

PACS numbers: 68.35.bd, 68.35.bt, 68.37.Ef, 68.43.Hn, 68.47.De, 68.55.J-, 73.20.At

Нанорельеф слоёв Cu и Au после их термического нанесения на поверхности монокристаллов InSe и GaSe

Л. И. Карбовская, В. Л. Карбовский, В. А. Артемюк, З. Д. Ковалюк,
Е. Я. Кузнецова, С. С. Смоляк, А. И. Соболев, В. В. Стонис

*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,
бульв. Академика Вернадского, 36,
03142 Киев, Украина*

Показано удовлетворительное соответствие кривых плотностей электронных состояний, полученных экспериментально методом туннельной спектроскопии и рассчитанных в рамках теории функционала плотности (ТФП). Ширина запрещенной зоны атомарно чистой поверхности монокристалла InSe (0001, измеренная методом туннельной спектроскопии демонстрирует отклонение на $\sim 0,2$ эВ от других методов измерений ($\sim 1,4$ эВ против $\sim 1,2$ эВ). При низких температурах наблюдается интенсивное образование поверхностных энергетических уровней Шокли. Методами высокоразрешающей сканирующей туннельной микроскопии и ТФП (Wien2k) исследованы механизмы формирования нанорельефа меди и золота на ван-дер-ваальсовых поверхностях полупроводниковых монокристаллов. Вакуумное термическое нанесение Cu и Au (без охлаждения образца и инертных газов) на поверхность монокристалла InSe (0001) при одних и тех же условиях демонстрирует различные механизмы осаждения из атомарной металлической газовой фазы. Для меди характерен номодальный разброс размеров кластеров, в то время как в случае золота формируются монослои чешуйчатой структуры. Установлено малое влияние интерфейса на геометрию и симметрию образующихся наноструктур меди и золота. Процессы образования наноструктур меди и золота при

Corresponding author: Volodymyr Leonidovych Karbivskii
E-mail: karb@imp.kiev.ua

*G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

Citation: L. I. Karbivska, V. L. Karbivskii, V. A. Artemyuk, Z. D. Kovalyuk, O. Ya. Kuznetsova, S. S. Smolyak, A. I. Sobolev, and V. V. Stonis, Nanorelief of Cu and Au Layers after Their Thermal Deposition on the InSe and GaSe Single Crystals Surfaces, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No.3: 297–311 (2019) (in Russian), DOI: [10.15407/mfint.41.03.0297](https://doi.org/10.15407/mfint.41.03.0297).

указанных условиях плохо описываются известными механизмами роста.

Ключевые слова: монослои золота и меди, металлические кластеры, термическое нанесение, нанорельеф, сканирующая туннельная микроскопия.

Показана задовільна відповідність кривих густин електронних станів, отриманих експериментально методом тунельної спектроскопії та розрахованих в рамках теорії функціоналу густини (ТФГ). Ширина забороненої зони атомарно чистої поверхні монокристалу InSe (0001), виміряна методом тунельної спектроскопії, демонструє відхилення на $\sim 0,2$ еВ від інших методів досліджень ($\sim 1,4$ еВ проти $\sim 1,2$ еВ). При низьких температурах спостерігається інтенсивне утворення поверхневих енергетичних рівнів Шоклі. Методами високороздільної сканувальної тунельної мікроскопії та ТФГ (Wien2k) досліджено механізми формування нанорельєфу міді та золота на ван-дер-ваальсових поверхнях напівпровідникових монокристалів. Вакуумне термічне нанесення Cu та Au (без охолодження зразка та інертних газів) на поверхню монокристалу InSe (0001) за одних і тих самих умов демонструє різні механізми осадження з атомарної металевої газової фази. Для міді характерним є мономодальний розкид розмірів кластерів, у той час як у випадку золота формуються моношари лускуватої структури. Встановлено малий вплив інтерфейсу на геометрію та симетрію утворюваних наноструктур міді та золота. Процеси утворення наноструктур міді та золота при вказаних умовах погано описуються відомими механізмами росту.

Ключові слова: моношари золота та міді, металічні кластери, термічне нанесення, нанорельєф, сканувальна тунельна мікроскопія.

