

УДК 622.5;621.9

DOI: 10.30987/1999-8775-2021-12-26-36

О.Б. Сильченко

## ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ И СТРУКТУРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОКРЫТИЙ ИЗ КЕРАМОПОЛИМЕРОВ ИЛИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, АРМИРОВАННЫХ КВАЗИКРИСТАЛЛАМИ И УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУБКАМИ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО МАГНЕТРОННОГО НАПЫЛЕНИЯ

Получены композиционные покрытия металл-углерод с контролируемой нанокристаллической структурой; для структурных исследований применялся режим шагового сканирования на дифрактометре в монохроматизированном излучении. Проведены комплексные исследования фазового и элементного состава, тонкой кристаллической структуры и триботехнических характеристик получен-

ных покрытий, применяемых в авиадвигателестроении. Показано, что эти свойства в значительной степени зависят от содержания углерода в покрытии.

**Ключевые слова:** ионоплазменное напыление, композиционные покрытия, нанокристаллическая структура, коэффициент, трение, свойства, решетка.

O.B. Silchenko

## TRIBOLOGICAL PARAMETERS AND STRUCTURAL CHARACTERISTICS OF COATINGS MADE OF CERAMIC POLYMERS OR COMPOSITE MATERIALS REINFORCED WITH QUASICRYSTALS AND CARBON NANOTUBES, OBTAINED BY HIGH-SPEED ION-PLASMA MAGNETRON SPUTTERING

**The work objective** is to obtain composite coatings by high-speed ion-plasma sputtering, to conduct comprehensive studies of the phase and elemental composition, fine crystal structure and tribotechnical characteristics of the coatings obtained.

### **Research methods:**

Metal and carbon composite coatings with a controlled nanocrystalline structure were obtained by high-speed ion-plasma magnetron sputtering.

For structural studies a step-by-step scanning mode was used in monochromatic radiation on a diffractometer.

The coating quality was defined by abrasive friction using a friction machine at a constant specific load. The strength was evaluated by the intensity of linear wear of the coatings and the color of the friction tracks. The sliding friction coefficient was determined on the friction machine of a rotating disk with and without coating in dry air.

**The novelty** lies in conducting comprehensive studies of the phase and elemental composition, fine crystal structure and tribotechnical characteristics of the coatings obtained, used in aircraft engine construction. Comprehensive studies of the phase and elemental composition, fine crystal structure and tribotechnical characteristics of the obtained coatings have been carried out. It is shown that these properties largely depend on the carbon content in the coating. Thus, with a content of 10-15% (at.) carbon, a decrease in the dry friction coefficient by 0.1-0.15 is observed. An increase in the carbon concentration > 50% (at.) leads to an increase in the friction coefficient (up to 0.25-0.35). Thus, a significant increase in various properties (mechanical, tribotechnical) can be achieved by changing the composition of the coating and its structure.

**Keywords:** ion-plasma sputtering, composite coatings, nanocrystalline structure, coefficient coefficient, friction, properties, grid.

## Введение

Снижения коэффициента трения и износа в трущихся деталях является актуальным как для машиностроения, так и для других областей науки и техники. Для этих

целей широко разрабатываются возможности использования различных материалов. Наиболее перспективными для таких применений являются твердосмазочные мате-

риалы.[1-2] Особый интерес среди них представляет система «медь-графит», поскольку каждый из этих материалов традиционно используется в качестве твердой смазки. Симбиоз этих материалов в виде композита медь-углерод позволяет получить синергетический эффект не только в снижении коэффициента сухого трения, но и достичь значительного повышения ресурса работы машин и механизмов, в том

### Методика нанесения покрытия

Для решения задачи получения триботехнических покрытий разработан метод магнетронного ионно-плазменного распыления – физического вакуумного напыления (*IMPS-PVD*, ВИПМР), который является более экологичным, по сравнению с химическим способом нанесения покрытия. Метод ВИПМР позволяет эффективно распылять с одинаковой скоростью различные материалы, такие, как медь и углерод, металлургически не взаимодействующих друг с другом.

В настоящей работе методом высокоскоростного ионно-плазменного магнетронного распыления (ВИПМР) были получены композиционные покрытия ме-

### Трибологические параметры

Качество покрытия определялось путем трения на абразивах (алмазная паста на плотной бумаге), с размером зерна  $10\text{--}15 \times 10^{-6}$  м на машине трения при постоянной удельной нагрузке от 26 Па и толщине покрытия  $3\text{--}25 \times 10^{-6}$  м. Прочность оценива-

### Структурные исследования

Съемку полнопрофильного спектра и профили рентгеновских линий проводили в режиме шагового сканирования на дифрактометре ДРОН-4 и *RIGAKU* (в параллельном пучке) в монохроматизированном  $\text{CuK}\alpha$  – излучении. Анализ дифрактограмм, полученных в режиме шагового сканирования с большим временем регистрации в точке (шаг  $0,1^\circ$  в  $2\theta$ , время регистрации в точке 20 с) позволил выявить в отдельных состояниях наличие нанодисперсной кубической фазы  $\text{Cu}_2\text{O}$  (структурный тип *C3*) *PSC cP6* с периодом решетки  $a = 4,266 \pm 0,001 \text{ \AA}$ .

