



МАГНЕТРОННЫЕ НАНОКОМПОЗИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ nc-TiC/a-C

Ю. С. БОРИСОВ¹, М. В. КУЗНЕЦОВ¹, А. В. ВОЛОС¹, В. Г. ЗАДОЯ¹, Л. М. КАПИТАНЧУК¹,
В. В. СТРЕЛЬЧУК², В. П. КЛАДКО², В. Ф. ГОРБАНЬ³

¹ ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

² Ин-т физики полупроводников им. В. В. Лошкарева НАНУ.

03028, г. Киев, Просп. Науки, 41. E-mail: info@isp.kiev.ua

³ Ин-т проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАНУ.

03142, г. Киев, ул. Кржижановского, 3. E-mail: root@ipms.kiev.ua

Одним из основных направлений в современном развитии инженерии поверхности является создание нанокompозитной структуры, где среди ее компонентов находится хотя бы одна фаза с размером структурного элемента менее 100 нм. Наличие многофазности структуры с разнородными границами зерен создает препятствие росту их размера, что обеспечивает стабильность сформированной структуры покрытий. Настоящая работа посвящена исследованию процесса формирования нанокompозитного nc-TiC/a-C покрытия на подложках из стали 08X18H10T, X12M и титана ВТ1-0 методом магнетронного распыления мишеней из графита и титана. Для управления составом покрытия была разработана расчетная методика, предусматривающая изменения мощности магнетронного разряда с титановой мишенью при постоянной мощности разряда с графитовой мишенью, что обеспечило возможность получения покрытий в диапазоне составов 42,5...70 ат. % С и 57,5...30 ат. % Ti. Покрытия исследовались методами рентгеновской дифракции, рамановской спектроскопии, рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии, микроиндентирования. Установлено, что 80% в структуре покрытия занимает фаза нанокристаллического TiC и 20 % матрица аморфного углерода. Определено, что степень упорядоченности углерода зависит от состава покрытий. Показано, что размер зерна TiC и твердость покрытия зависят от отношения Ti/C. Минимальный размер зерна TiC (2,9...4,3 нм) и максимальная твердость (до 30...38 ГПа) достигаются при соотношении Ti/C (в ат. %) 46/54. Максимальная нормированная твердость $H/E^* = 0,134$, являющаяся показателем сопротивления материала покрытия пластической деформации, достигнута на подложке из стали 08X18H10T.

Ключевые слова: нанокompозитное покрытие, магнетронное распыление, карбид титана, аморфный углерод, размер зерна, структура, твердость

Одним из основных направлений в современном развитии материаловедения и инженерии поверхности является использование наноструктурного состояния консолидированных материалов и покрытий. Причиной этого является возможность реализации размерных эффектов, возникающих при уменьшении размера зерна структуры до 100 нм и менее, и сопровождающихся существенным изменением механических, термических, кинетических, электрических, магнитных и оптических характеристик материалов [1–4].

Однако использование на практике материалов и покрытий, имеющих целиком наноразмерную структуру, сталкивается с проблемой стабильности такой структуры, ростом зерна, вызванным как естественным старением, так и воздействием внешних факторов — механических, термических, радиационных и т. п. Это ведет к потере материалом специфических свойств, присущих нанокристаллическому структурному состоянию.

Поэтому другим направлением использования преимуществ наноструктурного состояния материалов и покрытий, активно развивающимся в настоящее время, является создание нанокompозитной структуры, где среди ее компонентов на-

ходится хотя бы одна фаза с размером структурного элемента менее 100 нм [4]. Наличие многофазности структуры с разнородными границами зерен создает препятствие росту их размера, что обеспечивает стабильность сформированной структуры покрытий. Установлено, что нанокompозиты за счет специфики своей структуры характеризуются улучшенными физико-механическими и каталитическими свойствами [4].

Среди нанокompозитных покрытий, наносимых методом осаждения в вакууме, выделяется группа покрытий, получаемых методом магнетронного распыления, структура которых состоит из практически невзаимодействующих фаз со средним размером структурных элементов менее 100 нм [5–8]. В качестве таких структурных элементов выступают аморфная матрица и включения нанокристаллической фазы. Схема строения такой нанокompозитной структуры, которая синтезируется путем осаждения на подложку потоков от нескольких мишеней в атмосфере реакционных газов, показана на рис. 1.

