УДК 538.9:620.3

Влияние режимов формирования и условий термообработки на фазовый состав и структуру кремний-углеродных покрытий, осаждаемых ионно-лучевым распылением

© Авторы, 2019
© ООО «Издательство «Радиотехника», 2019

А.С. Руденков – к.т.н., вед. науч. сотрудник,
Международная Китайско-Белорусская лаборатория вакуумно-плазменных технологий;
Гомельский государственный университет им. Ф. Скорины (Республика Беларусь)
E-mail: arudenkov05@gmail.com
А.В. Рогачев – чл.-корр. НАНБ, д.х.н., профессор,
директор Научно-исследовательского физико-химического института им. Л.Я. Карпова (Москва);
Международная Китайско-Белорусская лаборатория вакуумно-плазменных технологий;
Гомельский государственный университет им. Ф. Скорины (Республика Беларусь)
E-mail: rogachevav@mail.ru
А.Н. Купо – к.т.н., начальник центра,
Гомельский государственный университет им. Ф. Скорины (Республика Беларусь)
E-mail: kupo@gsu.by
С.М. Завадский – к.т.н., начальник Центра 9.1,
Государственный университет информатики и радиоэлектроники (г. Минск, Республика Беларусь)
E-mail: szavad@bsuir.by
Д.А. Голосов – к.т.н., вед. науч. сотрудник Центра 9.1,
Государственный университет информатики и радиоэлектроники (г. Минск, Республика Беларусь)
П.А. Лучников – науч. сотрудник,
МИРЭА – Российский технологический университет (Москва)
E-mail: xamdex@gmail.com

Аннотация

Исследовано влияние режимов формирования и термообработки кремний-углеродных покрытий, осаждаемых путем ионно-лучевого распыления карбида кремния, на их морфологию, химический и фазовый состав. Установлено, что увеличение мощности ионного-источника с 432 Вт до 738 Вт ведет к уменьшению фазового соотношения sp^3/sp^2 в 1,7 раза и увеличению соотношения Si-C/Si-O связей в 1,9 раза. Показано, что легирование углеродных покрытий карбидом кремния способствует увеличению их термостойкости.

Ключевые слова

Углеродные покрытия, атомно-силовая микроскопия, шероховатость, фазовый состав, кремний, ионно-лучевое распыление, КР-спектроскопия, РФЭС.

Работа выполнена при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (договор № Т18М-005), а также Минобрнауки России (проект № 3.8074.2017/БЧ).

DOI: 10.18127/j22250999-201902-04

Введение

Введение в состав алмазоподобных покрытий (АПП) элементов различной природы является перспективным технологическим приемом изменения их структуры и физико-механических свойств [1–8]. Легирование АПП кремнием представляет особый интерес, обусловленный тем, что, во-первых, кремний с углеродом способны вступать в процесс химического взаимодействия с образованием твердого соединения карбида кремния и, во-вторых, легированные кремнием a-C:Si покрытия являются перспективными при их использовании при решении широкого круга технических задач.

Известно [1–3], что введение кремния в структуру углеродной матрицы приводит к значительному изменению фазового состава композиционных систем АПП и положительно влияет на механические свойства таких материалов. В [3, 4] показано, что в сравнении с однокомпонентными a-C покрытиями

углеродные слои АПП, легированные кремнием, обладают более низкими значениями внутреннего напряжения, коэффициента трения в сухих и влажных средах. В [5–7] показано, что при формировании кремний-углеродных покрытий использование углерод- или кремнийсодержащих газов приводит к наличию в их структуре водорода и полимерподобных С-Н связей, вызывающих снижение микротвердости и износостойкости покрытий.

Ц е л ь р а б о т ы – исследование влияния режимов осаждения и последующей термообработки на морфологию, химический и фазовый состав кремний-углеродных покрытий, формируемых путем ионно-лучевого распыления мишени на основе карбида кремния.

Образцы и методы исследования

Для получения углеродных покрытий, легированных кремнием, использовали модернизированную установку вакуумного напыления УВНИПА-1-001, содержащую: газовый ионный источник типа «Радикал», с помощью которого производится очистка и нагрев подложек; распыляющий ионный источник на основе ускорителя с анодным слоем, с помощью которого осуществлялось формирование кремний-углеродных покрытий (толщина 270 ± 10 нм) путем распыления мишени на основе карбида кремния. Режимы формирования кремний-углеродных покрытий приведены в табл. 1.

