

Д. т. н. А. Ф. БЕЛЯНИН, д. ф.-м. н. А. Ф. ПАЛЬ,
д. ф.-м. н. М. И. САМОЙЛОВИЧ, д. ф.-м. н. Н. В. СУЕТИН,
к. ф.-м. н. Н. Н. ДЗБАЛОВСКИЙ, к. т. н. В. С. МИТИН,
к. т. н. П. В. ПАЩЕНКО, к. ф.-м. н. М. А. ТИМОФЕЕВ

Россия, г. Москва, ЦНИТИ «Техномаш», НИИЯФ МГУ им. Д. В. Скобелевца,
ВНИИ неорганических материалов им. А. А. Бочвара
E-mail: mtimofeyev@dnph.phys.msu.su

Дата поступления в редакцию
11.05—10.10 2007 г.

Оппонент к. ф.-м. н. А. В. СЕМЕНОВ
(Ин-т монокристаллов, г. Харьков)

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПЛЕНОК ИРИДИЯ И ПОЛИКЛАСТЕРНОГО АЛМАЗА

Исследованы пленки Ir и алмаза в зависимости от условий получения. Рассмотрено применение поликластерных пленок алмаза в качестве теплопроводов ГИС и управляющих сеток электронных приборов.

Перспективность использования в электронной технике поликластерных алмазных пленок связана с такими свойствами алмаза как наивысшие среди известных материалов твердость и теплопроводность, а также с их акустическими и полупроводниковыми характеристиками. Основные физико-химические свойства алмаза могут проявиться у поликластерных алмазных пленок, характеризующихся упорядоченным агрегированием исходных кластеров.

Упорядоченные слои поликластерного алмаза предпочтительнее формировать на подложках из химически инертных материалов, т. к. в противном случае в результате химического взаимодействия с углеродом на границе контакта подложки и пленки образуются поликристаллическая или аморфная фазы карбида, препятствующие подвижности сформированных алмазных частиц. Наиболее подходит для использования в качестве химически пассивного материала иридий (Ir), поскольку технически просто формируется методами распыления в виде текстурированных тонких пленок.

Целью работы являлось получение пленок Ir с контролируемым строением кристаллической фазы, определение ориентирующего влияния пленок Ir на строение поликластерных пленок алмаза, а также создание (с использованием слоистых структур "иридий — поликластерная алмазная пленка") устройств электронной техники с улучшенными эксплуатационными характеристиками.

Получение пленок Ir и поликластерного алмаза

Пленки Ir (кубическая сингония, пространственная группа O_h^5 — Fm3m, период решетки $a=0,3839$ нм) формировали с использованием специально разработанных установок, оснащенных цельнометаллическими планарными магнетронами [1, 2]. На постоянном токе в аргоновой плазме распылялась мишень из Ir (99,99%, диаметр 68 мм) на подложках из титаната стронция с ориентированием рабочей поверхности по {100} ($SrTiO_3$ {100}), оксида магния

(MgO {100}) и сапфира (Al_2O_3 {0001}). В процессе осаждения пленок подложки неподвижно располагались напротив центра мишени.

Условия осаждения пленок Ir были следующие: предварительный вакуум $4 \cdot 10^{-4}$ Па, давление Ar в вакуумной камере 1,2—1,3 Па, расход Ar 60—90 см³/ч, напряжение разряда 600—840 В, ток разряда 100—200 мА, температура подложки 600—1175 К. При расстоянии между мишенью и подложкой 100 мм получены пленки Ir толщиной 20—400 нм. Пленки Ir осаждали со скоростью 0,2—1,2 мкм/ч, после чего отжигали в вакууме при температуре формирования в течение 2 ч и охлаждали со скоростью 15 К/мин.

Конструктивные особенности вакуумной камеры и разрядного устройства использованной установки показаны на рис. 1. Для поддержания стабильной температуры формируемых пленок и исключения электрического пробоя по плазме применялись низковольтные высокоточные Ta-нагреватели и тепловые экраны из Mo.

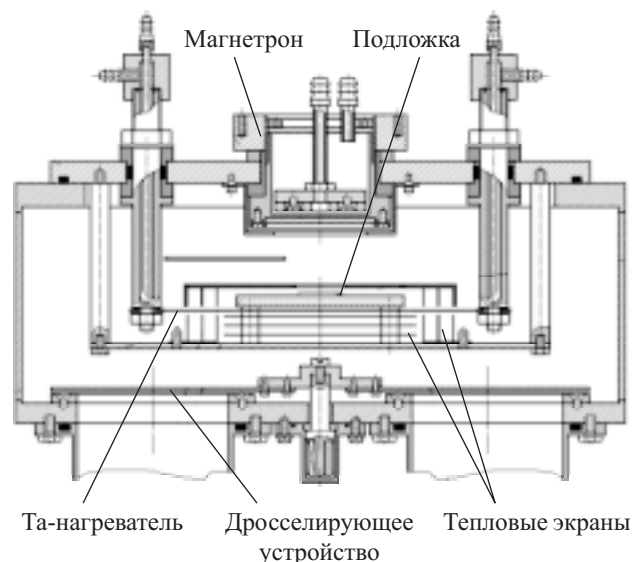


Рис. 1. Конструкция вакуумной камеры и разрядного устройства установки магнетронного распыления для получения пленок Ir

Поликластерные пленки алмаза (кубическая сингония, O_h^5 — Fd3m; $a=0,3567$ нм) на слоях Ir получали в газовой смеси «водород—метан» с использованием лабораторной установки (рис. 2) [3, 4]. Пред-