Наиболее изученными являются такие системы нанокompозитных структур, как Me-C, Me-Si-N, где аморфной матрицей является углерод

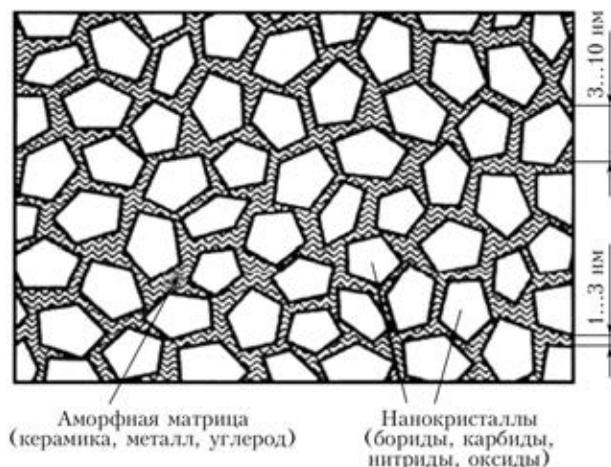


Рис. 1. Схема строения нанокompозитной структуры

или Si_3N_4 с твердыми включениями, главным образом карбидов и нитридов титана, циркония, хрома [9–11].

Ряд исследовательских работ был посвящен изучению влияния состава магнетронных покрытий nc-TiC/a-C на наноразмерность их структуры, механические и триботехнические свойства [11–14]. Так, в работе [13] при получении nc-TiC/a-C покрытия путем магнетронного распыления мишеней из спрессованных смесей TiC и C в соотношении 70/30, 50/50 и 30/70 TiC/C (в мол. %), покрытие, нанесенное при распылении мишени 50/50, является нанокompозитным при размере зерна TiC в пределах 6...11 нм и имеет твердость HV 0,05–4190. При использовании мишени 30/70 структура покрытия полностью рентгеноаморфна и авторы работы классифицировали его как металлсодержащее покрытие из аморфного углерода. Измерение триботехнических свойств показало, что наилучшие характеристики имеет покрытие TiC/C , полученное из мишени 30/70 TiC/C . Коэффициент трения в условиях сухого трения по стали 100Ст6 составил 0,08...0,14 (при 0,4...0,5 для других составов покрытий).

Оценка влияния содержания аморфной фазы a-C в пределах 0...100 % на структуру и механические свойства покрытий TiC/C , полученных при магнетронном распылении титановой и графитовой мишени, показала наличие возрастания твердости покрытия с 17 до 22 ГПа при изменении от 0 до 45 % ее количества. При дальнейшем увеличении содержания a-C -фазы наблюдается снижение твердости, но происходит повышение триботехнических свойств покрытия. Наилучший результат был достигнут при содержании 65 %, когда коэффициент трения составил менее 0,2, скорость изнашивания около 10^{-7} $\text{мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$ при твердости покрытия 10...15 ГПа [14].

В работе [15] было исследовано влияние состава магнетронных нанокompозитных покрытий TiC/a-C , WC/a-C и TiBC/a-C на их структуру и

триботехнические свойства. В случае TiC/a-C состав менялся в пределах содержания углерода (в ат. %): 43,6...85,5; при WC/a-C — 33,9...72,5; при TiBC/a-C — 31,2...71,3. В карбидсодержащих системах при этом наблюдалось уменьшение размера зерна твердых включений (для TiC — с 30 до 2...3 нм, для WC — с 9 до 2...3 нм). Зерно TiBC в случае 49,2...71,3 ат. % C имело размер 2...3 нм. Нанокompозитные покрытия TiC/a-C и WC/a-C улучшают свои трибомеханические свойства при увеличении содержания углерода с понижением величины коэффициента трения (от 0,31 до 0,04 для TiC/a-C и с 0,84 до 0,19 для WC/a-C) и степени износа, с уменьшением твердости покрытия (от 22,3 до 8 ГПа для TiC/a-C и от 35,7 до 15,8 ГПа для WC/a-C).

Подобные результаты были представлены в работах [16] и [17]. Так, в работе [16] подтверждено формирование рентгеноаморфной фазы при содержании титана в покрытии менее 8 ат. % и нанокompозитной структуры при 16 ат. % Ti . Отмечено увеличение размера зерна TiC с 5 до 16 нм в диапазоне содержания TiC 16...48 ат. % и достижение максимальной твердости 31 ГПа при 30 ат. % TiC .

В работе [17] исследовано влияние содержания углерода на механические характеристики покрытия nc-TiC/a-C в пределах 55...95 ат. % C . Показано, что при содержании углерода в пределах 70...95 ат. %, показатель нормированной твердости H/E^* (E^* — контактный модуль упругости) составил 0,1...0,15, возрастая с увеличением углерода (%).

Настоящая работа была посвящена исследованию процесса формирования нанокompозитного TiC/C покрытия в условиях магнетронного распыления отдельных мишеней из графита и титана, изучению влияния состава покрытия на его структуру и механические свойства.

