-entropy alloys — a new class of materials, are used as starting material for deposition. Application of the improved technological modes of vacuum-arc deposition allowed on the basis of solid soluble high-entropy alloys to obtain superhard coatings with thermal stability up to 1100 °C.

Key words: high-entropy alloys, nitride coatings, dimpling, hardness, module of resiliency, thermostability.

Стаття надійшла до редакції 29.04.13