As shown, the density of electronic states curves obtained experimentally by the method of tunnelling spectroscopy and calculated by the DFT method are in satisfactory agreement. The band gap of the atomically clean surface of an InSe (0001) single crystal measured by the method of tunnelling spectroscopy demonstrates a deviation of ~ 0.2 eV from other methods (~ 1.4 eV against ~ 1.2 eV). At low temperatures, intense formation of Shockley's surface energy levels is observed. Formation mechanisms of copper and gold nanorelief on Van der Waals surfaces of semiconductor single crystals are investigated by the methods of high-resolution scanning tunnelling microscopy and DFT (Wien2k). Vacuum thermal deposition of Cu and Au (without cooling the sample and inert gases) on the surface of an InSe (0001) single crystal at the same conditions demonstrates different deposition mechanisms from the atomic metal gas phase. Copper is characterized by monomodal variation in cluster sizes, while in the case for gold a monolayer flake-like structure is formed. A small influence of the interface on geometry and symmetry of the nanostructures of copper and gold is established. The processes of formation of copper and gold nanostructures at mentioned conditions are badly described by the known growth mechanisms.

Key words: monolayers of gold and copper, metal clusters, thermal deposi-

tion, nanorelief, scanning tunnelling microscopy.

(Получено 28 декабря 2018 г.; окончат. вариант — 4 февраля 2019 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Механизмы роста металлов при их термическом нанесении на различные подложки описываются в рамках трех основных подходов — двумерного или модели Франка–Ван дер Мерве, послойного роста или модели Странского–Крастанова и 3D-роста островков — модели Фольмера–Вебера [1]. При варьировании термодинамических параметров рост пленок может не совсем соответствовать описанным механизмам [2]. Так рост металлов на полупроводниковых поверхностях является гетероэпитаксиальным. В 1996 году был предложен новый механизм роста, основанный на критической толщине пленки [3]. При толщине меньше критической пленки получаются неровными, а при большей толщине — растут гладкими [3, 4]. Таким образом, появилась модель «электронного выращивания» [5].

Исследование процессов формирования наноструктур меди и золота при их термическом нанесении на монокристаллические поверхности полупроводников является актуальным не только с фундаментальной точки зрения, поскольку позволяет получить информацию о принципах организации металлических наноструктур, в частности, металлических однокомпонентных, а и с практической стороны. Сегодня, наноструктуры благородных металлов используются во многих потребительских технологиях, которые эксплуатируют их физические свойства, в частности, оптические, электрические, антибактериальные и др. [6–10].

В данной работе исследованы морфологические особенности формирования нанорельефа Cu и Au на поверхностях монокристаллов InSe и GaSe при термическом испарении.

2. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Исследования нанорельефа поверхностей проводились на туннельном микроскопе JSPM-4610 (Япония). Рабочий вакуум в процессе эксперимента был не хуже 10^{-8} Па. Использовались пластины слоистых монокристаллов InSe и GaSe, плоскости 0001. Подготовка монокристаллических поверхностей проводилась методом излома кристалла в камере препарирования при вакууме около 10^{-8} Па. Ван-дер-ваальсовые поверхности сколов получались атомно чистыми с относительным загрязнением поверхности не более 1% (рис. 1). Морфологические исследования поверхностей проводились на

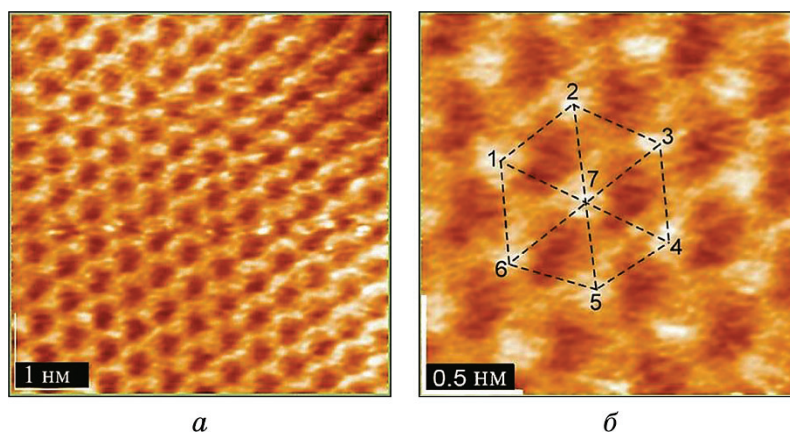


Рис. 1. СТМ изображения поверхности монокристаллов InSe (0001): *a* — «сотовая» структура поверхности, *б* — шестиугольник из поверхностных атомов.