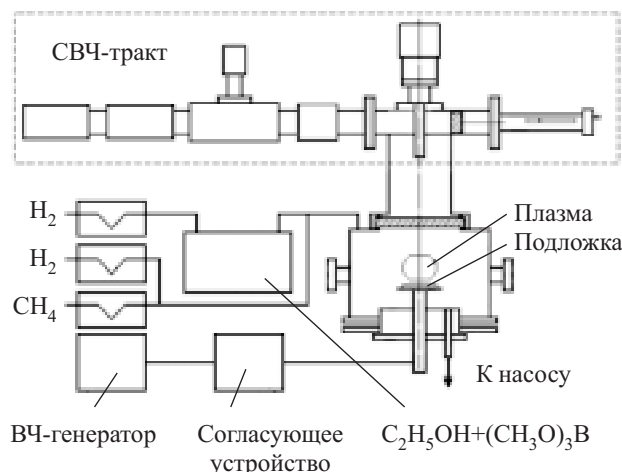


Рис. 2. Схема установки для формирования поликластерных алмазных пленок методом СВЧ-разряда

варительно на слое Ir создавались центры нуклеации, необходимые для формирования алмазной пленки. Центры нуклеации создавались при температуре 1025 К бомбардировкой ионами H^+ и $C_xH_y^+$ (ВЧ-разряд — 13,56 МГц, 40 Вт; 20 мин), образующимися в СВЧ-плазме ($H_2 + (8...10 \text{ об.}\%) CH_4$, давление $\approx 6,6 \cdot 10^3$ Па). После этого ВЧ-разряд выключался, и алмазные пленки осаждали при следующих условиях: состав газовой смеси $H_2 + 0,5 \text{ об.}\% CH_4$, давление $8 \cdot 10^3$ Па, температура подложки 1125 К, СВЧ-мощность ≈ 400 Вт.

Поликластерные пленки алмаза толщиной до 30 мкм получали со скоростью ≈ 2 мкм/ч в присутствии атомарного водорода (диссоциация H_2), необходимого для взаимодействия с неалмазными формами углерода и удаления их с поверхности формируемой пленки. Для легирования пленок алмаза в вакуумную камеру вводили пары смеси этилового спирта (C_2H_5OH) с триметилборатом ($(CH_3O)_3B$).

Строение пленок Ir

На подложках из Al_2O_3 (гексагональная сингония, D_{3d}^6 — $R\bar{3}c$; $a=0,4759$ нм; $c=1,299$ нм) получены пленки Ir, состоящие из кристаллической и рентгеноаморфной фаз, при этом кристаллическая фаза включает кристаллиты, закономерно расположенные относительно подложки, и кристаллиты, не имеющие преимущественной ориентации (рис. 3, рентгеновский дифрактометр Rigaku D/max-2500; Cu α -излучение, графитовый монохроматор).

В работе под термином «кристаллиты» («нанокристаллиты») подразумеваются области (домены) в твердотельной системе, которые характеризуются, по данным рентгеновской дифракции, периодичностью в несколько десятков периодов решетки (для соответствующих кристаллических фаз) и присутствием в них участков с различной точечной симметрией.

Наиболее существенно на степень кристаллическости (содержание в объеме пленки материала с элементами симметрии, характерными для кристаллической фазы) и на ориентацию кристаллитов влияет температура формирования пленок (рис. 3). Степень кристаллическости пленок изменялась в пределах 15,9—100 об.%, (в сравниваемом ряду образцов) и уве-

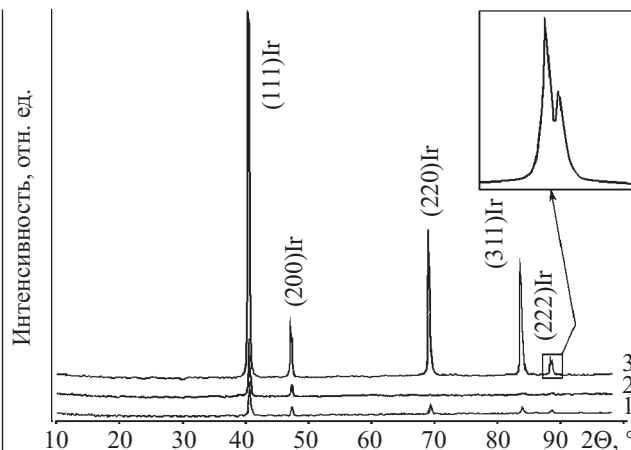


Рис. 3. Рентгеновские дифрактограммы (Cu α -излучение) пленок Ir толщиной 290—350 нм, полученных на подложках из Al_2O_3 при различных температурах: 1 — 925 К; 2 — 965 К; 3 — 1025 К (на вставке представлен участок дифрактограммы, снятый с высоким разрешением)

личивалась с повышением температуры подложки при уменьшении степени текстурированности. В исследованном температурном интервале 600—1175 К формировалась аксиальная текстура $\langle 111 \rangle$ (рис. 4 [5]), высокая упорядоченность которой подтверждается небольшой величиной разориентации кристаллитов относительно оси текстуры, равной $0,8\text{—}3,6^\circ$, и расщеплением (α_1 и α_2) на дифрактограммах рефлекса (222)Ir (рис. 3, вставка). Большая разница параметров решетки Al_2O_3 и Ir ($\Delta = [1120]_{Al_2O_3} - [1\bar{1}0]_{Ir}$), равная 14,1%, препятствует проявлению эпитаксиального механизма роста с ориентационным соотношением подложка/пленка $Al_2O_3(0001)[1120]/Ir(111)[1\bar{1}0]$.