Таблица 1. ***Режимы формирования кремний-углеродных покрытий***

Образец	$U_{разряда}$, кВ	$I_{разряда}$, мА	$P_{разряда}$, Вт	$I_{мишени}$, мА
1	3,0	144	432	120
2	3,8	152	578	136
3	4,5	164	738	148

Покрытия осаждались на кремниевую подложку, после чего подвергались отжигу на воздухе в течение 30 мин при температурах 500, 600 и 700 °С соответственно.

Для определения влияния режимов формирования на морфологические особенности и фазовый состав кремний-углеродных покрытий использовался атомно-силовой микроскоп (АСМ) Solver Pro производства NT-MDT (Москва, Россия) и рамановский спектрометр (КР) Senterra (Bruker) соответственно.

Химический состав кремний-углеродных покрытий определялся методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС). Измерения проводились с помощью прибора PHI Quantera при возбуждении вещества Kα-излучением алюминия с энергией кванта 1486,6 эВ и суммарной мощностью 250 Вт. Погрешность определения концентрации элементов составила ± 1 ат. %. Погрешность при идентификации положения пиков, соответствующих определенным химическим связям, – ±0,2 эВ.

Результаты исследований и их обсуждение

Показано, что с увеличением мощности ионного источника химический состав покрытий, не подвергнутых термообработке, изменяется незначительно (табл. 2).

Относительно высокое содержание кислорода в составе покрытий объясняется не только химическим взаимодействием в процессе осаждения ионов и атомов кремния с кислородом из остаточной атмосферы вакуумной камеры, что приводит к образованию оксида кремния, но и окислением кремния при разгерметизации вакуумной камеры. После отжига содержание кремния в покрытии остается практически неизменным, в то время как концентрация кислорода возрастает, а концентрация углерода снижается в 2–2,5 раза, что объясняется образованием оксидов кремния и летучих соединений углерода.

Режимы формирования покрытий оказывают значительное влияние на их фазовый состав, оцениваемый на основании анализа результатов КР-спектроскопии (табл. 3). Обработка КР-спектров осуществлялось по двухфазной модели [8]. Нанокристаллический графит имеет одну рамановски активную моду вблизи 1580 см$^{-1}$, которая является центром симметрии E_{2g} (*G*-пик), а разупорядоченный графит имеет вторую моду около центра симметрии A_{1g} 1350 см$^{-1}$ (*D*-пик), соответствующую радиальным колебаниям углеродных колец [9].

Таблица 2. ***Химический состав кремний-углеродных покрытий***

№ образца	Температура, °C	Концентрация элементов, ат. %		
		C	Si	O
1	–	42,1	24,5	33,4
	500	22,3		53,2
	600	21,6		53,9
	700	17,0		58,5
2	–	41,6	25,2	33,2
	500	23,2		51,6
	600	22,1		52,7
	700	20,6		54,2
3	–	40,3	25,7	34,0
	500	22,9		51,4
	600	22,3		52,0
	700	20,2		54,1

Таблица 3. ***Статистическая обработка результатов КР-спектроскопии***

№ образца	Температура отжига, °C	D-пик		G-пик		I_D/I_G
		Положение, см$^{-1}$	Ширина, см$^{-1}$	Положение, см$^{-1}$	Ширина, см$^{-1}$	
1	–	1426,9	127,2	1516,9	87,3	3,13
	500	1431,8	119,5	1522,7	90,8	2,96
	600	1425,5	100,6	1513,4	88,4	2,34
	700	1423,9	92,6	1519,8	88,1	1,71
2	–	1418,9	132,1	1497,9	123,4	2,17
	500	1416,4	111,0	1495,1	105,0	1,93
	600	1410,6	100,4	1487,5	101,4	1,77
	700	1421,3	94,3	1500,8	119,2	1,61
3	–	1408,9	117,0	1487,3	117,9	1,78
	500	1411,2	113,6	1485,5	116,4	1,67
	600	1418,2	108,7	1489,8	115,6	1,63
	700	1418,7	98,09	1491,9	110,7	1,55

Согласно [10], соотношение интенсивностей D- и G-пиков обратно пропорционально размеру sp^2 кластеров:

$$\frac{I_D}{I_G} = \frac{c(\lambda)}{L_a}, \qquad (1)$$

где I_D и I_G – интенсивности соответствующих пиков; L_a – размер зерен графита, нм; $c(\lambda)$ – коэффициент пропорциональности, зависящий от длины волны возбуждающего излучения, нм.