Fig. 1. STM images of the surface of InSe single crystals (0001): *a*—‘cellular’ surface structure, *б*—hexagon of surface atoms.

туннельном микроскопе в режиме постоянного тока.

Нанесение Cu и Au на препарированные таким образом поверхности проводилось методом термического напыления. Распылитель представляет собой вольфрамовую спиральную кювету с навеской металла, которая находится в середине металлического цилиндра с отверстием 3 мм. Расстояние от напылителя до образца составляло около 7 см. Во время напыления через вольфрамовую спираль пропускали ток $\sim 5,0$ А, что соответствовало температурам около 100 градусов выше температуры плавления металла. Время нанесения составляло до нескольких секунд. Нанесение металла на монокристаллическую поверхность проходило без подогрева или охлаждения образца, а также без использования газов.

Исследование морфологических и спектральных характеристик проводились при комнатной температуре и температуре жидкого азота.

3. ЗОНДОВАЯ МИКРОСКОПИЯ И СПЕКТРОСКОПИЯ ПЛОСКОСТИ (0001) InSe

На рисунке 1 приведено изображение СТМ поверхности монокристалла InSe (0001). Монокристалл InSe является ван-дер-ваальсовым, то есть в кристалле существует слабая ван-дер-ваальсовая связь между слоями. Согласно базам структурных данных, постоянные решетки InSe равны $a = 0,40$ нм, $b = 0,40$ нм, $c = 4,0$

нм [11], длины связей In–In составляют 0,280 нм, а In–Se 0,269 нм. Общая толщина слоя, определяемая расстоянием Se–Se в направлении, перпендикулярном поверхности, составляет 0,536 нм. Следовательно, наблюдаемые на рис. 1 межатомные расстояния 0,45 нм характеризуют расстояния между атомами селена на поверхности слоя.

Вертикальный профиль атомарно чистой поверхности InSe (0001) приведен на рис. 2, *а*. Его анализ показывает, что перепады высот составляют ~0,05 нм, что соизмеримо с радиусом атома. Наблюдае-

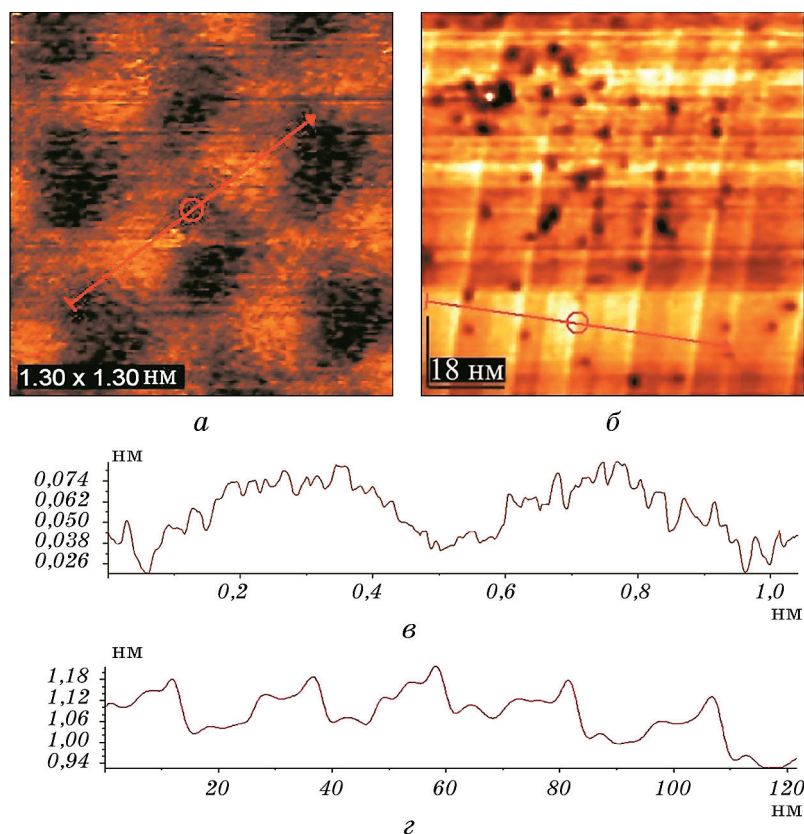


Рис. 2. Профили поверхности монокристалла InSe (0001): *а* — СТМ изображение атомного разрешения, *б* — профиль поверхности с границами двойникования, *в* — перепад высот вдоль стрелки на изображении *а*, *г* — перепад высот вдоль стрелки на изображении *б*.