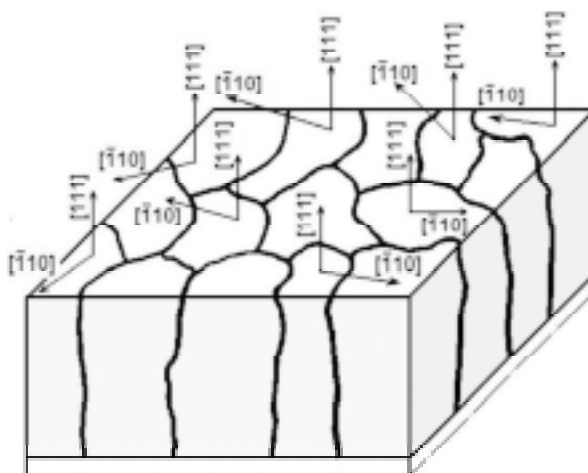


Рис. 4. Распределение ориентаций для кристаллитов пленки Ir на подложках из Al_2O_3 относительно кристаллографических направлений

Пленки Ir имели размер кристаллитов (областей когерентного рассеяния рентгеновских лучей) $L_{окр} = 260...340$ нм (что соответствовало толщине пленок, равной 290—350 нм), который (в направлении, перпендикулярном поверхности подложки) определяли по уширению дифракционных пиков

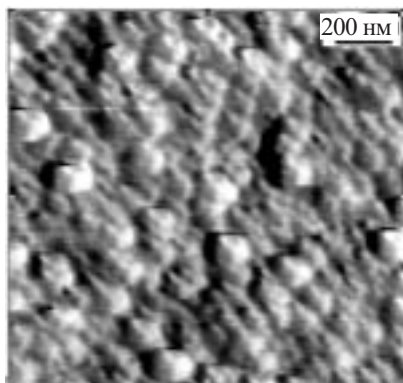


Рис. 5. Строение пленки Ir толщиной 340 нм на подложке из Al_2O_3

(111)Ir. Поверхность пленок Ir имеет глобулярное строение (рис. 5, сканирующий мультимикроскоп ССМ 2000-ТАМОК, оснащенный приставкой для атомно-силовой микроскопии (АСМ)). При этом размер глобул, равный 50—100 нм, значительно меньше $L_{\text{окр}}$. Таким образом, кристаллиты имеют столбчатое (волоконистое) строение с преимущественным ориентированием волокон по направлению $\langle 111 \rangle$, соответствующему ориентации оси текстуры.

Таблица 1
Состав поверхности подложки и пленки Ir в структуре $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ir}$

Образец	Элемент, мас. % (ат. %)			
	Al	C	O	Ir
Подложка	72,81 (61,32)	0,13 (0,25)	27,06 (38,43)	—
Пленка	—	0,44 (6,41)	0,38 (4,11)	99,18 (89,48)

Элементный состав поверхности пленки Ir толщиной 180 нм, содержащей рентгеноаморфную и кристаллическую фазы, показал наличие примесных атомов кислорода и углерода, диффундирующих при температуре формирования и отжига к поверхности (табл. 1, растровый электронный микроскоп (РЭМ) XL-30 PHILIPS с энергодисперсионным детектором SAPPHIRE; анализируемая поверхность очищалась ультразвуком в гептане (C_7H_{16})). Период решетки пленок Ir превышал теоретический и с ростом температуры формирования от 925 до 1025 К возрастал от 0,3845 до 0,3852 нм — возможно, как за счет увеличения неравновесной концентрации междоузельных атомов кислорода и углерода, так и за счет некристаллической составляющей иридия.

Пленки Ir до определенной толщины, зависящей от условий получения, имели островковый характер, что обуславливает особенности их строения и элементного состава поверхности (табл. 2, толщина пленки Ir 70 нм).

На подложках из MgO (кубическая сингония, O_h^5 — $\text{Fm}3\text{m}$; $a=0,4213$ нм) получены текстурированные по $\langle 111 \rangle$ и $\langle 100 \rangle$ (одно- и двухкомпонентные аксиальные текстуры) пленки Ir (разориентация кристаллитов относительно осей текстуры 0,5–2,5°). Поверхность пленок имеет глобулярное строение со сред-

Таблица 2

Состав поверхности островковой структуры $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ir}$

Элемент, мас. % (ат. %)			
Al	C	O	Ir
53,37 (54,30)	0,50 (1,13)	24,14 (41,43)	21,99 (3,14)

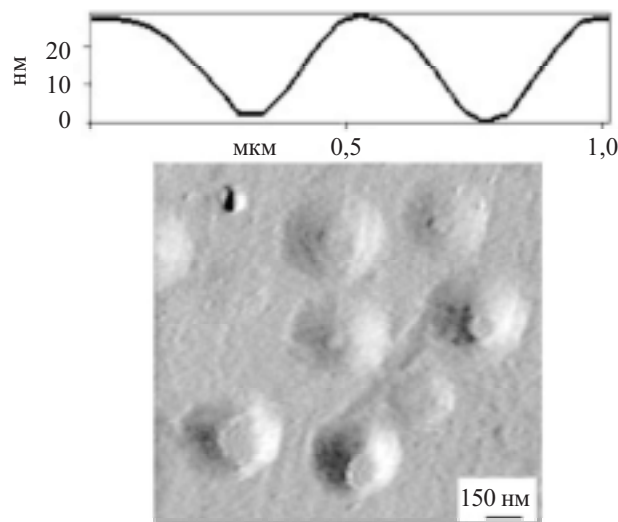


Рис. 6. Строение (АСМ) поверхности пленки Ir, полученной на подложке из MgO

ним размером глобул в плоскости подложки ≈ 100 нм, и до толщины $\approx 60 \dots 100$ нм пленки имели островковую структуру (рис. 6, сверху представлена профилограмма поверхности пленки вдоль линии, проходящей через округлые впадины). На отдельных участках подложек формируется ограниченная текстура $\langle 100 \rangle$ и проявляется ориентационное соотношение $\text{MgO}(100)[001]/\text{Ir}(100)[001]$, при этом разница параметров решетки ($\Delta=[001]_{\text{MgO}}-[001]_{\text{Ir}}$) составляла 8,9% (взаимную кристаллографическую ориентацию пленки и подложки определяли с использованием приставки МРА-2000 к рентгеновскому дифрактометру).