Методики эксперимента и исследований. Покрытие осаждалось на модернизированной вакуумной установке ВУ-1БС, которая была оснащена модулем магнетронного распыления на постоянном токе, состоящем из двух магнетронов: Магнетрон 1 с дисковой мишенью (диаметр 88 мм, толщина 4 мм) из графита МПГ-7 чистотой 99,98 % и Магнетрон 2 с прямоугольной мишенью (90×58×4 мм) из титана ВТ-1-0 (рис. 2). Магнетроны установлены на одном фланце таким образом, чтобы угол между поверхностями мишеней был равен 150°. В результате обеспечивалась возможность одновременного или поочередного осаждения покрытий на неподвижную подложку с двух магнетронов при одинаковом расстоянии между подложкой и мишенями, равном 110 мм.

В качестве подложек использовали образцы из стали 08Х18Н10Т и титана ВТ1-0 размером



65×30×0,5 мм и образцы из стали Х12М диаметром 25 мм и толщиной 6 мм.

Перед помещением в вакуумную камеру образец очищался в ультразвуковой ванне, последовательно наполняемой ацетоном и этиловым спиртом. В вакууме при давлении $5 \cdot 10^{-4}$ Па образец прогревался при 150 °С в течение 20 мин, затем без выключения нагревателя проводили очистку поверхности образца бомбардировкой ионами аргона в тлеющем разряде постоянного тока при 1,3 Па, 1100 В в течение 20 мин. Покрытие осаждалось в аргоне при рабочем давлении 0,4 Па.

Процесс формирования покрытия TiC/C на поверхности образцов (с шероховатостью $Ra = 0,045$ мкм) состоял из двух этапов: осаждение подслоя титана толщиной 0,26...0,13 мкм с помощью Магнетрона 2 в режиме с отрицательным смещением напряжения на подложке при потенциале смещения $U_{см} = -100$ В и осаждение покрытия TiC/C ($\delta = 1,5...3$ мкм) с помощью двух магнетронов при $U_{см} = 0$ В. При этом углерод осаждался при постоянных значениях удельной мощности магнетронного разряда $\Delta P_1 = 8,5$ Вт/см² и скорости осаждения углерода $V_c = 0,6$ мкм/ч. На Магнетроне 2 устанавливали величину мощности разряда P_2 , необходимую для получения заданного процентного содержания титана в покрытии.

Для оценки величины мощности Магнетрона 2, необходимой для получения заданного содержания титана в покрытии TiC/C, разработали расчетную методику, состоящую из следующих этапов.

1. Содержание титана в покрытии (ат. %) $C_{Ti}^{ат}$, исходя из известных скоростей осаждения обоих компонентов покрытий (титана и углерода) составит:

$$C_{Ti}^{ат} = \frac{V_{Ti}}{V_{Ti} + V_c} \cdot 100; \quad (1)$$

2. Экспериментальное определение скорости осаждения атомов углеродного покрытия (ат. С/ч) V_c с помощью Магнетрона 1 на поверхность контрольного образца по толщине покрытия, измеренной с помощью профилометра:

$$V_c = \frac{Q_c N}{A_c}, \text{ ат. С/ч}, \quad (2)$$

где Q_c — скорость осаждения углерода, г/ч, $Q_c = \delta_c \rho_c s$ (δ_c — толщина покрытия, $0,6 \cdot 10^{-4}$ см/ч; ρ_c — плотность углерода, $2,2$ г/см³; s — площадь образца, $14,5$ см²); N — число Авогадро ($6,02 \cdot 10^{23}$ ат/моль); A_c — атомный вес углерода (12,01).

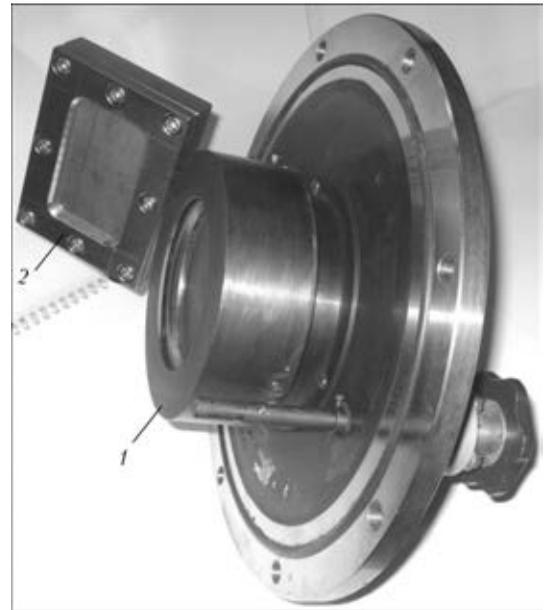


Рис. 2. Модуль магнетронного распыления, состоящий из Магнетрона 1 (1) и Магнетрона 2 (2)

$$V_c = \frac{\delta_c \rho_c N s}{A_c} = 0,94 \cdot 10^{20}, \text{ ат. С/ч}. \quad (3)$$