Fig. 2. Surface profiles of an InSe (0001) single crystal: *а*—STM atomic resolution image, *б*—surface profile with twinning boundaries, *в*—elevation difference along the arrow in the image *а*, *г*—elevation difference along the arrow in the image *б*.

мые топологические размеры атомов находятся в пределах 0,1 нм (рис. 1).

Нестабильность термодинамических параметров во время синтеза для некоторых образцов монокристаллов приводит к наличию на поверхности границ двойникования (рис. 2, б). На рисунке 2, б границы двойникования имеют высоту $\sim 0,15$ нм, что определяется особенностями плотности электронных состояний в данном месте. На приведенном рисунке наблюдается несколько параллельных границ двойникования с почти одинаковым расстоянием между ними.

Как видно из рисунка 2, в процессе такого роста кристаллов образуется также ряд точечных дефектов примерно одинакового размера с диаметрами до 2,0 нм. Методом туннельной спектроскопии нами было показано, что характер поведения данных дефектов близок к квантовым точкам, что, по-видимому, и обеспечивает их долговременную устойчивость.

Вольт-амперная характеристика (ВАХ) туннельного перехода приведена на рис. 3, а. Поскольку кривые ВАХ получались довольно гладкими, то авторы ограничились только первой производной при получении кривых полных плотностей занятых и свободных состояний монокристаллов InSe. Ширина запрещенной зоны атомарно чистой поверхности монокристалла InSe (0001), измеренная методом туннельной спектроскопии продемонстрировала отклонение $\sim 0,2$ эВ от значений, полученных другими методами ($\sim 1,4$ эВ против $\sim 1,2$ эВ). Основной пик в области занятых состояний ($\sim 1,0$ эВ) отражает, по всей видимости, 5р-состояния индия. Область свободных состояний без дополнительных исследований

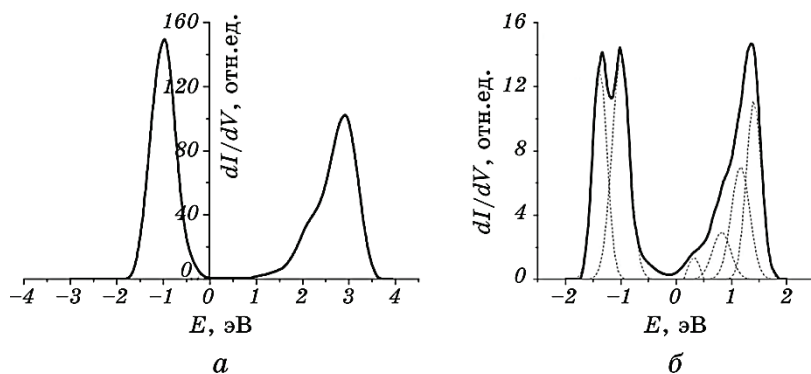


Рис. 3. Спектры туннельной спектроскопии InSe (0001) при комнатной температуре (а) и 77 К (б).

Fig. 3. Spectra of tunnel spectroscopy of InSe (0001) at the room temperature (а) and 77 K (б).

трудно интерпретировать.

Довольно интересными оказались спектры туннельной спектроскопии, полученные при низких температурах. Так, при температуре жидкого азота на поверхности монокристалла InSe (0001) происходят существенные изменения. В области занятых состояний рядом с основным пиком на $-1,0$ эВ со стороны высоких энергий связи появляется дополнительный пик примерно такой же интенсивности. Ширина линии туннельной спектроскопии InSe (0001) на $-1,0$ эВ при комнатной температуре равна $0,6$ эВ, а аналогичной компоненты разложения (рис. 3, б) — $0,3$ эВ. Следовательно, при низких температурах происходит сужение линий и, как следствие, на эксперименте мы наблюдаем расщепление линии на две компоненты, расстояние между пиками которых также составляет $0,3$ эВ.