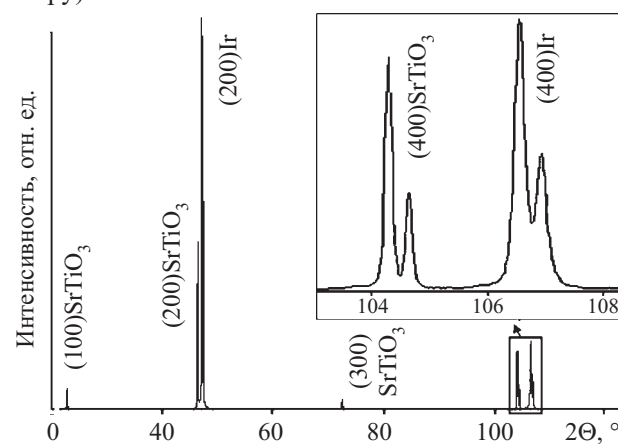


Рис. 7. Рентгеновская дифрактограмма (Cu α -излучение) пленки Ir толщиной 300 нм, полученной на подложке из $\text{SrTiO}_3\{100\}$ (на вставке представлен участок дифрактограммы, снятый с высоким разрешением)

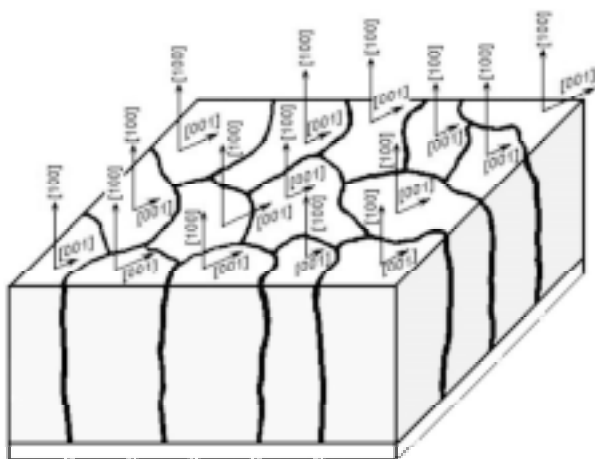


Рис. 8. Распределение ориентаций для кристаллитов пленки Ir на подложке из $\text{SrTiO}_3\{100\}$ относительно кристаллографических направлений

На подложках из SrTiO_3 (кубическая сингония; O_h^1 — $\text{Pm}\bar{3}\text{m}$; $a=0,3905$ нм) при температурах 600—900 К сформированы сильнотекстурированные по $\langle 100 \rangle$ (ограниченная текстура) пленки Ir (рис. 7, 8). Здесь проявляется ориентационное соотношение $\text{SrTiO}_3(100)[001]/\text{Ir}(100)[001]$, при котором разница параметров решетки ($\Delta = [001]_{\text{SrTiO}_3} - [001]_{\text{Ir}}$) составляет 1,7%. У сформированных пленок Ir разориентация кристаллитов относительно оси $[100]$, перпендикулярной поверхности подложки, не превышала $0,5^\circ$, а в плоскости, параллельной подложке (относительно направления $[001]$), — $0,8$ — $2,0^\circ$ (рис. 8).

Текстурированные по $\langle 100 \rangle$ пленки Ir имели столбчатое строение (рис. 8) со средним размером кристаллитов в плоскости подложки 150—300 нм (рис. 9, РЭМ LEO1430) и высотой, равной толщине пленки. Псевдоогранка кристаллитов на поверхности формируемой пленки характерна для текстурированных пленок различных материалов, полученных магнетронным распылением [6]. Среднее значение шероховатости поверхности пленки Ir (перепад высот рельефа слоя) составляет $R_z \approx 6$ нм (данные АСМ), что не связано с шероховатостью рабочей поверхности подложки из $\text{SrTiO}_3\{100\}$, равной 30 нм.

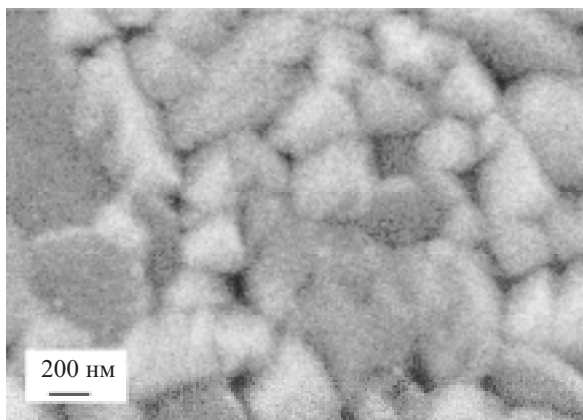


Рис. 9. Столбчатое строение пленки Ir на подложке из SrTiO_3

Строение пленок поликластерного алмаза, сформированных на Ir

Центры нуклеации, полученные на слое Ir бомбардировкой в ВЧ-разряде ионами водорода и углеводородов, в отсутствие химического взаимодействия с Ir являются основой для формирования углеродных частиц, выполняющих роль строительных единиц поликластерных алмазных пленок. Было изучено строение отдельных частиц и полученных из них поликластерных пленок алмаза.