3. Экспериментальное определение скорости осаждения титана при номинальной мощности Магнетрона 2, равной 325 Вт. Аналогично предыдущей процедуре расчета

$$V_{Ti}^{НОМ} = \frac{\delta_{Ti} \rho_{Ti} N s}{A_{Ti}} = 1,27 \cdot 10^{20}, \text{ ат. Ti/ч}. \quad (4)$$

где $\delta_{Ti} = 1,56 \cdot 10^{-4}$ см; $\rho_{Ti} = 4,5$ г/см³, $A_{Ti} = 47,9$.

4. Поскольку при магнетронном распылении скорость осаждения покрытия прямо пропорциональна мощности магнетронного разряда, то при постоянном V_c необходимая V_{Ti}^p зависит от рабочей мощности Магнетрона 2 — P_2^p , соотношенной к значению номинальной мощности 325 Вт, где $V_{Ti}^{НОМ}$ известна, т. е. $V_{Ti}^p / V_{Ti}^{НОМ} = P_2^p / P_2^{НОМ}$.

$$P_2^p = P_2^{НОМ} \frac{V_{Ti}^p}{V_{Ti}^{НОМ}} = V_{Ti}^p \frac{P_2^{НОМ}}{V_{Ti}^{НОМ}}, \text{ Вт}. \quad (5)$$

Исходя из выражений (1) и (5)

$$V_{Ti}^p = \frac{C_{Ti}^{ат} V_c}{100 - C_{Ti}^{ат}}, \quad P_2^p = \frac{P_2^{НОМ}}{V_{Ti}^{НОМ}} \frac{C_{Ti}^{ат} V_c}{100 - C_{Ti}^{ат}}. \quad (6)$$

Используя имеющиеся данные по V_c и $V_{Ti}^{НОМ}$, получаем

$$P_2^p = 240,5 \frac{C_{Ti}^{ат}}{100 - C_{Ti}^{ат}}, \text{ Вт}. \quad (7)$$

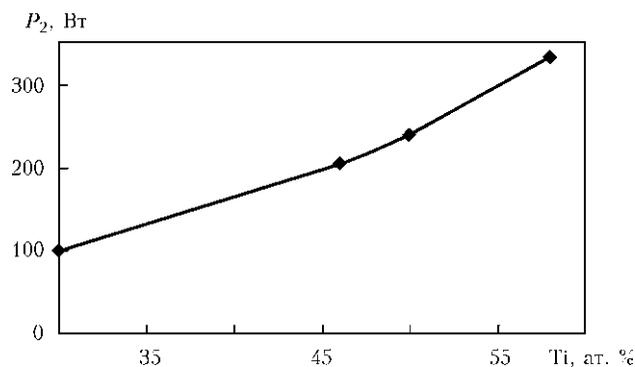


Рис. 3. Зависимость необходимой мощности Магнетрона 2 от требуемого содержания титана (ат. %) в покрытии TiC/C

На рис. 3 приведено графическое изображение полученной связи содержания титана в покрытии с рабочей мощностью Магнетрона 2.

Фазовый анализ покрытий проводили методом рентгеновской дифракции с помощью рентгеновского дифрактометра Philips X'Pert — MPD с CuK_α рентгеновским источником (длина волны $\lambda = 0,15418$ нм). Рентгеновские дифрактограммы (РД) снимали в скользящей геометрии (2 θ -сканирование): угол падающего пучка не менялся и составлял 4 град. Относительно поверхности образца; полный угловой диапазон регистрации дифракционного спектра по $2\theta = 20...80$ угл. град., минимальный шаг 0,02 град. На основе анализа РД спектров определяли: фазовый состав покрытий; средний размер зерен фазы TiC (D); величину средней деформации в слое TiC (ϵ).

Метод рамановской спектроскопии использовали для определения конфигураций химических связей углерода в покрытии. Измерения спектров комбинационного рамановского рассеяния (КРС) проводили в геометрии на отражение при комнатной температуре с помощью тройного рамановского спектрометра T-64000 Horiba Jobin-Yvon, оснащенного охлаждаемым CCD детектором. Для возбуждения применяли линию Ar-Kr ионного лазера с длиной волны 488 нм. Излучение фокусировали на образце в пятно размером 1 мкм, мощность падающего на образец излучения составляла около 1 мВт.

Соотношения фаз углерода и TiC в покрытии TiC/C определяли методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии с помощью электронного спектрометра высокого разрешения LAS 2000, RIBER.

Определение механических характеристик покрытий проводили методом микроиндентирования с помощью индентора «Микрон-Гамма» [18]. Значения характеристик вычислялись автоматически по стандарту ISO 14577-1:2002.