На рис. 1 представлена гистограмма соотношений I_D/I_G интенсивностей *D*- и *G*-пиков рамановского спектра в зависимости от величины мощности ионного источника (1 – 432 Вт, 2 – 578 Вт, 3 – 738 Вт) и температурной обработки образцов.

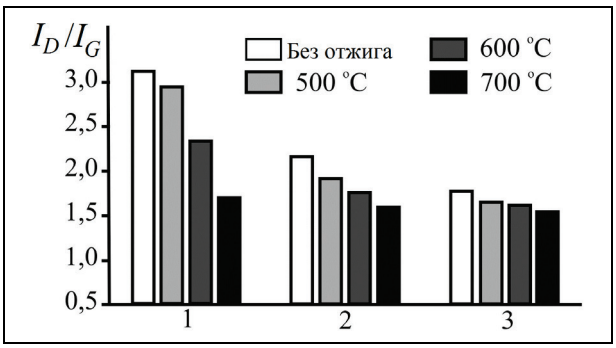

Рис. 1. Гистограмма соотношения I_D/I_G интенсивностей *D*- и *G*-пиков рамановского спектра в зависимости от величины мощности и температурной обработки образцов: 1 – 432 Вт; 2 – 578 Вт; 3 – 738 Вт)

Из рис. 1 видно, что с ростом мощности ионного источника соотношение I_D/I_G уменьшается, а положение *G*-пика смещается в область меньших волновых чисел, что свидетельствует об увеличении содержания sp^2-кластеров и уменьшению их размеров. Такое явление характерно и для углеродных покрытий, легированных металлами методом магнетронного распыления [11].

При увеличении мощности ионного источника возрастает энергия ионов рабочего газа, а значит, повышается вероятность потери энергии распыленных частиц углерода и кремния при их столкновении с ионами рабочего газа. Кроме того, рост тока мишени вызывает повышение температуры подложки. Все эти особенности и способствуют увеличению содержания графитовой фазы при увеличении мощности ионного источника [11].

Уменьшение соотношения I_D/I_G при увеличении температуры отжига кремний-углеродных покрытий указывает на возрастание размеров sp^2-кластеров вследствие фазового перехода $sp^2 \rightarrow sp^3$. Отметим, что при мощности ионного источника 738 Вт уменьшение соотношения I_D/I_G после отжига не столь значительно из-за изначально более высокого содержания sp^2-гибридизированных атомов углерода и соединений кремния.

Анализ данных РФЭС подтверждает результаты КР-спектроскопии и свидетельствует об увеличении содержания sp^2-связей в кремний-углеродных покрытиях с увеличением мощности ионного источника и температуры отжига.

На рис. 2 представлены характерные C1s- (рис. 2,*а*) и Si2p- (рис. 2,*б*) пики КР-спектров РФЭС кремний-углеродных покрытий соответственно.

Разложение C1s-пиков РФЭС кремний-углеродных покрытий осуществлялось при помощи функции Гаусса следующим образом (рис. 2,*а*): полоса с энергией ~ 283…283,6 эВ относилась к связи C–Si [12, 13]; с энергией связи ~ 284,4 эВ – к Csp^2; с энергией связи ~ 285,2 эВ – к Csp^3; полоса ~ 286,5 эВ – к C–O [14, 15].