числе в экстремальных условиях. К настоящему времени признано, что использование метода высокоскоростного ионно-плазменного магнетронного распыления (ВИПМР) весьма перспективно и позволяет получать различные сочетания элементов в покрытии. [3-5] Для нанесения покрытий была использована схема мульти-катада.

талл-углерод с управляемой нанокристаллической структурой.

В работе исследовали получение композиционного покрытия медь-углерод в диапазоне концентраций углерода 14–93 % ат. Для этих целей использовали специальные (составные) мишени, содержащие до 70 % ат. углерода, где в качестве матрицы мишени – медь, а свыше 70 % (ат.) углерода – графит. Распыление мишеней производили на высокоскоростном режиме при плотности мощности более 40 Вт/см<sup>2</sup> (плотность тока - более 100 А/см<sup>2</sup>). На подложки из стали, стекла, керамики, меди, кремния наносили для исследований покрытия толщиной 1,5–50 мкм. [6-7].

ли по интенсивности линейного износа покрытий и цвету окраски треков трения.

Исследования коэффициента трения скольжения проводились на машине трения по схеме: трение вращающегося диска с покрытием на стационарных шарах, и без покрытия при сухом трении в воздухе.

Анализ профиля рентгеновской линии на присутствие компоненты, вызванной рассеянием на квазиаморфных областях, проводили по линии. Данный дифракционный максимум является наиболее информативным, поскольку он свободен от наложения других линий и расположен на небольших углах дифракции. Математическая обработка дифракционных спектров проводилась с помощью пакета программ. Для выделения интегральной ширины сигнала *B* каждой линии, профили зарегистрированных линий аппроксимировались

псевдофойгт функцией (линейная комбинация функций Коши и Гаусса). Использование комплексной методики анализа профиля рентгеновской линии позволило определить составляющую упругих полей смещений.[8-10]

Проведены комплексные исследования фазового и элементного состава, тон-

кой кристаллической структуры и триботехнических характеристик полученных покрытий. Показано, что триботехнические характеристики в значительной степени зависят от содержания углерода в покрытии. При содержании 10-15 % ат. углерода наблюдается снижение коэффициента сухого трения на 0,1-0,15 (рис. 1).

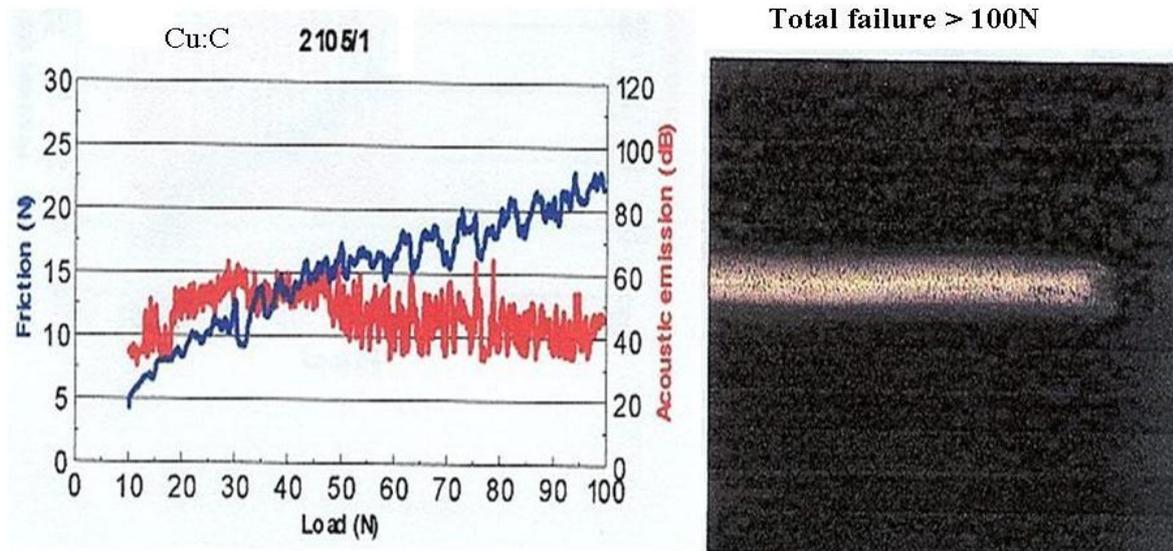


Рис. 1. Зависимость коэффициента сухого трения от нагрузки

Увеличение концентрации углерода более 50% ат. приводит к снижению плотности, повышению твердости и коэффициента трения (до 0,25-0,35). Таким образом, наиболее эффективным способом повышения различных свойств (механических,

триботехнических) является варьирование состава покрытия и его структуры.

В связи с этим представляет интерес исследование структуры покрытия изготовленной серии образцов.