Результаты и их обсуждение. Основные характеристики покрытий nc-TiC/a-C различного

Таблица 1. Параметры процесса магнетронного нанесения и характеристики нанокompозитных покрытий nc-TiC/a-C

Образец	Расчетный состав покрытия, ат. %	Скорость осаждения титана, мкм/ч	Скорость осаждения TiC, мкм/ч	Толщина покрытия δ , мкм	Твердость H , ГПа
8TiC	42,5 C 57,5 Ti	1,56	2,16	2,4	7,7
14TiC	50 C 50 Ti	1,05	1,65	1,9	8,0
19TiC	54 C 46 Ti	0,81	1,4	1,8	17,5
26TiC	70 C 30 Ti	0,5	1,1	1,2	15,7

состава, осажденных на подложки из стали 08X18H10T, а также параметры процесса их получения приведены в табл. 1.

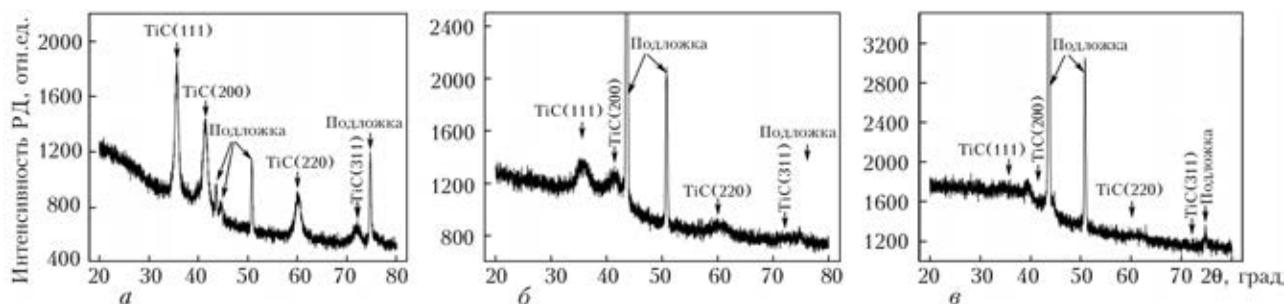
Как видно из табл. 1, для увеличения содержания углерода в покрытии TiC с 42,5 до 70 ат. % скорость осаждения титана уменьшали в три раза (при $V_c = 0,6$ мкм/ч). С увеличением содержания углерода в покрытии до 54 ат. % его твердость возрастает. Например, у образцов 8TiC (42,5 ат. % C) и 19 TiC (54 ат. % C) твердость соответственно равна 7,7 и 17,5 ГПа. При большем содержании углерода происходит снижение твердости покрытия. Таким образом, изменением скорости распыления титановой мишени при сохранении оптимальной скорости осаждения углерода V_c , можно управлять составом и величиной твердости формируемого покрытия TiC/C.

На рис. 4 приведены РД от образцов 8TiC, 19TiC и 26TiC с соответствующими таблицами, в которых указаны параметры решеток, межплоскостные расстояния, а также размер кристаллов для каждого рефлекса.

Анализ спектров РД показывает, что в случае образцов 8TiC и 19TiC в покрытиях TiC/C формируется поликристаллическая наноструктура с размерами кристаллов TiC: 10,2...5,3 и 4,3...2,9 нм соответственно. С увеличением содержания углерода в покрытии размеры нанокристаллов уменьшаются, а на образце 26TiC (70 ат. % C) фаза TiC вообще не наблюдается. Так как на спектрах видны рефлексы (111), (200), (220) и (311), это свидетельствует об отсутствии привилегированного направления роста кристаллов.

Нанокристаллическая структура покрытия TiC/C ($\delta = 3$ мкм), исследованная с помощью СЭМ при увеличении $\times 10000$ и $\times 100000$, представлена на рис. 5, где наблюдаются зерна TiC размером 10...30 нм.

О строении покрытий nc-TiC/a-C свидетельствует спектр фотоэлектронов, возникающих при



8TiC			
Рефлексы	Межплоскостное расстояние d , нм	Постоянная решетки, нм	Размер кристаллита, нм
(111)	0,2518	0,436	10,2
(200)	0,2180	0,436	8,1
(220)	0,1539	0,435	6,2
(311)	0,1312	0,435	5,3

19TiC			
Рефлексы	Межплоскостное расстояние d , нм	Постоянная решетки, нм	Размер кристаллита, нм
(111)	0,2519	0,436	3,4
(200)	0,2183	0,436	4,3
(220)	0,1535	0,434	2,9