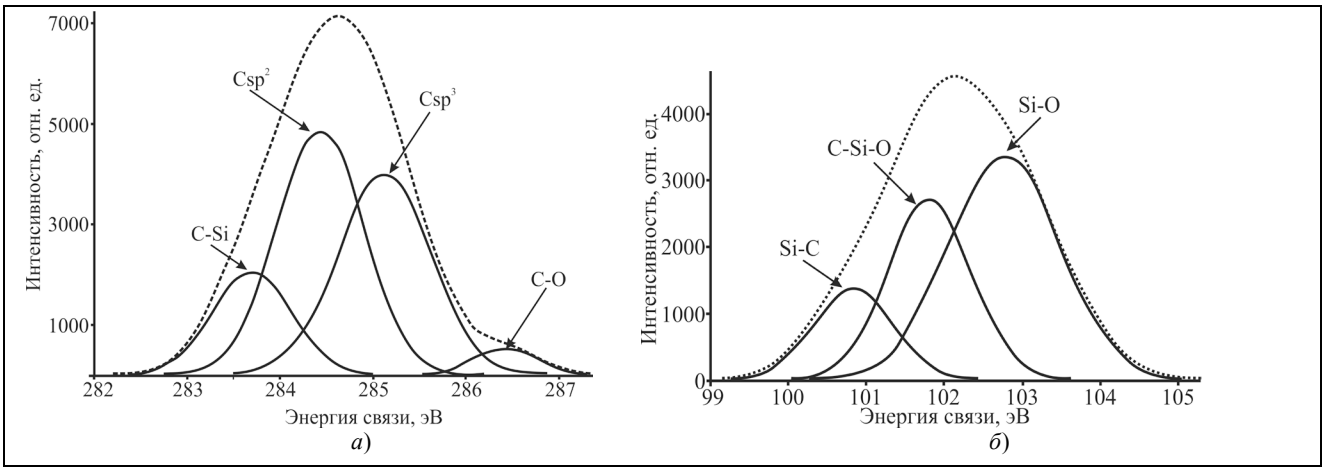

Рис. 2. Характерные C1s-пик (*а*) и C2p-пик (*б*) КР-спектра РФЭС кремний-углеродного покрытия

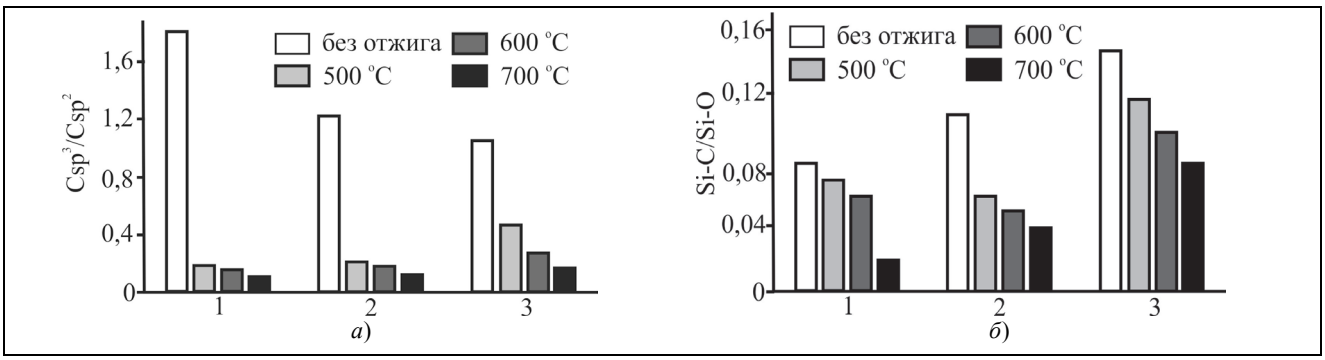

Рис. 3. Гистограммы, отражающие влияние параметров формирования кремний-углеродных покрытий: мощности ионного источника (1– 432 Вт, 2 – 578 Вт, 3 – 738 Вт) и их температурной обработки: *а* – C1s; *б* – Si2p

Пики Si2p были разложены при помощи функции Гаусса на следующие составляющие (рис. 2,*б*): полоса с энергией связи ~ 100,7 эВ (Si–C); с энергией связи 101,7 эВ (C–Si–O) и с энергией связи 103,0 эВ (Si–O) [16].

На рис. 3 представлены гистограммы соотношений Csp^3/Csp^2 площадей составляющих C1s-пика РФЭС Csp^3/Csp^2 (рис. 3,*а*) и соотношений площадей составляющих Si2p-пика РФЭС для Si-C/Si-O (рис. 3,*б*) в зависимости от величины мощности ионного источника (1– 432 Вт, 2 – 578 Вт, 3 – 738 Вт) и температурной обработки образцов.