Наблюдается также существенное уменьшение расстояния между первыми максимумами в области занятых и свободных состояний. При комнатной температуре оно составляет $4,0$ эВ, а при криогенных температурах — $2,4$ эВ. Происходит существенное приближение свободных состояний к зоне занятых состояний. Можно предположить, что при низких температурах более четко наблюдаются поверхностные электронные состояния. По всей видимости, энергетический уровень в области свободных состояний около $0,4$ эВ (низкоинтенсивная компонента разложения) является уровнем Шокли. В целом кривая плотности свободных электронных состояний сохраняет свою форму с некоторой просадкой в сторону области занятых состояний и уменьшением ширины спектра.

4. НАНОСТРУКТУРЫ ЗОЛОТА НА ПОВЕРХНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛА InSe, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ТЕРМИЧЕСКОГО НАНЕСЕНИЯ

Геометрически правильные структуры Au на поверхности монокристалла InSe представлены на рис. 4. Варьированием параметрами нанесения, а именно, временем нанесения, расстоянием от кюветы до образца, давлением в камере, температурой расплава кюветы можно получать различные наноструктуры золота, некоторые из которых приведены ниже. В отличие от поверхности монокристалла кремния, на поверхности монокристалла InSe наблюдается топографирование чешуек золота на одинаковой высоте, а не их наложение (рис. 4, а).

Образуются островковые структуры (рис. 4, б) со средним размером по диагонали до 15 нм. Приведенный профиль шестиугольных образований указывает на несколько слоев, из которых они состоят. Как видно, верхний слой является моноатомным. В отличие от Si (111), на поверхности InSe трудно получить объемные пирамидальные структуры. Рисунок 4, а демонстрирует наиболее часто встре-

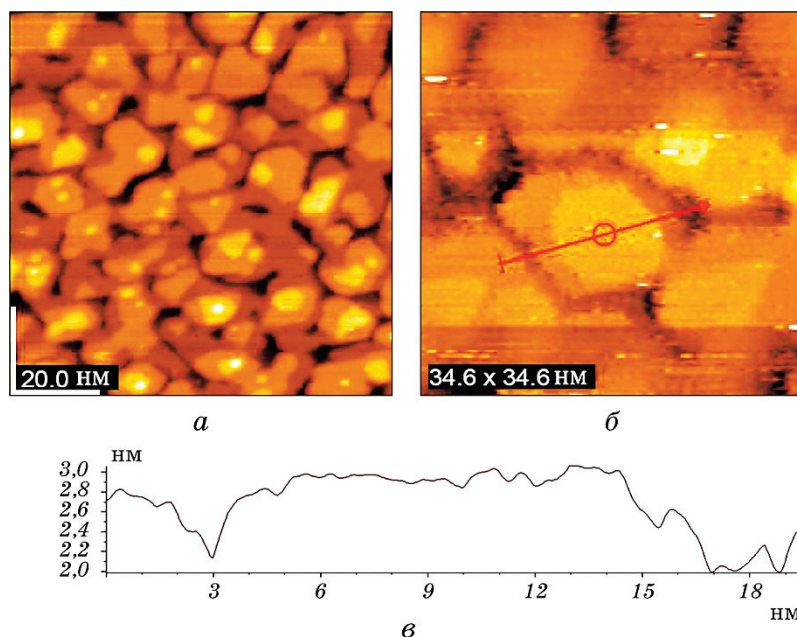


Рис. 4. Наноструктуры золота на поверхности монокристалла InSe: *a* — многообразие геометрических форм 2D-кластеров золота, *б* — шестиугольный 2D-кластер золота, *в* — профиль высот вдоль стрелки на изображении *б*.

Fig. 4. Gold nanostructures on the surface of an InSe single crystal: *a*—variety of geometric shapes of 2D gold clusters, *б*—hexagonal 2D gold cluster, *в*—elevation profile along the arrow in the image *б*.