Рис. 4. Рентгеновские дифрактограммы покрытий TiC/C различного состава, ат. %: *a* — 8TiC (42,5 C; 57,5 Ti); *б* — 19TiC (54 C; 46 Ti); *в* — 26TiC (70 C; 30 Ti)

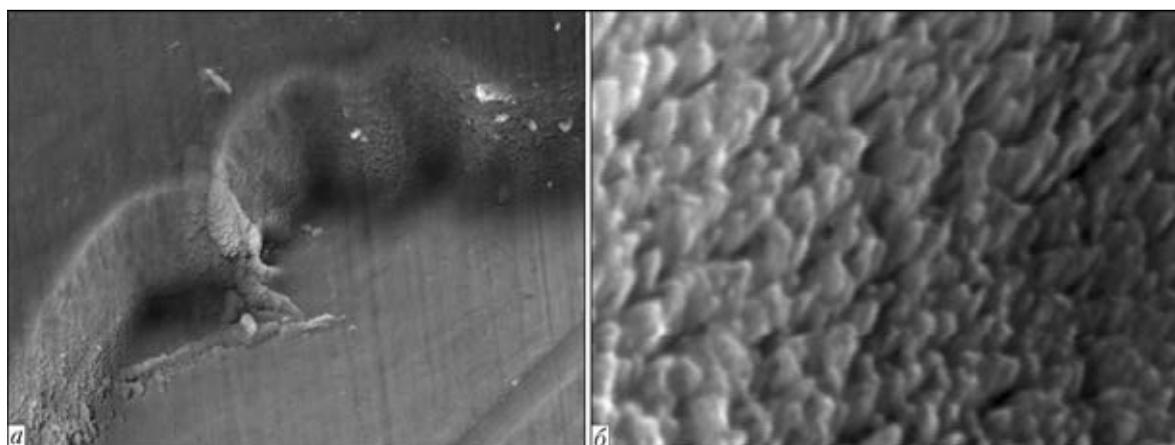


Рис. 5. Микроструктура покрытия ps-TiC/a-C: *a* — $\times 10000$; *б* — $\times 100000$

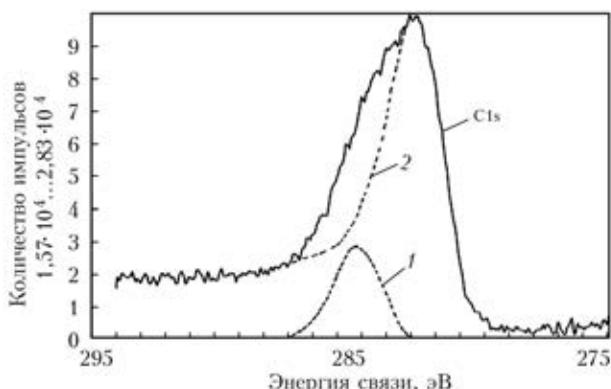


Рис. 6. Спектр фотоэлектронов покрытия ps-TiC/a-C (обозначения см. в тексте)

воздействии монохроматического рентгеновского излучения на поверхность покрытия (рис. 6).

На спектре присутствует уширенный пик углерода C1s, который разложен на два пика электронов с энергиями связи 284,4 (1) и 281,2 эВ

(2), соответствующими наличию в покрытии фаз углерода и TiC. Соотношение между величинами пиков (1) и (2) показывает, что в покрытии 80 % занимает фаза нанокристаллического карбида титана TiC и 20 % — матрица аморфного углерода.

Состояние аморфного углерода в покрытии ps-TiC/a-C оценено по спектрам комбинационно-го рамановского рассеяния (рис. 7).

На спектрах всех образцов наблюдаются две полосы комбинационного рассеяния, характерные для состояния углерода с sp^2 - и sp^3 -гибридизацией электронных орбиталей (связей) углерода. Полоса G рамановского спектра с sp^3 связью обусловлена наличием упорядоченной графитовой фазы. Полоса D спектра с sp^2 связью характеризуется структурно разупорядоченным графитом. С помощью аппроксимирующих функций Гаусса проводили разложение форм полос G и D на компоненты, определялось отношение интенсивности полос I_D/I_G . Это отношение характеризует соот-



Таблица 2. Частотные положения (ω), длительность импульса на уровне половины амплитуды (FWHM), соотношение интенсивностей для D и G полос I_D/I_G , оцененные по спектрам КРС исследованных структур (рис. 7)

Образец (состав покрытия, ат. %)	D -полоса (sp^2)			G -полоса (sp^3)			I_D/I_G
	ω , cm^{-1}	FWHM, cm^{-1}	I , импульс	ω , cm^{-1}	FWHM, cm^{-1}	I , импульс	
8 TiC (42,5 C, 57,5 Ti)	1392,3	322,5	538,5	1577,7	113,1	403,4	1,33
19 TiC (54 C, 46 Ti)	1397,0	346,7	396,9	1566,1	114,2	219,7	1,68
26 TiC (70C, 30 Ti)	1386,9	296,8	165,4	1565,4	132,6	134,5	1,23