Наибольшим содержанием sp^3-гибридизированных атомов углерода (соотношение площадей составляющих C1s-пика РФЭС $Csp^3/Csp^2 = 1,82$) характеризуются покрытия, сформированные при мощности источника распыления 432 Вт. Однако относительное содержание карбида кремния в покрытиях, осаждаемых при более высокой мощности ионного источника (738 Вт), выше (соотношение площадей составляющих Si2p-пика РФЭС Si-C/Si-O = 0,15). Помимо роста концентрации sp^2-гибридированных атомов углерода с ростом мощности ионного источника наблюдается рост концентрации Si-C в покрытии (рис. 3). Эти явления взаимосвязаны, поскольку, согласно [16], атомы кремния образуют химические соединения только с sp^3-гибридизированными атомами углерода.

При термообработке покрытий на воздухе с ростом температуры происходит снижение содержания C–Si–O и Si-C связей. Эти связи разрываются, атомы углерода взаимодействуют с кислородом и десорбируют с поверхности покрытия, что и является причиной повышения концентрации оксида кремния в покрытии.

Рост площади составляющей C–Si (энергия связи ~ 283…283,6 эВ) C1s пиков при увеличение температуры объясняется сорбцией CH_x- и OH-групп из атмосферы [17].

Наименьшим фазовым трансформациям в процессе отжига подвержены кремний-углеродные покрытия, сформированные при максимальной из выбранных режимов мощности распыления (738 Вт), что обусловлено, по всей видимости, наибольшим содержанием карбида кремния (соотношение площадей составляющих Si2p-пика РФЭС Si-C/Si-O = 0,15).

Как следствие особенностей фазового состава осаждаемых покрытий следует рассматривать влияние термообработки покрытий на их морфологию (табл. 4).

Таблица 4. ***Результаты сатистической обработки результатов АСМ***

№ образца	Температура отжига, °C	Средняя высота, нм	R_{ms}, нм	Плотность зерен, шт.	Средний диаметр зерен, нм
1	–	1,1	0,3	89	78,0
	500	5,2	0,8	440	45,0
	600	1,9	0,4	200	46,0
	700	7,6	0,6	475	43,0
2	–	1,2	0,6	124	65,0
	500	2,4	1,0	33	64,0
	600	2,3	0,9	366	96,0
	700	3,1	1,0	100	66,0
3	–	5,0	0,6	404	44,0
	500	2,4	1,4	27	112,0
	600	4,0	1,8	157	140,0
	700	3,7	2,3	43	166,0

Наименьшей шероховатостью ($R_{ms} = 0,3$ нм) характеризуются покрытия, сформированные при минимальной мощности ионно-лучевого распыления. При этом влияние температуры отжига на морфологию кремний-углеродных покрытий неоднозначно. Например, для образцов № 3, сформированных при мощности ионного источника 738 Вт, наблюдается линейное увеличение шероховатости и размера отдельных структурных образований (далее зерен), в то время как для образцов № 1 (432 Вт) характерно снижение среднего диаметра зерен, а шероховатость и дисперсность покрытия увеличиваются.

Заключение

Определены закономерности влияния условий формирования и термообработки кремний-углеродных покрытий, осаждаемых ионно-лучевым распылением карбида кремния, на их фазовый и химический состав, морфологию. Установлено, что наибольшим содержанием sp^3-гибридизированных атомов углерода (соотношение площадей составляющих C1s-пика РФЭС $Csp^3/Csp^2 = 1,82$) характеризуются покрытия, сформированные при мощности ионного источника распыления 432 Вт. При термообработке покрытий на воздухе с ростом температуры наблюдается снижение концентрации углерода, уменьшение содержания C–Si–O и Si-C связей и рост концентрации оксида кремния в покрытии. Более высокой термостойкостью обладают покрытия, сформированные при мощности ионного источника 738 Вт, что обусловлено более высокой концентрацией карбида кремния (соотношение площадей составляющих Si2p-пика РФЭС Si-C/Si-O = 0,15).