На первом этапе происходит формирование единичных агрегатов на основе нанокристаллитов алмазоподобного углерода глобулярного строения (рис. 10, а), которые, соединяясь, образуют фрагменты поликластерной пленки (рис. 10, б, в). Рентгеноаморфные кластеры и агрегаты не являются только алмазоподобным углеродом, а представляют смесь алмазоподобного углерода и кристаллической фазы алмаза с размером нанокристаллитов <1 нм. При использовании слоистых подложек $\text{SrTiO}_3(100)[001]/\text{Ir}(100)[001]$ близость параметров кристаллической решетки Ir и алмаза ($\Delta = [001]_{\text{Ir}} - [001]_{\text{Алмаз}}$ составляет 7,1%) не влияет на ориентацию зарождающихся кластеров, а также формируемых из них агрегатов и поликластерной пленки алмаза.

Полученные агрегаты на основе нанокристаллитов алмазоподобного углерода и фрагменты поликлас-

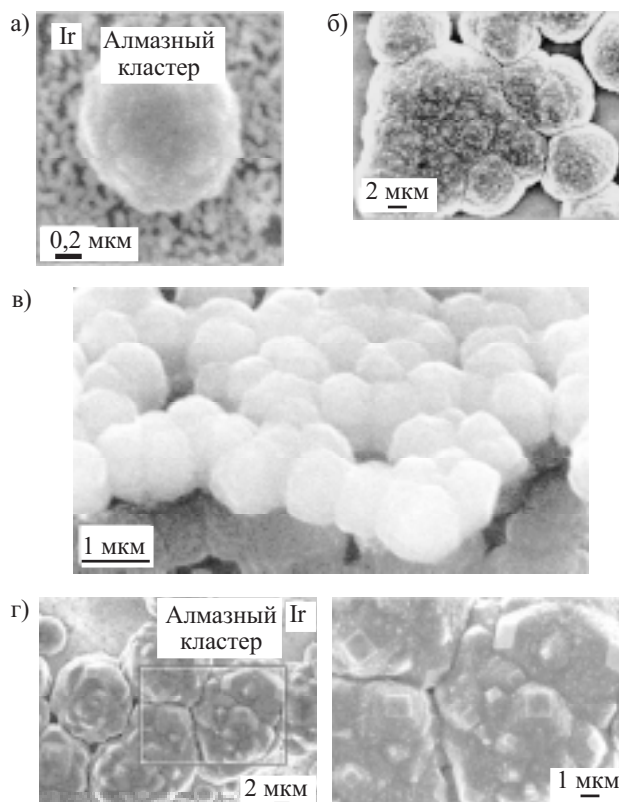


Рис. 10. Строение (РЭМ) отдельной наночастицы (а) и скопления частиц (б—в) зарождающихся поликластерных алмазных пленок, полученных на слоистых подложках из $\text{SrTiO}_3/\text{Ir}\{100\}$ на различных стадиях:

а—в — глобулярное формирование (б — скол пленки); в — образование элементов огранки $\{100\}$ на глобулах (справа — увеличенный фрагмент)

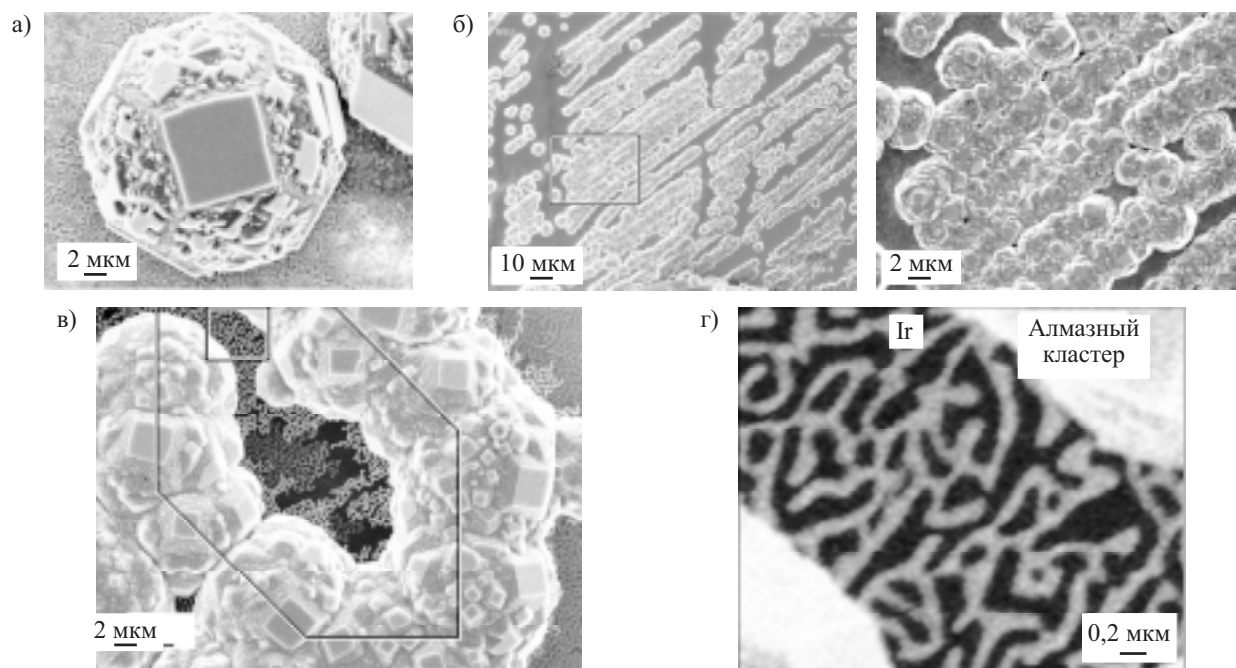


Рис. 11. Структура (РЭМ) наноструктурированных фрагментов зарождающихся пленок алмаза, полученных на слоистых подложках из $\text{SrTiO}_3/\text{Ir}\{100\}$

терных пленок алмаза одностипны с теми, которые наблюдаются при формировании пленок алмаза методом дугового разряда на неориентирующих подложках [7, 8]. Изменяя параметры процесса осаждения, можно в широких пределах менять концентрацию алмазной фазы в формируемых наночастицах и агрегатах на основе алмазоподобного углерода (от 0 для алмазоподобного углерода до >90 об.%). На глобулярной поверхности с увеличением толщины слоя образуется разветвленная система входящих углов, способствующая (при тех же условиях) повышению скорости формирования, что проявляется в огрублении строения глобул, покрытии их многочисленными гранями $\{100\}$ (рис. 10).