Таблица 1

Анализ шероховатости покрытия *Cu-C*, в зависимости от содержания углерода

материал	класс шероховатости
Чистая медь	11a
<i>Cu-18%С</i> (ток 4A)	8в
<i>Cu-18%С</i> (ток 2A)	9в
<i>Cu-18%С</i> (ток 1A)	11в
<i>Cu-78%С</i>	10a

Исследование поверхности покрытий показали, что для меди без углерода характерным является слабо выраженный рельеф крупных плоских кристаллитов (размером ~ 20 мкм) с четко выраженными границами зерен (рис. 2а, табл. 1). С увеличе-

нием содержания углерода до 18 ат. % проявляется четко выраженный рельеф разнотельной структуры (рис. 2б). Наряду с мелкой фракцией (размером от 0.6 до 1 мкм) наблюдаются крупные кристаллиты (размером от 5 до 7 мкм), мелкие зерна

располагаются в промежутках между крупной фракцией. При этом параметр шероховатости (табл. 1) увеличивается. Дальнейшее увеличение содержания углерода приводит к сглаживанию поверхности и ее однородности. При содержании углерода 72 ат. % основной структурной составляющей является зерно с размером от 0.1 до 0.5 мкм, такие зерна в ряде случа-

ев собраны в конгломераты размером от 1 до 1.5 мкм. При этом поверхность становится менее шероховатой (табл. 1).

Кроме того, анализ шероховатости покрытия с содержанием углерода 18 ат. % при различных режимах напыления показал, что с увеличением тока разряда магнетрона наблюдается уменьшение параметра шероховатости.

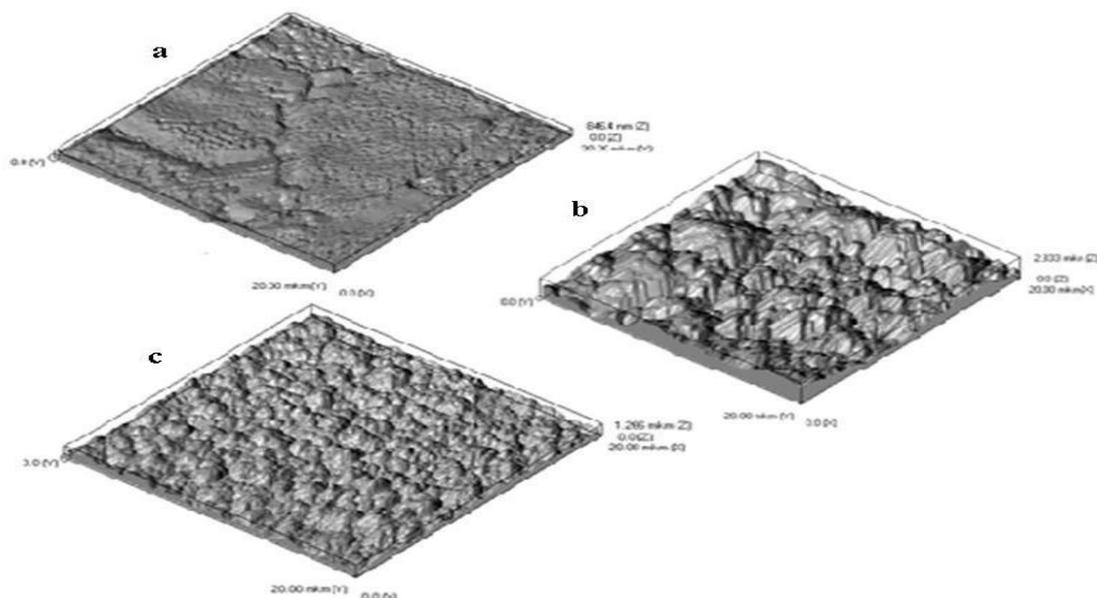


Рис. 2 Морфология поверхности покрытий: а - медь, б – медь с 18% С, с- медь с 72% С (атомно-силовой микроскоп)

Исследование структуры излома покрытий методом СЭМ выявили, что в образцах при больших токах разряда магнетрона фиксируются наноразмерные области (20 нм), образующие плоские конгломераты, параллельные поверхности (рис.

3а), а в образцах с минимальным током наблюдается столбчатая структура (с направлением столбцов перпендикулярно поверхности) (рис. 3б).