Таблица 3. Механические свойства покрытий nc -TiC/a-C ($\delta = 3,2$ мкм) на подложках из сталей 08X18H10T и X12M

Образец, подложка	Твердость H , ГПа	Контактный модуль упругости E^* , ГПа	Нормированная твердость H/E^* , ГПа	Модуль упругости E , ГПа	Напряжение внеконтактной упругой деформации σ_{es} , ГПа	Состав покрытия, ат. %	Размер зерна D , нм
29 TiC, 08X18H10T	38	291	0,134	375	11,89	54 C, 46 Ti	2,9...4,3
30 TiC, X12M	30,5	266	0,114	333	22,6	54 C, 46 Ti	2,9...4,3

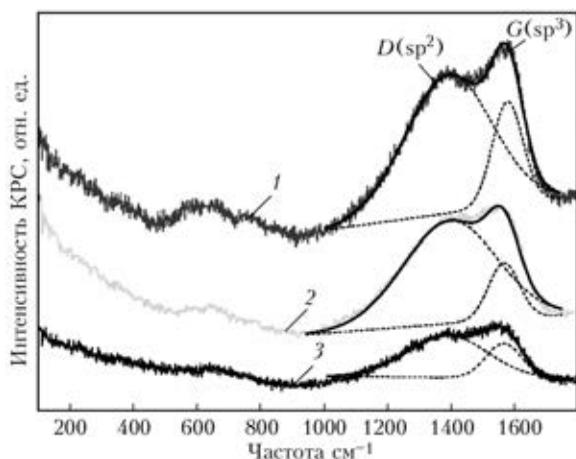


Рис. 7. Спектры комбинационного рамановского рассеяния на покрытиях nc -TiC/a-C различного состава: 1 — 8TiC; 2 — 19TiC; 3 — 26TiC

ношение фаз графита и обратно пропорционально величине части sp^3 -фазы в покрытии [19]. Следовательно, наиболее упорядоченный аморфный углерод с большим содержанием sp^3 -фазы имеется в покрытиях nc -TiC/a-C на образцах 8TiC и 26TiC, у которых наименьшие величины отношения I_D/I_G равны 1,33 и 1,23 (табл. 2).

С помощью метода микроиндентирования [18] измерили механические свойства покрытий на подложках из сталей 08X18H10T и X12M (табл. 3).

Высокая твердость покрытия (30,5...38,0 ГПа) согласно данным других исследователей [14] связана с малым содержанием в нем аморфной фазы (a-C = 20 ат. %). Значения нормированной твердости H/E^* позволяют оценить уровень сопротивления покрытия пластической деформации, который возрастает с увеличением H/E^* , являющимся показателем износостойкости материала покрытия.

Выводы

1. Методом совместного магнетронного распыления на постоянном токе мишеней из графита и титана на подложках из сталей 08X18H10T, X12M и титана VT1-0 получено при скоростях осаждения 1,4...2,2 мкм/ч нанокompозитное покрытие nc -TiC/a-C толщиной 2...3 мкм с включениями TiC размером 3...10 нм в матрице аморфного углерода.

2. Разработана методика управления составом покрытия nc -TiC/a-C путем изменения мощности магнетронного разряда с титановой мишенью при постоянной мощности разряда с графитовой мишенью, что обеспечило возможность получения покрытий в диапазоне составов 42,5...70 ат. % C и 57,5...30 ат. % Ti.

3. Показано, что размер зерна TiC и твердость покрытия зависят от отношения Ti/C. Минимальный размер зерна TiC (2,9...4,3 нм) и максимальная твердость (до 30...38 ГПа) достигаются при соотношении Ti/C (в ат. %) 46/54.

4. Методами рамановской и фотоэлектронной спектроскопии исследована тонкая структура покрытий nc -TiC/a-C. Установлено, что 80 % в структуре покрытия занимает TiC и 20 % матрица аморфного углерода. Показано, что степень упорядоченности аморфного углерода по содержанию sp^3 -фазы зависит от состава покрытий.

5. Методом микроиндентирования определены механические свойства nc -TiC/a-C покрытий, полученных на различных подложках. Показано, что максимальная нормированная твердость 0,134, являющаяся показателем сопротивления материала покрытия пластической деформации, достигнута на подложке из стали 08X18H10T.