Подобная последовательность стадий одинакова для разных температурных режимов и методов активации газовой фазы, но в зависимости от температуры формирования стадии получают неодинаковое развитие [6]. У поликластерной пленки алмаза глобулярного строения наблюдается высокая концентрация рентгеноаморфной фазы (до 100 об.%). Наличие рентгеноаморфной фазы характерно для всех полученных поликластерных пленок алмаза, при этом ее содержание уменьшается с ростом температуры подложки.

Отдельные поликластерные частицы с ярко выраженной объемной текстурой имеют сформировавшиеся псевдооси восьмого порядка и псевдограни $\{100\}$ и $\{110\}$ (угол между гранями 135°), параллельные оси восьмого порядка (рис. 11, а), при этом $L_{\text{окр}}$ подобных частиц составляет 70—110 нм. (Используются термины «псевдоось» и «псевдограни», поскольку они относятся к элементам симметрии агрегированных частиц и не являются кристаллографическими элементами.) В рассматриваемых случаях на исходное множество элементов симметрии

“накладываются” элементы симметрии агрегата сросшихся наночастиц и возникает вторичное (объемное) текстурирование.

Такой тип агрегации объясняет и наблюдаемое текстурирование кристаллитов пленки на последующих этапах образования. Частицы срастаются, контактируя псевдогранями, и образуют цепочки (рис. 11, б, справа представлен увеличенный фрагмент), при этом присоединение к цепочке очередной частицы может удлинять цепочку или изгибать под углом 90 или 135° (рис. 11, в). Формированию текстурированных конгломератов, объединяющих отдельные образовавшиеся поликластерные частицы, способствует их подвижность из-за отсутствия химического взаимодействия с пленкой Ir, кристаллографическая ориентация и рельеф которой (рис. 11, г) не оказывают влияния на текстурированность алмазных кластеров и сформированных из них стержней (цепочек). Наблюдаемые картины срастания известны по многочисленным работам, посвященным кристаллографическим особенностям двойникования кубических кристаллов [9, 10].

Отдельные зерна поликластерной пленки алмаза имеют пластинчатое строение независимо от стадий их формирования (стадии образования граней на глобулах и массового двойникования) (рис. 12, а). При определенной толщине слоя, зависящей от условий процесса осаждения, заканчивается формирование аксиальной текстуры типа $\langle 100 \rangle$. В рассматриваемом случае поддержанию высокой скорости образования пленки способствуют многочисленные входящие углы за счет двойникования на поверхности пластин $\{100\}$. Наблюдаемое двойникование по шпинелевому закону (рис. 12, б) позволяет объяснить образование вторичной текстуры типа $\langle 110 \rangle$ (рис. 12, в).

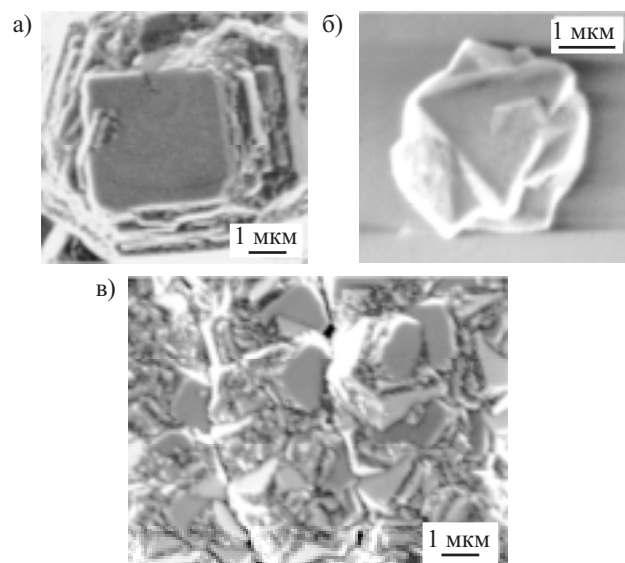


Рис. 12. Структура (РЭМ) отдельных кластеров (*а, б*) и поверхности (*в*) поликристаллической пленки алмаза, полученных на слоистых подложках из $\text{SrTiO}_3/\text{Ir}\{100\}$:

а — формирование первичной аксиальной текстуры $\langle 100 \rangle$;
б, в — массовое двойникование

С увеличением толщины поликристаллических пленок алмаза, сформированных на стадии массового двойникования, происходит укрупнение зерен. Электронограммы и рентгенограммы, снятые с поликристаллических пленок алмаза, показывали наличие текстуры, при этом тип формирующейся текстуры не зависел от материала и кристаллографической ориентации подложки (слоистые структуры $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ir}\{111\}$, $\text{MgO}/\text{Ir}\{100\}$ и $\text{SrTiO}_3/\text{Ir}\{100\}$).

Проведенные исследования имеют важное значение для подбора условий синтеза поликристаллических пленок алмаза с целью использования их в конкретных устройствах. Например, при изготовлении управляющих сеток СВЧ электронных ламп с термокатодом и электронных приборов с автоэмиссионными катодами для сохранения механической прочности требуются беспористые пленки без посторонних фаз. Этому условию отвечают полученные на пленках Ir поликристаллические алмазные пленки, образующиеся на стадиях глобулярного формирования первичной и вторичной аксиальных текстур.