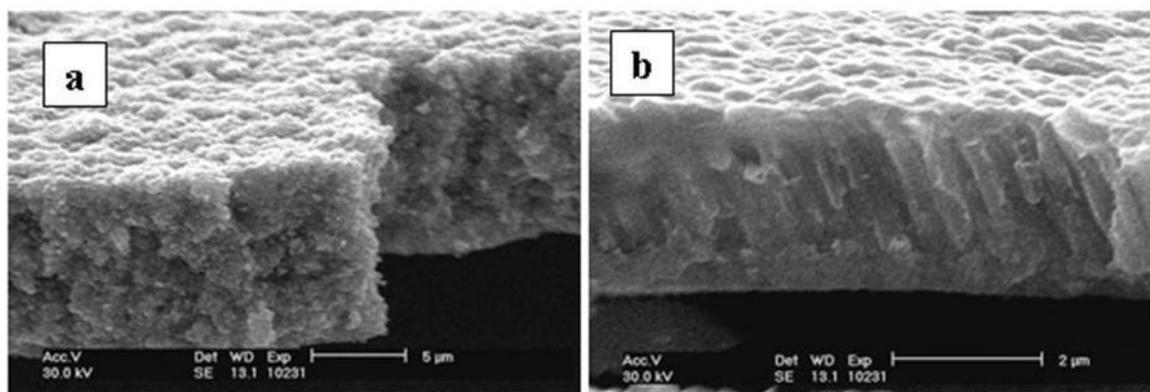


Рис. 3. Структура изломов покрытий с 17 % С:  
а – максимальный ток разряда; б – пониженный ток разряда

Проведенный рентгенофазовый анализ показал присутствие фаз, соответствующих кристаллическим решеткам: меди (куб структурный тип  $A1$ ,  $fcc$   $PSC$   $cF4/1$ ),  $Fe - \alpha$  (куб, структурный тип  $A2$ ,  $bcc$ ,  $T < 900$  °C)  $PSC$   $cI2/1$  – подложка. В отдельных состояниях фиксируется кубическая фаза  $Cu_2O$  (структурный тип  $C3$ )  $PSC$   $cP6$ .

Типичная полнопрофильная рентгенограмма приведена на рис. 3.4 Анализ текстурного состояния покрытий показал, что подложка  $\alpha-Fe$  сильно текстурирована с преимущественными ориентировками (100) и (112). При этом покрытие меди не текстурировано

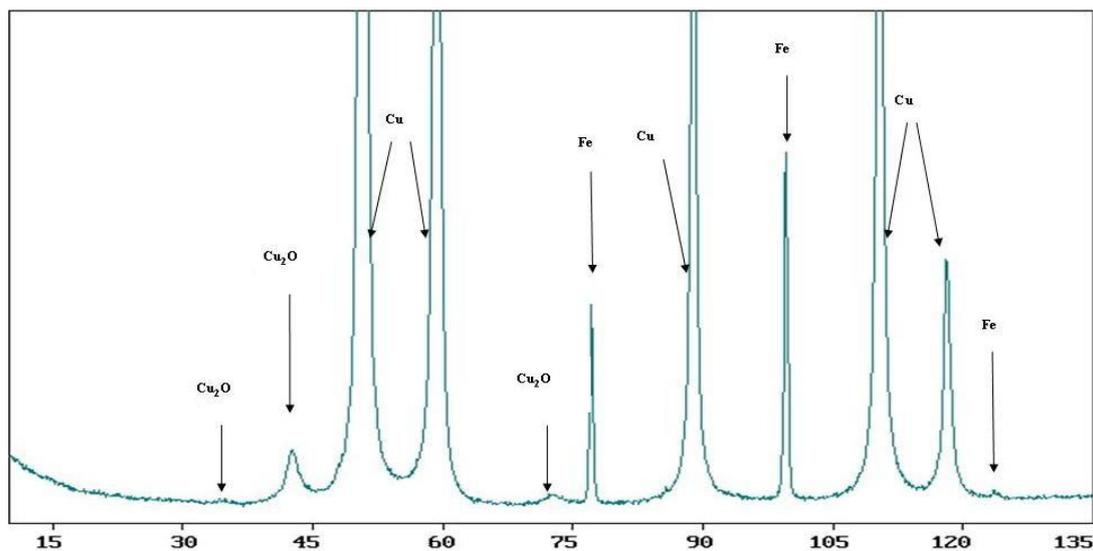


Рис. 4 Типичный рентгеновский спектр покрытий Cu-C на подложке железа

Участок рентгеновского спектра, с первой сильной линией высокодисперсной фазы  $Cu_2O$  приведен на рис. 5 размер кристаллитов фазы составляет 5-10 нм, а содержание ее в покрытии количество не превышает 2 вес % (таблица 2). При этом для различных состояний наблюдается

большое различие в значениях параметра кристаллической решетки ( $0,42302 - 0,4266$ )  $\pm 0,0001$  нм и его отличие от табличного значения ( $0,4217$ ), причем в сторону больших значений, что свидетельствует о присутствии квазиаморфного состояния, стабилизированного углеродом.