Литература

1. *Bertoti I., et al.* Chemical structure and mechanical properties of Si-containing a-C:H and a-C thin films and their Cr- and W-containing derivatives // Surface and Coatings Technology. 2011. V. 206. P. 630–639.
2. *Bociaga I., et al.* Diamond like carbon coatings doped by Si fabricated by a multi-target DC-RF magnetron sputtering method – Mechanical properties, chemical analysis and biological evaluation // Vacuum. 2017. V. 143. P. 395–406.
3. *Bendavid A., et al.* The mechanical and biocompatibility properties of DLC-Si films prepared by pulsed DC plasma activated chemical vapor deposition // Diamond and Related Materials. 2007. V. 16. P. 1616–1622.
4. *Ray S.C., Pong W.F., Papakonstantinou P.* Iron, nitrogen and silicon doped diamond like carbon (DLC) thin films: A comparative study // Thin Solid Films. 2016. V. 610. P. 42–47.
5. *Kim H.G., et al.* Effect of Si-incorporation on wear-corrosion properties of diamond-like carbon films // Thin Solid Films. 2005. V. 482. P. 299–304.
6. *Lubwama M., et al.* Technology Raman analysis of DLC and Si-DLC fi lms deposited on nitrile rubber // Surface and Coatings Technology. 2013. V. 232. P. 521–527.
7. *Chaus A.S., et al.* Improving the mechanical property of amorphous carbon films by silicon doping // Diamond & Related Materials. 2018. V. 82. P. 137–142.
8. *Ferrari A.C.* Determination of bonding in diamond-like carbon by Raman spectroscopy // Diamond and Related Materials. 2002. V. 11. P. 1053–1061.
9. *Irmer G., Dorner-Reisel A.* Micro-Raman studies on DLC coatings // Advanced Engineering Materials. 2005. V. 7. P. 694–705.
10. *Tuinstra F., Koenig J.L.* Raman spectrum of graphite // Journal of Chemical Physics. 1970. V. 53. P. 1126–1130.
11. *Руденков А.С.* Влияние концентрации металла на фазовый состав, структуру и свойства углерод-металлических покрытий // Проблемы физики, математики и техники. 2015. № 3(24). С. 26–32.
12. *Kusunoki I., Igari Y.* XPS study of a SiC film produced on St(100) by reaction with a C_2H_2 beam // Applied Surface Science. 1992. V. 9. P. 95–104.
13. *Gupta B., et al.* Effect of substrate polishing on the growth of graphene on 3C–SiC(111)/Si(111) by high temperature annealing // Nanotechnology. 2016. V. 27. P. 185601–10.
14. *Chu P.K.* Characterization of amorphous and nanocrystalline carbon films // Materials Chemistry and Physics. 2006. V. 96. P. 253–277.
15. *Chrcanovic B.R., Pedrosa A.R., Martins M.D.* Chemical and topographic analysis of treated surfaces of five different commercial dental titanium implants // Materials Research. 2012. V. 15. P. 372–382.
16. *Wu X., et al.* Characteristics and tribological properties in water of Si-DLC coatings // Diamond and Related Materials. 2008. V. 17. P. 7–12.
17. *Kishi K., Ikeda S.* X-ray photoelectron spectroscopic study for the adsorption of acetic acid and ethylenediamine on iron and nickel // Applications of Surface Science. 1980. V. 5. P. 7–11.

Поступила 16 февраля 2019 г.

UDC 538.9:620.3

Influence of formation modes and heat treatment conditions on the phase composition and structure of silicon-carbon coatings deposited by ion-beam sputtering

© Authors, 2019
© Radiotekhnika, 2019

A. S. Rudenkov – Ph.D (Eng.), Leading Research Scientist,
International Chinese-Belarusian Scientific Laboratory on Vacuum-Plasma Technology,
Francisk Skorina Gomel State University (Republic Belarus)
E-mail: arudenkov05@gmail.com
A.V. Rogachev – Dr.Sc. (Chem.), Professor, Head of Department,
International Chinese-Belarusian Scientific Laboratory on Vacuum-Plasma Technology,
Francisk Skorina Gomel State University (Republic Belarus)
E-mail: rogachevav@mail.ru
A.N. Kupo – Ph.D. (Eng.), Head of Department,
Francisk Skorina Gomel State University (Gomel, Republic Belarus)
E-mail: kupo@gsu.by
S.M. Zavadski – Ph.D (Eng.), Leading Research Scientist,
Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics, Minsk, Belarus
E-mail: szavad@bsuir.by
D.A. Golosov – Ph.D. (Eng.), Head of Department,
Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics (Minsk, Republic Belarus)
P.A. Lychnikov
Research Scientist,
MIREA – Russian Technological University (Moscow)
E-mail: xamdex@gmail.com

Abstract

The effect of the formation and heat treatment of silicon-carbon coatings deposited by ion-beam sputtering of silicon carbide on their morphology, chemical and phase composition is determined. It has been established that an increase in the power of the ion source from 432 W to 738 W leads to a decrease in the sp^3/sp^2 phase ratio by 1.7 times and an increase in the Si-C / Si-O bond ratio by 1.9 times. With an increase in the annealing temperature, a decrease in the carbon concentration, a decrease in the content of C – Si – O and Si – C bonds, and an increase in the concentration of silicon oxide in the coating are observed. Coatings formed at a source power of 738 W have a higher heat resistance (a slight change in the I_D/I_G ratio), which is caused by a higher relative concentration of silicon carbide (Si-C / Si-O = 0.15).