Применение поликристаллических алмазных пленок в устройствах электронной техники

Теплоотводы в гибридных интегральных схемах. Поликристаллические алмазные пленки (теплопроводность при 303 К составляет $\lambda_t = 400 \dots 600$ Вт/(м·К)), нанесенные на подложки из W ($\lambda_t = 160$ Вт/(м·К)) и из W с пленкой Ir толщиной 300 нм ($\lambda_t = 1,47$ Вт/(м·К)), применяли для отвода тепла от сформированных на них тонкопленочных резисторов (рис. 13). Тонкопленочные резисторы из нихрома (сплав 80%Ni+20%Cr, 0,2—1 мкм) наносили через маску методом ВЧ-магнетронного распыления на механически полированные ($R_z = 25$ нм) поверхности поликристаллических пленок алмаза. В качестве проводников применяли осажденные методом термического испарения

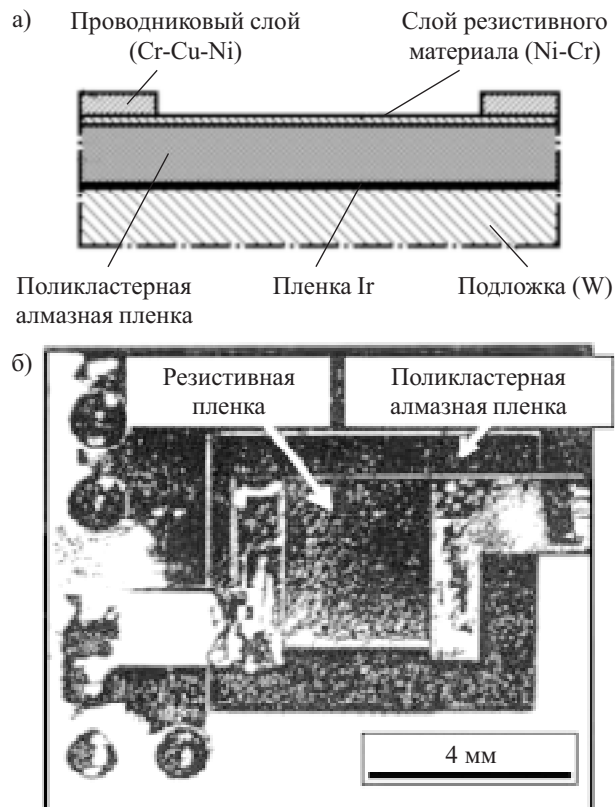


Рис. 13. Теплоотвод в гибридной интегральной схеме: *а* — схема резистивной матрицы; *б* — фрагмент ГИС с резистором повышенной мощности на теплоотводящей подложке на основе поликристаллической пленки алмаза

через маску многослойные структуры Cr+Cu+Ni (0,05+1,2+0,3 мкм). Адгезия проводников и резистивного сплава превышала 1 кгс/мм².

Была исследована зависимость температуры перегрева (T_p) резистора от материала теплоотводящей подложки (рис. 14). Для сравнения исследованы характеристики нашедших наибольшее применение в микроэлектронике керамических теплоотводящих подложек — радиотехнической керамики ВК94 (94,4% Al_2O_3 , $\lambda_t = 13,4$ Вт/(м·К), толщина образцов 1 мм) и BeO ($\lambda_t = 170 \dots 240$ Вт/(м·К), 1 мм), — а также пленок поликристаллического текстурованного по $\langle 0001 \rangle$

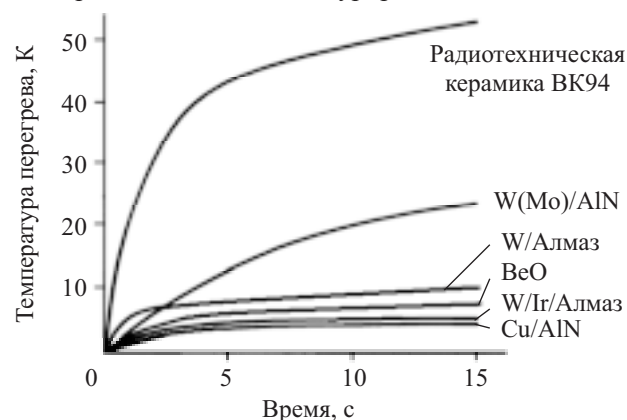


Рис. 14. Зависимость температуры перегрева теплоотводящей поверхности от материала подложки и от продолжительности работы резистора

AlN ($\lambda_T=200\dots280$ Вт/(м·К)), полученных методом ВЧ-магнетронного реактивного распыления на подложках из W, Mo ($\lambda_T=135$ Вт/(м·К)) и Cu ($\lambda_T=400$ Вт/(м·К)) (слоистые структуры W(Mo)/AlN и Cu/AlN, толщина слоев 1 мм/8 мкм). Толщина слоев W/Алмаз — 1 мм/86 мкм, W/Ir/Алмаз — 1 мм/0,3 мкм/30 мкм.

Меньший перегрев (за 15 с) структуры W/Ir/Алмаз ($T_{\text{п}}=5,3$ К) по сравнению с W/Алмаз ($T_{\text{п}}=10,4$ К) связан с тем, что при получении пленок алмаза на подложках из W в области контакта формируемой пленки алмаза с подложкой образуются слои монокарбида вольфрама (WC, $\lambda_T=29,3$ Вт/(м·К)) и карбида дивольфрама (W_2C , $\lambda_T=29,3$ Вт/(м·К)), составляющие до 40% объема осаждаемой пленки алмаза.

Резистор, сформированный на поликластерной алмазной пленке, был установлен в функциональном узле, выполняющем роль генератора коротких импульсов мощностью до 1 кВт, длительностью 1—10 мкс со скважностью 100—500, используемого для модуляции ВЧ-сигнала (рис. 13, б).

Управляющие сетки электронных приборов.