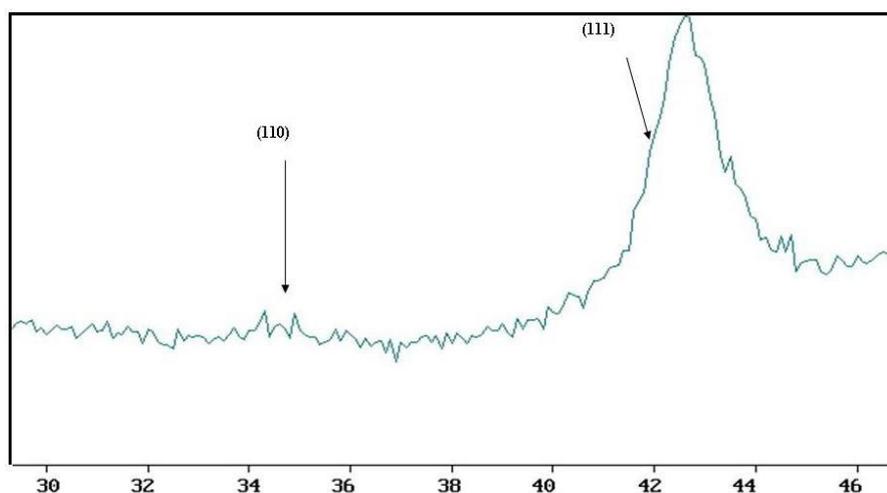


Рис. 5. Участок дифракционного спектра покрытия с линиями фазы  $Cu_2O$

Таблица 2

Рентгеноструктурные параметры дифракционных пиков,  
соответствующих решетке фазы  $Cu_2O$

Содержание углерода*)	Параметр решетки, nm	Содержание фазы (вес.%)	Средний размер блоков, nm	Величина искажений (микродоформации), %
0 %C				
17 %C	0.42659	1.8	70	0,1
35 %C	0.42659	1.7	50	0,1
72 %C	0.42651	0.9	100	0,1
86 %C	-	-	-	-
93 %C	-	-	-	-
13 %C	0.42662	1.2	100	0,1
18 %C	-	-	-	-
35% C	0.42302	1.2	50	0,1

Присутствие данной фазы фиксируется при определенных режимах и составах (табл. 2). Сопоставление результатов структурных исследований и данных по испытанию на трение показали, что присутствие оксикарбидной фазы ухудшает свойства покрытия.

Анализ рентгеновского спектра не выявил дифракционных максимумов

графитовой модификации углерода, включая покрытия с содержанием 93 % C. Самостоятельные линии какой-либо фазы на рентгенограмме отсутствуют, хотя химический анализ фиксирует наличие углерода в покрытии в соответствии с данными, приведенными в табл. 3.

Таблица 3

Рентгеноструктурные параметры дифракционных пиков,  
соответствующих кристаллической решетке меди

Содержание углерода	Параметр решетки меди, nm	Размер блоков, nm	Средний размер блоков, nm	Величина искажений %
0 %C	0.36143	>150/37	80	0,046
17 %C	0.36140	100/30	37	0,12
35 %C	0.36140	50/22	30	0,1
72 %C	0.36158**	28/15	23	0,23
86 %C	0.36178**	20/9	19	0,23
93 %C	0.36420**	20/9	10	0,21
13 %C	0.36142	100/40	45	0,06
18 %C	0.36156	56/25	40	0,135
35 %C	0.36156	44/15	22	0,054

\*\* с учетом наличия гексагональной модификации алмаза 6H, PSC hP12/35

В связи с этим представляет интерес анализ профиля основных дифракционных максимумов, соответствующих кристаллической решетке меди. В случае напыления меди без добавок углерода наблюдается дополнительная компонента, вызванная рассеянием на квазиаморфных областях с

основной кристаллической решеткой меди с размером  $\sim 30-40$  нм. (рис. 6). Рентгеноструктурные параметры основных дифракционных максимумов, соответствующих кристаллической решетке меди, приведены в табл. 2.

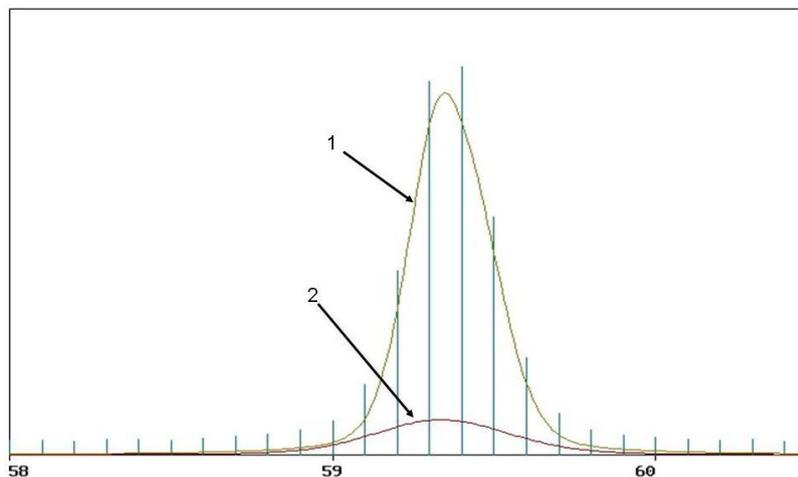


Рис. 6 Профиль дифракц. пика линии (200) чистой меди, аппроксимированный двумя структурными: 1 – линия меди, 2 – линия квазиаморфной фазы

Сопоставление спектров покрытий с добавками углерода и без них показал, что введение углерода приводит к увеличению периода кристаллической решетки меди и значительному уширению дифракционных максимумов (рис. 7, табл. 3.). Анализ профилей основных дифракционных максимумов, соответствующих кристаллической решетке меди, для образцов с малым содержанием углерода (до 35%) показал, что

достаточно точная идентификация структуры может быть получена в приближении двух компонент: кристаллической составляющей, с размером кристаллита 100-150 нм, и высокодисперсной, с размером кристаллита 30-40 нм. В образце с содержанием углерода более 35 % размер кристаллита крупной составляющей уже 50 нм, а мелкой  $\sim 20$  нм.