Keywords

Carbon coatings, atomic force microscopy, roughness, phase composition, silicon, ion beam sputtering, Raman spectroscopy, XPS.

The work was supported by the Belarusian Republican Foundation for Fundamental Research (contract No. T18M-005), as well as the Ministry of Education and Science of the Russian Federation (project No. 3.8074.2017 / CU).

DOI: 10.18127/j22250999-201902-04

References

1. Bertoti I., et al. Chemical structure and mechanical properties of Si-containing a-C:H and a-C thin films and their Cr- and W-containing derivatives // Surface and Coatings Technology. 2011. V. 206. P. 630–639.
2. Bociaga I., et al. Diamond like carbon coatings doped by Si fabricated by a multi-target DC-RF magnetron sputtering method – Mechanical properties, chemical analysis and biological evaluation // Vacuum. 2017. V. 143. P. 395–406.
3. Bendavid A., et al. The mechanical and biocompatibility properties of DLC-Si films prepared by pulsed DC plasma activated chemical vapor deposition // Diamond and Related Materials. 2007. V. 16. P. 1616–1622.
4. Ray S.C., Pong W.F., Papakonstantinou P. Iron, nitrogen and silicon doped diamond like carbon (DLC) thin films: A comparative study // Thin Solid Films. 2016. V. 610. P. 42–47.
5. Kim H.G., et al. Effect of Si-incorporation on wear-corrosion properties of diamond-like carbon films // Thin Solid Films. 2005. V. 482. P. 299–304.
6. Lubwama M., et al. Technology Raman analysis of DLC and Si-DLC fi lms deposited on nitrile rubber // Surface and Coatings Technology. 2013. V. 232. P. 521–527.

7. Chaus A.S., et al. Improving the mechanical property of amorphous carbon films by silicon doping // Diamond & Related Materials. 2018. V. 82. P. 137–142.
8. Ferrari A.C. Determination of bonding in diamond-like carbon by Raman spectroscopy // Diamond and Related Materials. 2002. V. 11. P. 1053–1061.
9. Irmer G., Dorner-Reisel A. Micro-Raman studies on DLC coatings // Advanced Engineering Materials. 2005. V. 7. P. 694–705.
10. Tuinstra F., Koenig J.L. Raman spectrum of graphite // Journal of Chemical Physics. 1970. V. 53. P. 1126–1130.
11. Rudenkov A.S. Vliyanie koncentracii metalla na fazovyj sostav, strukturu i svojstva uglerod-metallicheskih pokrytij // Problemy fiziki, matematiki i tekhniki. 2015. № 3(24). S. 26–32.
12. Kusunoki I., Igari Y. XPS study of a SiC film produced on St(100) by reaction with a C2H2 beam // Applied Surface Science. 1992. V. 9. P. 95–104.
13. Gupta B., et al. Effect of substrate polishing on the growth of graphene on 3C–SiC(111)/Si(111) by high temperature annealing // Nanotechnology. 2016. V. 27. P. 185601–10.
14. Chu P.K. Characterization of amorphous and nanocrystalline carbon films // Materials Chemistry and Physics. 2006. V. 96. P. 253–277.
15. Chrcanovic B.R., Pedrosa A.R., Martins M.D. Chemical and topographic analysis of treated surfaces of five different commercial dental titanium implants // Materials Research. 2012. V. 15. P. 372–382.
16. Wu X., et al. Characteristics and tribological properties in water of Si-DLC coatings // Diamond and Related Materials. 2008. V. 17. P. 7–12.
17. Kishi K., Ikeda S. X-ray photoelectron spectroscopic study for the adsorption of acetic acid and ethylenediamine on iron and nickel // Applications of Surface Science. 1980. V. 5. P. 7–11.