

Отметим, что согласно проведенной оценке скорости плавления проволоки, время существования жидкой фазы на границе раздела «диффузионный слой – стальная сердцевина» составляет примерно 0,02...0,05 с. Поэтому с учетом коэффициента диффузии атомов бора в жидкой фазе диффузионный путь атомов бора при свободном перемещении его в жидкости может составить 100...150 мкм. Следовательно, скорость, с которой протекает процесс плавления проволоки, достаточна для активного растворения диффузионного слоя.

В результате сформировано следующее представление о механизме процесса плавления борсодержащего диффузионно-легированного материала: существует стадия твердофазной диффузии элементов из диффузионного слоя в стальную сердцевину, затем образование жидкой фазы за счет контактного эвтектического плавления, ускоренное растворение диффузионного слоя и жидкофазная гомогенизация расплава.

СПИСОК ЦИТИРОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Бобылев, М.В. Перспективные экономно-легированные борсодержащие стали для производства высокопрочных сложных деталей / М.В. Бобылев, Е.Г. Королева, П.А. Штаников // *МитОМ*. – 2005. – № 5. – С. 51–55.
2. Лякишев, Н.П. Борсодержащие стали и сплавы / Н.П. Лякишев, Ю.Л. Плинер, С.И. Лапо. – М.: *Металлургия*, 1986. – 192 с.
3. Спиридонова, И.М. Структура и свойства железобористых сплавов / И.М. Спиридонова // *МитОМ*. – 1984. – № 2. – С. 55–57.

УДК 621.794.61:539.23

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА ШТАМПОВОЙ ОСНАСТКЕ

Онысько С.Р.¹, Хвисевич В.М.¹, Чекан Н.М.², Акула И.П.²

1) Брестский государственный технический университет,

Брест, Республика Беларусь;

2) Физико-технический институт НАН Беларуси,

Минск, Республика Беларусь

Для осаждения покрытий ZrCN-DLC использовалась вакуумная установка УВНИПА-1-001, оснащенная катодно-дуговыми источниками плазмы, а также ионным источником. Откачка вакуумной камеры производилась до остаточного давления $\sim 4,5 \cdot 10^{-3}$ Па. Непосредственно перед осаждением покрытий проводилась ионная очистка подложек путем бомбардировки их поверхности ионами аргона с энергией до 2 кэВ в течение 30 минут. Для нанесения покрытий использовался стационарный дуговой источник плазмы с катодом из Zr (99,9%). Толщина сформированных покрытий составляла около 2-3 мкм. Варьируемым параметром выступало давление реакционного углеводородного газа (C_2H_2).

Для исследования фазового состава покрытий использовалась рентгеновская дифракция (дифрактометр Дрон-3), длина волны рентгеновского излучения 0,15405 нм ($K\alpha_1$ излучение меди). Элементный состав и типы химических связей композиционных покрытий ZrCN-DLC определялись с использованием рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) на приборе ЭС-2401 с длиной волны рентгеновского излучения 0,995 нм ($MgK\alpha$, 1253,6 эВ). Твер-

дость покрытий определялась методом индентирования на микротвердомере ПМТ-3, оснащённом алмазной пирамидой Кнупа, при нагрузке 0,5 Н. Исследования коэффициента трения сформированных нанокompозитов проводились на трибологическом стенде, работающем по схеме «палец-диск». В качестве контр-тела использовался шарик Ø 5,15 мм из стали ШХ15 при нагрузке 1 Н. Для подложек из инструментальной стали Х12М герцианское давление составило 705 МПа.

На рисунке 1 приведена рентгенограмма для образца покрытия ZrCN-DLC, полученного при частоте 1 Гц следования разрядных импульсов источника углеродной плазмы. На рентгенограмме присутствуют характерные для нитридных и карбидных фаз циркония рефлексы от плоскостей (111), (200), (220), (222) и (311), а также ряд рефлексов от основы (алюминий). Для всех исследованных образцов наблюдается наиболее высокая интенсивность рефлексов (111) и значительное уширение дифракционных линий. Высокая интенсивность указанного рефлекса свидетельствует о предпочтительном расположении кристаллитов, при котором плоскости (111) параллельны поверхности подложки. Ориентирующее влияние подложки объясняется большой величиной межфазной энергии для плотноупакованных плоскостей (111) ГЦК структуры нитридов и карбидов циркония [1]. Рефлексы (200), (220), (222) и (311) имеют значительно меньшую интенсивность.