чаемые упорядоченные структуры на поверхности (0001) InSe. Наблюдаются преимущественно треугольные и шестиугольные структуры. Данный факт коррелирует с образованием кристаллографической плоскости золота (111). Иногда можно наблюдать пятиугольные образования, что характерно для роста в условиях, далеких от равновесных. Наличие оси пятого порядка свидетельствует о возможном росте квазикристаллов. Наиболее часто встречаемым морфологическим мотивом была картина, представленная на рис. 5. Существование четких границ между кластерами указывает на наличие существенной поверхностной энергии кластеров. Характерный размер кластеров находится в пределах до 20 нм. Параметр дисперсности таких структур можно отнести к монодисперсным системам.

Следовательно, вакуумное термическое нанесение золота (без охлаждения образца и атмосферы инертных газов) на поверхность монокристалла InSe (0001) при одних и тех же условиях нанесения

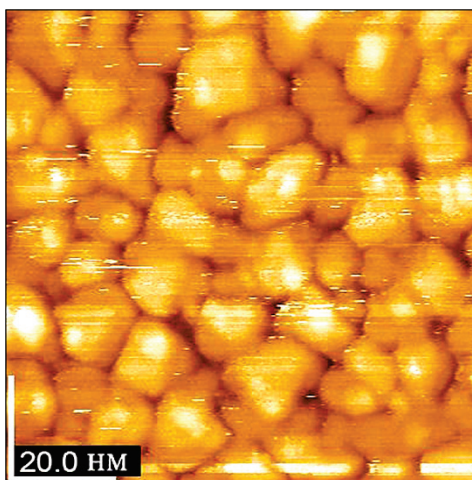


Рис. 5. Характерный фрагмент рельефа Au на поверхности монокристалла InSe.

Fig. 5. Characteristic fragment of the relief of Au on the surface of an InSe single crystal.

демонстрирует различные механизмы осаждения из атомарной металлической газовой фазы. Характерен почти мономодальный разброс размеров кластеров. При условии удержания стабильными термодинамических параметров на поверхности монокристалла InSe (0001) можно устойчиво получать вышеописанные структуры золота с плоскими атомарно гладкими плато.

5. НАНОСТРУКТУРЫ ЗОЛОТА НА ПОВЕРХНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛА GaSe, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ТЕРМИЧЕСКОГО НАНЕСЕНИЯ

После напыления золота на (0001) GaSe снимки поверхности были получены с помощью туннельного микроскопа (рис. 6). Ландшафт поверхности характеризовался неровностями до 1,0 нм, что свидетельствовало о почти равномерном нанесении наночастиц золота на поверхность. Кластеры, в целом, случайным образом ориентированы на поверхности, при этом они имеют размеры до ~ 18,0 нм (рис. 6, б). Из-за полного заполнения всей поверхности напыления кластерами можно заключить, что перколяционный эффект наступает уже после первого напыления.

Наблюдались области, в которых на вершинах кластеров формировались ровные площадки (рис. 6, а). Топологические размеры таких областей не превышали 10,0 нм. Следовательно, рост кластеров

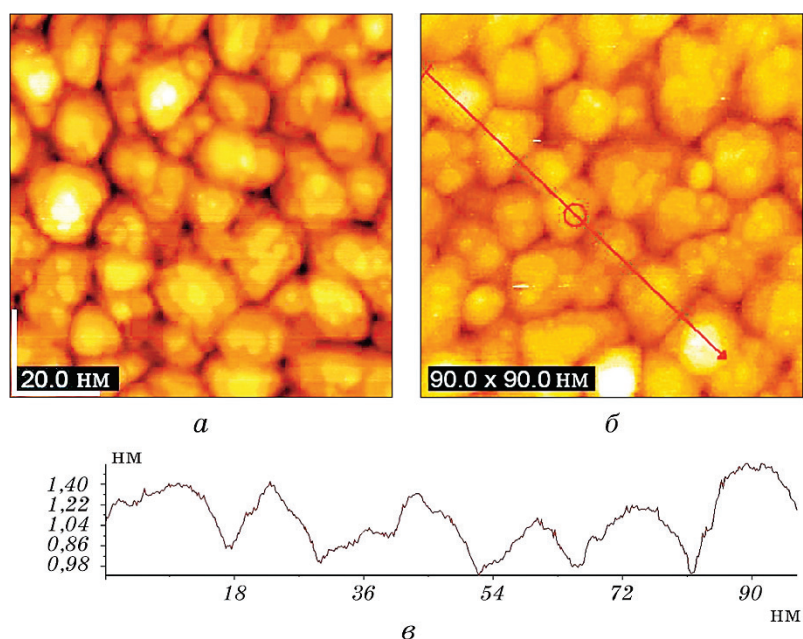


Рис. 6. Кластерные структуры золота на поверхности монокристалла (0001) GaSe: *a* — кластеры золота с монослойными структурами на вершине, *б* — наиболее характерный фрагмент поверхности, *в* — перепад высот вдоль стрелки на изображении *б*.