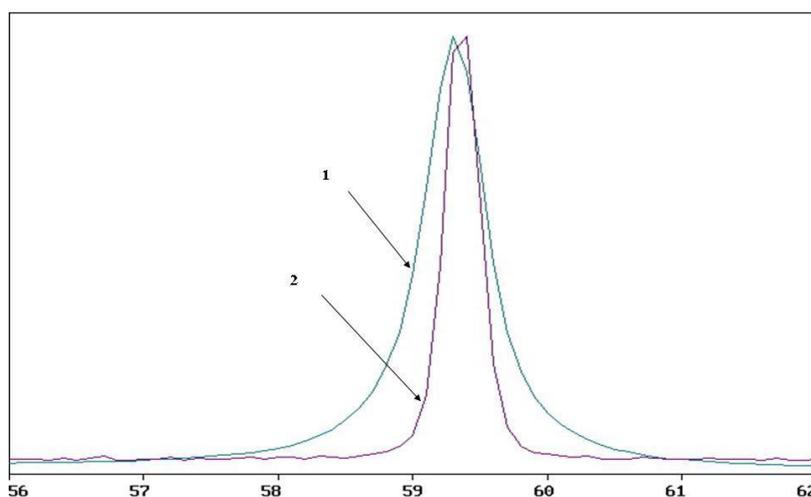


Рис. 7. Сравнение профилей дифр. пиков линии (200) чистой меди (1) и покрытия с добавкой 18% углерода (2)

Параметр кристаллической решетки дисперсной составляющей выше табличного значения, что может быть связано с аномальной растворимостью углерода в меди. Аналогичная аномальная растворимость наблюдалась в меди и никеле при образовании наноразмерных кристаллитов после интенсивной пластической деформации и механоактивации. Комплексное электронномикроскопическое и рентгеноструктурное исследование, проведенное по методике, показало отсутствие упругих полей смещений в исследуемых покрытиях.

Дальнейшее увеличение содержания углерода выше 72% приводит к значитель-

ному сдвигу и уширению линий, соответствующих кубической модификации меди. Анализ профилей основных дифракционных максимумов показал, что описание в приближении двух компонент не адекватно описывает экспериментальный спектр. В связи с этим, а также учитывая тот факт, что никаких других дифракционных максимумов, которые могли бы соответствовать углеродосодержащей фазе, зафиксировано не было, исследована возможность дополнительного присутствия фазы с кристаллической решеткой алмазоподобного углерода (гексагональная модификация, алмаз 6H, PSC hP12/35) (рис. 8, табл. 4).

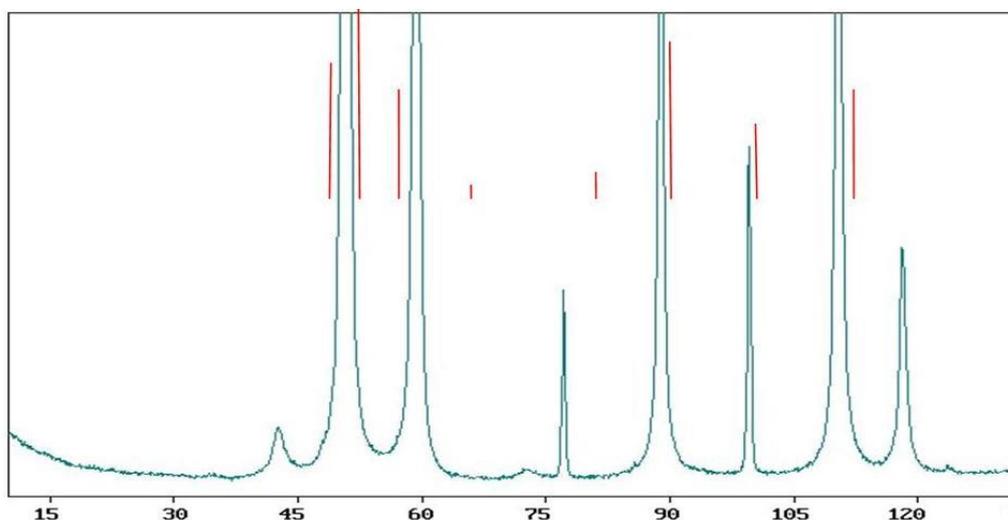


Рис. 8. Дифракционная картина с покрытия «Cu-C» на подложке из железа (красными линиями показано возможное положение пиков алмазоподобного углерода)