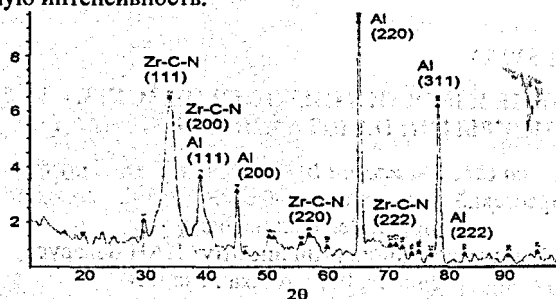


Рисунок 1 – Рентгенограмма покрытия ZrCN-DLC

Расчет межплоскостных расстояний d_{hkl} в полученных покрытиях по положениям дифракционных максимумов показал, что значения d_{hkl} для покрытий являются промежуточными по отношению к нитридной и карбидной фазе (таблица 1). Это дает основание предположить, что покрытия представляют собой не конгломерат фаз нитридов и карбидов, а являются монофазными.

Таблица 1 – Значения межплоскостных расстояний в пленках

Плоскости	d, Å (стехиометр. состав)		d, Å (эксперимент)		
	ZrN	ZrC d, Å	Процесс 1	Процесс 2	Процесс 3
(111)	2,64	2,71	2,66	2,68	2,66
(200)	2,29	2,35	2,33	2,34	2,34
(220)	1,62	1,66	1,66	1,63	1,64
(222)	1,32	1,36	1,34	1,33	1,30
(311)	1,38	1,42	1,43	1,39	1,41

В работе [2] в качестве фазы, реализующейся в тонких пленках системы Zr-C-N, приводится δ -фаза карбонитрида циркония $Zr(C_xN_{1-x})_{1-y}$ с ГЦК структурой, постоянная решетки которой зависит от соотношения компонент N и C, при этом ее величина находится между 0,458 и 0,470 нм.

Сравнение межплоскостных расстояний, рассчитанных по четко выраженным рефлексам (111), для покрытий показывает, что при малом количестве поступающего на основу алмазоподобного углеродного материала параметры кристаллической решетки δ -фазы карбонитрида циркония, как и следовало ожидать, ближе к соответствующим параметрам фазы ZrN. При увеличении частоты разрядных импульсов также происходит увеличение $d(111)$, как это видно для покрытий из процесса 2. Однако эта тенденция не прослеживается при дальнейшем росте количества углерода в покрытии. Характеристики межплоскостных расстояний образцов для режимов 1 и 3 мало чем отличаются. При избытке поступающего на подложку углерода, кроме образования карбонитрида циркония, происходит формирование метастабильной фазы алмазоподобного углерода (АПУ). Конкурирующий процесс роста межкристаллитных включений АПУ материала становится доминирующим, что вызывает снижение содержания углерода в δ -фазе карбонитрида циркония и приводит к уменьшению постоянной решетки для этой фазы.

Одним из наиболее доступных и распространенных способов нахождения размеров кристаллитов в поликристаллических пленках является анализ уширения рентгеновских дифракционных пиков. Размер кристаллитов для всех образцов находится в пределах 2,9-4,0 нм. При этом прослеживается тенденция уменьшения размера зерна кристаллитов с увеличением числа импульсов углеродного источника плазмы, т.е. с увеличением содержания углерода в покрытии.

Особенности формирования химических связей между элементами покрытия были исследованы с использованием метода РФЭС.