При изготовлении мощных электронных приборов (СВЧ электронных ламп с термокатодом и электронных приборов с автоэмиссионными катодами) материал управляющей сетки не должен перегреваться и провисать. Использование сетки, изготовленной из свободной поликластерной алмазной пленки (твердость по Виккерсу 8400—12200 кгс/мм²), сформированной на слое Ir, позволило за счет уменьшения шага ячеек сетки и при сохранении механической прочности и теплопроводности сократить расстояние «катод—сетка» до десятков микрон и снизить управляющее напряжение, что, в свою очередь, обеспечило высокую однородность эмиссии по поверхности катода и токовую прозрачность.

Сетка из поликластерной алмазной пленки (рис. 15) была изготовлена методом термохимического травления (растворитель углерода — слой Fe толщиной

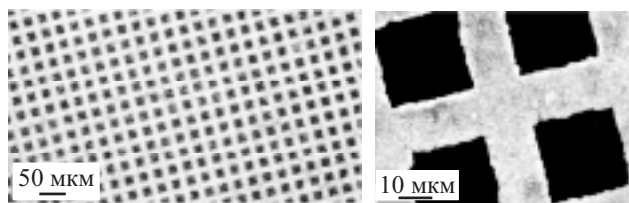


Рис. 15. Сетка (РЭМ) с шагом 40 мкм, изготовленная из свободной поликластерной пленки алмаза толщиной 20 мкм (справа — увеличенный фрагмент)

10 мкм, 1020—1220 К, 10^{-1} Па). При использовании фотолитографии для формирования рисунка на слое Fe получены сетки с шагом <5 мкм [11]. Необходимая проводимость сеток из поликластерных алмазных пленок (удельное сопротивление $\rho < 10^{-1}$ Ом·см) достигалась легированием бором (у нелегированных поликластерных алмазных пленок $\rho = 10^6 \dots 10^{16}$ Ом·см в зависимости от строения и размера нанокластеров). Сетки выдерживали импульсную плотность тока в катоде 1 А/см² при напряжении 1,5 кВ (скважность импульсов 2—5), что значительно превосходит показатели металлических сеток.

Заключение

Магнетронным распылением на подложках из $Al_2O_3\{0001\}$, $MgO\{100\}$ и $SrTiO_3\{100\}$ сформированы текстурированные по <111> и <100> (аксиальная и ограниченная текстуры) пленки Ir толщиной 20—400 нм. На пленках Ir методом СВЧ-разряда с ВЧ-смещением на подложкодержателе при температуре подложки 1125—1175 К получены текстурированные поликластерные пленки алмаза.

Применение поликластерных пленок алмаза перспективно в составе слоистых теплоотводов (структуры подложка/Ir/пленка алмаза) при повышении мощности тонкопленочных резисторов. В этом случае используют металлическую базовую подложку с высокой теплопроводностью, установленную на изотермическом корпусе, а для изоляции резистора от базовой подложки — слой поликластерного алмаза. Теплоотводящие подложки, включающие слой поликластерного алмаза, могут быть использованы также для отвода тепла от диодов и транзисторов высокой мощности.

Сетки, изготовленные из однородных по составу поликластерных пленок алмаза, могут найти широкое применение в вакуумных электронных приборах в качестве теплостойких управляющих электродов.

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Белянин А. Ф., Самойлович М. И., Житковский В. Д. и др. Формирование методами магнетронного распыления пленок алмазоподобных материалов и их применение в устройствах электронной техники // Системы и средства связи, телевидения и радиовещания. — 2003. — № 1–2. — С. 62—78.
2. Белянин А. Ф., Пашенко П. В., Семенов А. П. Устройство высокочастотного магнетронного распыления для выращивания тонких пленок // Приборы и техника эксперимента. — 1991. — № 3. — С. 220—222.
3. Дворкин В. В., Дзбановский Н. Н., Минаков П. В. и др. Использование оптической эмиссионной спектроскопии для контроля состава плазмы в процессах осаждения углеродных пленок в СВЧ разряде // Физика плазмы. — 2003. — Т. 29, № 9. — С. 851—857.
4. Дворкин В. В., Дзбановский Н. Н., Паль А. Ф. и др. Использование ультрадисперсного нанопыля для селективного осаждения легированных бором алмазных пленок // Физика твердого тела. — 2004. — Т. 46, вып. 4. — С. 710—713.
5. Бабад-Захряпин А. А., Кузнецов Г. Д. Текстурированные высокотемпературные покрытия. — М.: Атомиздат, 1980.
6. Самойлович М. И., Белянин А. Ф. Формирование наноструктурированных пленок алмазоподобных материалов. Часть 1, 2 // Нано- и микросистемная техника. — 2006. — № 7, с. 21—34; № 8, с. 14—25.
7. Самойлович М. И., Белянин А. Ф., Житковский В. Д., Багдасарян А. С. Наноструктурные углеродные материалы в тонкопленочной технологии // Инженерная физика. — 2004. — № 1. — С. 33—39.
8. Belyanin A. F., Samoilovich M. I. Nanostructured carbon materials in thin film technology // Nanostructured thin films and nanodispersion strengthened coatings // Series: NATO Science. Series II: Mathematics, Physics and Chemistry. — 2004. — Vol. 155. E-book. — P. 77—90.
9. Randle V. The measurement of grain boundary geometry. — Bristol & Philadelphia: Pergamon Press, 1993.
10. Sutton A. P., Balluffi R. W. Interfaces in crystalline materials. — Oxford: Univ. Press, 1996.
11. Дзбановский Н. Н., Минаков П. В., Пилевский А. А. и др. Сильноточная электронная пушка на основе автоэмиссионного катода и алмазной сетки // Журнал технической физики. — 2005. — Т. 75, вып. 10. — С. 111—114.