Таблица 4

Рентгеноструктурные параметры дифракционных пиков, соответствующих кристаллической решетке алмазоподобного углерода (гексагональная модификация алмаза 6H, PSC hP12/35)

Содержание углерода	Параметр решетки, nm	Содержание фазы (вес %)	Размер блоков, nm	Величина искажений, %
72 % C	A = 0.25307 C = 1.23628	83	5	0,1
86 % C	A = 0.25235 C = 1.23567	84	5	0,1
93 % C	A = 0.2522 C = 1.64741	70	5	0,1

Рассмотрение в приближении присутствия трех компонент: кристаллической и квазиаморфной составляющей кубиче-

ской фазы (медь) и квазиаморфной составляющей гексагональной модификации алмазоподобного углерода, дает адекватное

описание экспериментального спектра. Следует отметить, что в области больших концентраций углерода наблюдается резкий рост параметра кристаллической решетки как кубической составляющей (медь), так и гексагональной, особенно при концентрации углерода 93 % (рис. 9б, табл. 3), что, по-видимому, связано как с наноразмерностью этих фаз, так и с тем, что гексагональная фаза стабилизируется атомами меди. Этим объясняется и тот факт, что не удается зафиксировать параметр длины связи, соответствующий углеродной компоненте, методом РАМАНа. Исследования, проведенные методом просвечивающей электронной микроскопии, также не выявили дополнительных линий, которые можно было бы идентифицировать, как линии углеродной модификации. Размер областей когерентного рассеивания (блоков) соответствует размеру зерна меди. Учитывая, что увеличение содержания углерода

### Выводы

1. Проведенный широкий комплекс исследований тонкой кристаллической структуры, фазового и элементного состава и трибологических характеристик получаемых покрытий показал, что эти свойства зависят от содержания углерода в покрытии. В тоже время полученные покрытия из меди и квазиаморфной модификации углерода имеют более ярко выраженные антиадгезионные и антифрикционные свойства, и высокую пластичность. Формирование такого структурного состояния уже при 10-15 % (ат.) углерода сказывается на повышении плотности материала и снижении коэффициента сухого трения до 0,1-0,15. При увеличении концентрации углерода более 50 % (ат.) снижается плотность, повышается твердость, увеличива-

ется электрическое сопротивление и повышается коэффициент трения до 0,25-0,35.

более 35 ат% приводит к ухудшению трибологических свойств, можно предположить, что это связано с формированием данной модификации углерода. Проведенными комплексными исследованиями тонкой кристаллической структуры, фазового и элементного состава покрытий показал, что в результате совместного распыления меди и графита в отсутствие условий стимулирования образования комплексов, наблюдается однородное смешивание в потоке распыленных из твердой мишени атомов углерода и атомов меди с образованием композита из кубической кристаллической и квазиаморфной составляющих с размерами блоков 50-70 нм (при содержании углерода до 35 %) и дополнительно квазиаморфной гексагональной модификации (при содержании углерода выше 70 %, включая содержание 92 %).

ется электрическое сопротивление и повышается коэффициент трения до 0,25-0,35.

2. В результате исследований показано, что, изменяя состав композиционного покрытия и его структуру, можно получить максимальный эффект по усилению тех или иных свойств: механических, электрических, трибологических. Последние представляют существенный интерес для многих отраслей машиностроения, и, в частности в редукторостроении. Нанесение такого покрытия на подшипники скольжения, а также зубчатые колеса и трущиеся элементы всех типов редукторов и механических передающих механизмов будет способствовать повышению КПД механизма.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Низовцев, В. Е.** Некоторые оценки напряженно-деформированного состояния керамических композиционных материалов с учетом технологических пор / В. Е. Низовцев, О. Б. Сильченко, М. В. Силуянова и др. // Вестник Брянского государственного технического университета. – 2018. - № 5. - С. 52-63.
2. **Сильченко, О. Б.** О перспективах применения наноструктурных гетерофазных полифункциональных композиционных материалов в авиадвигателестроении / О. Б. Сильченко, М. В. Силуянова, В. Е. Низовцев, Д. А. Климов, А. А. Корнилов // Вопросы материаловедения. – 2018. - №1. - С. 50-57.