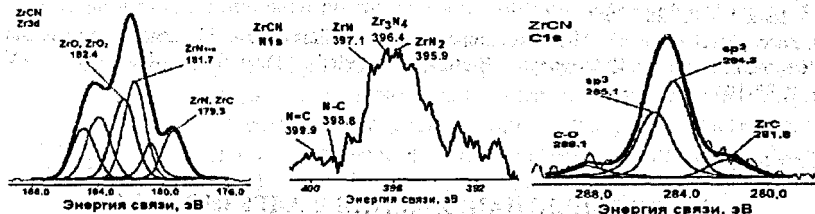


Рисунок 2 – РФЭС спектр Zr3d, спектр N1s, спектр C1s

Спектр 3d электронов циркония (рисунок 2) включает в себя несколько дублетов, соответствующих связям циркония с азотом и углеродом, а также кислородом в различных соединениях. Во всех образцах можно выделить основной максимум в области $181,7 \pm 0,1$ эВ, который соответствует нитриду циркония ZrN_{1+x} . Пики в области $(179,3 \pm 0,1)$ эВ близки по значению связям Zr-N, Zr-C. Это подтверждается наличием в спектрах N1s максимумов в области 396,4 - 397,1 эВ и 395,9 эВ. Последнее значение несколько ниже, чем полученное для стехиометрического нитрида. Такое значение энергии связи азота приписывают так называемым сверхстехиометрическим ZrN_{1+x} .

В спектрах N1s в области 395,0-398,0 эВ наблюдаются пики, соответствующие соединениям азота с цирконием ZrN_x. Пик в низкоэнергетической области с энергией связи ~398,8 эВ соответствует N-C связи, ~399,9 эВ N=C связи [3].

В спектрах C1s наблюдаются несколько максимумов, наиболее интенсивный из которых приходится на энергию межатомных связей 284,3±0,1 эВ, соответствующую связям C-C в углеводородных поверхностных загрязнениях или графите. Пик в области (281,4–282,7) эВ соответствует связи углерода с металлом (Zr-C, Zr-C-N). Достоверно установить принадлежность этой связи карбиду или карбонитриду циркония невозможно из-за близости энергий связи Zr3d в этих соединениях. Пик в области 285,1 эВ свидетельствует о наличии sp³-гибридизированных связей и формировании алмазоподобной фазы.

Результаты исследований механических и трибологических характеристик представлены в таблице 2. Можно видеть, что сформированные покрытия обладают высокой твердостью. С ростом содержания углерода в покрытии твердость падает, что вероятно связано с преобладанием sp² гибридизированных связей между атомами углерода.

Таблица 2 – Характеристики покрытий ZrCN-DLC

№ процесса	Твердость покрытия, ГПа	Коэффициент бесшумного трения
1	43	0,86
2	30	0,38
3	18	0,17

СПИСОК ЦИТИРОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Abadías, G. Stress and preferred orientation in nitride-based PVD coatings // Surface and Coatings Technology. – 2008. – Vol. 202. – P. 2223-2235.
2. Binder, S. Phase equilibria in the systems Ti-C-N, Zr-C-N and Hf-C-N / S. Blinder, W. Lengauer, P. Ettmayer, J. Bauer, J. Debuigne, M. Bohn // Journal of Alloys and Compounds. – Vol. 217. – Issue 1. – P. 128-136.
3. Zocco. Mechanical and tribological properties of CN_x films deposited by reactive laser ablation / A. Perrone, E. Broitman, Z. Czigany, L. Hultman, M. Anderle // Diam. Relat. Mater. – 2002. – Vol. 11. – P. 98-104.

УДК 539.30

ПРОДОЛЬНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В АДГЕЗИОННОМ ПОКРЫТИИ СТЕРЖНЯ

Холодарь Б.Г.

Брестский государственный технический университет,

Брест, Республика Беларусь

Для решения задачи используется модель в виде стержня длиной L с круглым поперечным сечением радиуса R , с модулями упругости первого и второго рода E_c и G_c , коэффициентом линейного теплового расширения α_c с нанесенным на него слоем покрытия постоянной толщины. Покрытие имеет толщину h , модули E_n и G_n , коэффициент линейного теплового расширения α_n . Так как процесс нанесения покрытия занимает достаточно продолжительный период, на момент