1. Андриевский Р. А. Наноструктурные материалы — состояние, разработка и перспективы // Порошковая металлургия. — 2001. — № 6. — С. 5–11.
2. Андриевский Р. А., Глезер А. М. Размерные эффекты в нанокристаллических материалах. I. Особенности структур. Термодинамика. Фазовые равновесия. Кинетичес-



- кие явления // Физ. металлов и металловедение. — 1999. — 88, № 1. — С. 50–73.
3. Андриевский Р. А., Глезер А. М. Размерные эффекты в нанокристаллических материалах. II Механические и физические свойства // Там же. — 2000. — 89, № 1. — С. 91–112.
 4. Рагуля А. В., Скороход В. В. Консолидированные наноструктурные материалы. — Киев: Наук. думка, 2007. — 375 с.
 5. Решетняк Е. Н., Стрельницкий В. Е. Синтез упрочненных наноструктурных покрытий // Вопр. атомной науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. — 2008. — № 2 (92). — С. 119–130.
 6. Штанский Д. В., Леваиов Е. А. Многокомпонентные наноструктурные тонкие пленки: проблемы и решения (Обзор) // Изв. вузов. Цветная металлургия. — 2009. — № 9. — С. 12–15.
 7. Superhard nanocomposites: Origin of hardness enhancement properties and applications / S. Veprek, R. F. Zhang, M. J. G. Veprek et al. // Surf. and Coat. Technol. — 2010. — 204. — P. 1898–1906.
 8. Recent advances of superhard nanocomposite coatings: a review / S. Zhang, D. Sun, Y. Fu, H. De. // Ibid. — 2003. — V. 167. — P. 113–119.
 9. Zehnder T., Patscheider J. Nanocomposite TiC/a-C:H hard coatings deposited by reactive PVD // Ibid. — 2000. — V. 133-134. — P. 138–144.
 10. Voevodin A. A., Zabinski J. S. Supertough wear-resistant coating with «chameleon» adaptation // Thin Solid Films. — 2000. — V. 370. — P. 223–231.
 11. Galvan D., Pei Y. T., J. Th De Hosson. Influence of deposition parameters on the structure and mechanical properties of nanocomposite coatings // Surf. and Coat. Technol. — 2006. — V. 201. — P. 590–598.
 12. Patscheider J., Zehnder T., Dieseren M. Structure-performance relations in nanocomposite coatings // Ibid. — 2001. — V. 146–147. — P. 201–208.
 13. Stuber M., Leiste H., Ulrich S. Microstructure and properties of low friction TiC - C nanocomposite coatings deposited by magnetron sputtering // Ibid. — 2002. — V. 150. — P. 218–226.
 14. Martinez D., Lopez- Cortes C., Fernandez A. Influence of microstructure on the mechanical and tribological behavior of TiC/a-C nanocomposite coatings // Thin Solid Films. — 2009. — V. 517. — P. 1662–1671.
 15. Metal carbide/amorphous C-based nanocomposite coatings for tribological application / J. C. Sanchez-Lopez, D. Martinez-Martinez, M. D. Abad, A. Fernandez // Surf. and Coat. Technol. — 2009. — V. 204. — P. 947–953.
 16. Microstructure and tribological properties of magnetron sputtered nc-TiC/a-C nanocomposite / S. Zhang, X. Lamb Bui, J. Jiang, X. Li // Ibid. — 2005. — V. 198. — P. 206–211.
 17. Nanostructured TiC/a-C coatings for friction and wear resistant applications / Y. T. Pei, D. Galvan, J. Th. De Hosson, A. Cavaleiro // Ibid. — 2005. — V. 198. — P. 44–50.
 18. Фирстов С. А., Горбань В. Ф., Печковский Э. П. Новая методология обработки и анализа результатов автоматического индентирования материалов. — Киев: Логос, 2009. — 82 с.
 19. Ferrari A., Robertson J. Interpretation of Raman spectra of disordered and amorphous carbon // Phys. Rev. — 2000. — 61, № 20. — P. 14095–14107.

Поступила в редакцию 28.05.2013

ІНСТИТУТ ЕЛЕКТРОЗВАРЮВАННЯ ім. Є. О. ПАТОНА НАН УКРАЇНИ

Оголошує щорічний набір в

ДОКТОРАНТУРУ за спеціальностями:

- Зварювання та споріднені процеси і технології
- Матеріалознавство
- Металургія чорних і кольорових металів та спеціальних сплавів
- Діагностика матеріалів і конструкцій

АСПІРАНТУРУ за спеціальностями:

- Зварювання та споріднені процеси і технології
- Матеріалознавство
- Металургія чорних і кольорових металів та спеціальних сплавів
- Діагностика матеріалів і конструкцій

Прийом документів до аспірантури проводиться до 10 вересня.

Контактні телефони: 200-84-11.

Документи направляти за адресою: 03680, Україна, Київ-150, МСП, ул. Боженка, 11
Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, ученому секретареві