3. **Высикайло, Ф. И.** Исследование медь-углеродных композитных покрытий с управляемой наноструктурой / Ф. И. Высикайло, В. Н. Денисов, В. Н. Кириченко и др. // Нанотехника. - 2010. - №4(24). - С. 5-10.
4. **Высикайло, Ф. И.** Модификация свойств наноструктурированных медно-углеродных композитных покрытий / Ф. И. Высикайло, В. С. Митин, А. Ю. Яковлев, В. В. Беляев // Электронная техника, серия 3 Микроэлектроника. - 2017. - №1(165). - С.18-33.
5. **Ширяев, С. А.** Получение и свойства композиционных покрытий на основе металл-углерод с нанокристаллической структурой / С. А. Ширяев, М. В. Атаманов, М. И. Гусева и др. // Техническая физика. - 2002. - №2(72). - С.99-104.
6. **Захаров, Б. М.** О прочности сцепления покрытий, наносимых методом плазменного напыления / Б. М. Захаров, М. Г. Трофимов, Л. И. Гусева и др. // Порошковая металлургия. - 1970. - №11. - С. 71-76.
7. **Гинзбург, Е. Г.** Формирование контактной зоны покрытие подложка при газотермическом напылении / Е. Г. Гинзбург, О. С. Кобяков, В. А. Розанцев // Порошковая металлургия. - 1986. - №10. - С. 47-50.
8. **Харламов, Ю. А.** Классификация видов взаимодействия частиц порошка с подложкой при нанесении покрытий/ Ю. А. Харламов // Порошковая металлургия. - 1988. - №1. - С. 18-22.
9. **Иванов, И. А.** Диагностика начальных стадий выделения фазы по изменению профиля рентгеновских линий твердого раствора /А. И. Иванов, Л. М. Крюкова, В. А. Чернов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. - 2007. - №12(73). - С.22-25.
10. **ОСТ 1.90371.87.** Покрытия газотермические. Методы испытания физических свойств // Определение плотности и пористости. - М.: ВИАМ, 1987.
1. **Nizovtsev, V.E.** Some estimates of the stress-strain state of ceramic composite materials taking into account technological holes / V.E. Nizovtsev, O.B. Silchenko, M.V. Siluyanova // Bulletin of Bryansk State Technical University. - 2018. - no. 5. - pp. 52-63.
2. **Silchenko, O.B.** On the prospects of application of nanostructured heterophase multifunctional composite materials in aircraft engine construction / O.B. Silchenko, M.V. Siluyanova, V.E. Nizovtsev, D.A. Klimov, A.A. Kornilov // Voprosi Materialovedeniya. - 2018. - no.1. - pp. 50-57.
3. **Visikailo, F.I.** Investigation of copper-carbon composite coatings with controlled nanostructure / F.I. Visikailo, V.N. Denisov, V.N. Kirichenko // Nanotechnics. - 2010. - no. 4(24). - pp. 5-10.
4. **Visikailo, F.I.** Modification of the properties of nanostructured copper-carbon composite coatings / F.I. Visikailo, V.S. Mitin, A.Yu. Yakovlev, V.V. Belyaev // Electronnaya Technika, Mikroelektronika. - 2017. - no. (165). - pp.18-33.
5. **Shiryaev, S.A.** Preparation and properties of composite coatings based on metal-carbon with nanocrystalline structure / S.A. Shiryaev, M.V. Atamanov, M.I. Guseva // Tekhnicheskaya Fisika. - 2002. - no.2(72). - pp.99-104.
6. **Zakharov, B.M.** On the adhesion strength of coatings applied by plasma sputtering / B.M. Zakharov, M.G. Trophimov, L.I. Guseva // Power Metallurgy and Functional Coatings. - 1970. - no.11. - pp. 71-76.
7. **Ginzburg, E.G.** Formation of the substrate coating contact zone during gas thermal sputtering / E.G. Ginzburg, O.S. Kobayakov, V.A. Rozantsev // Power Metallurgy and Functional Coatings. - 1986. - no.10. - pp. 47-50.
8. **Kharlamov, Yu.A.** Classification of interaction types of powder particles with the substrate during coating / Yu.A. Kharlamov // Power Metallurgy and Functional Coatings. - 1988. - no.1. - pp. 18-22.
9. **Ivanov, I.A.** Diagnostics of the initial stages of phase separation by changing the profile of X-ray lines of solid solution / I.A. Ivanov, L.M. Krukova, V.A. Chernov // Zavodskaya Laboratoriya. Diagnostika Materialov. - 2007. - no.12(73). - pp.22-25.
10. **OST 1.90371.87.** Gas-thermal coatings. Methods of testing physical properties // Determination of Density and Porosity. - Moscow: VIAM, 1987.

Ссылка для цитирования:

*Сильченко О.Б. Трибологические параметры и структурные характеристики покрытий из керамополимеров или композиционных материалов, армированных квазикристаллами и углеродными нанотрубками, полученных методом высокоскоростного ионно-плазменного магнетронного напыления / О.Б. Сильченко // Вестник Брянского государственного технического университета. - 2021. - № 12. - С. 4 - 12 . DOI: 10.30987/1999-8775-2021-12-26-36.*

*Статья поступила в редакцию 19.10.21.  
Рецензент: д.т.н., профессор Брянского государственного технического университета  
Шалыгин М.Г.,  
член редсовета журнала «Вестник БГТУ».  
Статья принята к публикации 29.11.21.*

**Сведения об авторах:**

**Сильченко Ольга Борисовна**, д.т.н., профессор,  
Московский авиационный институт (Научно-

исследовательский-университет), тел.8-926-181-07-88, e-mail: silyaolya@yandex.ru.

**Silchenko Olga Borisovna**, Doctor of Technical Sciences, Professor at Moscow Aviation Institute (Re-

search University), phone 8-926-181-07-88, e-mail: silyaolya@yandex.ru.