Fig. 6. Cluster structures of gold on the surface of a (0001) GaSe single crystal: *a*—gold clusters with monolayer structures on top, *б*—the most characteristic fragment of the surface, *в*—elevation difference along the arrow in the image *б*.

золота из атомарной фазы в конечном итоге сводится к росту путем образования монослойных структур в верхней части кластеров.

При медленном росте наноструктур золота (более 5 с), комнатной температуре и давлении не ниже 10^{-7} Па формируются грозди из продолговатых кластеров золота (рис. 7). Характерной морфологической особенностью таких образований является наблюдаемая «текстурированность» гроздей. Следовательно, в таких технологических условиях золоту более выгодно формирование продолговатых кластеров с последующим объединением их в грозди. Причину этой текстурированности трудно определить.

6. НАНОРЕЛЬЕФ МЕДИ НА ПОВЕРХНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛА InSe (0001) ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОГО НАНЕСЕНИЯ

Как видно из рисунка 8, при временах нанесения более 5 с, все кла-

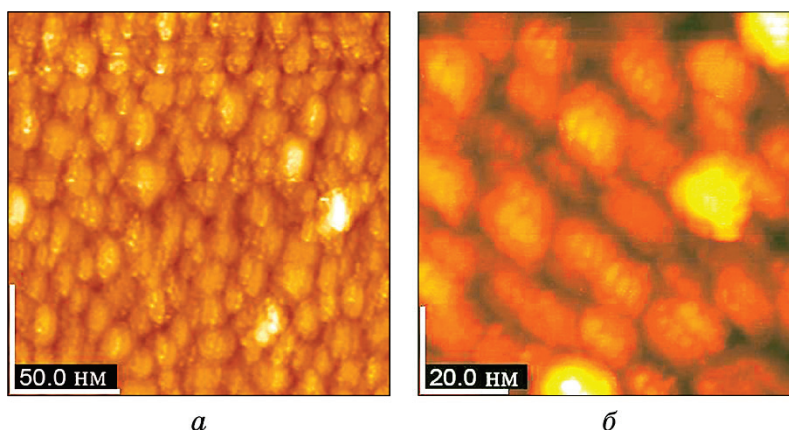


Рис. 7. Грозди из кластеров золота на поверхности монокристалла GaSe: *а* — изображение текстурированного участка, *б* — детальная структура грозди.

Fig. 7. Bunches of gold clusters on the surface of a GaSe single crystal: *a* — textured area image, *б* — detailed structure of the bunch.

стеры имеют продолговатую форму и сформированы из наночастиц. Продольные размеры частиц составляют около 50,0 нм, а поперечные — 25,0 нм. Наблюдается существенное упорядочение кластеров по выбранному направлению

При временах нанесения до 2–3 с были получены наноструктуры меди, приведенные на рис. 9. Наблюдаемая вытянутость кластеров и их ориентация в заданном направлении определяется, скорее всего, внешним воздействием во время нанесения. Как уже упоминалось выше, это может быть связано с гравитационным воздействием на капли, которые во время роста могут находиться в жидком состоянии. При малых потоках атомов металла на поверхность формируются почти сферические кластеры меди, для которых наблюдается четкая тенденция к образованию линейных наноструктур. По всей видимости, мозаика кластеров меди имеет характер самоупорядочения (рис. 9, *в*, *г*). Часть из кластеров имеет кубическую форму, что свидетельствует об образовании нанокристаллов меди со средним размером стороны до 5 нм (рис. 9, *б*).

7. ТУННЕЛЬНАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ НАНОСТРУКТУР ЗОЛОТА

Вольт-амперные характеристики (ВАХ) туннельных спектров металлических наноструктур получены с помощью туннельного микроскопа JSPM-4610. В процессе туннелирования принимали участие электроны, имеющие различные энергии (из зоны проводимо-

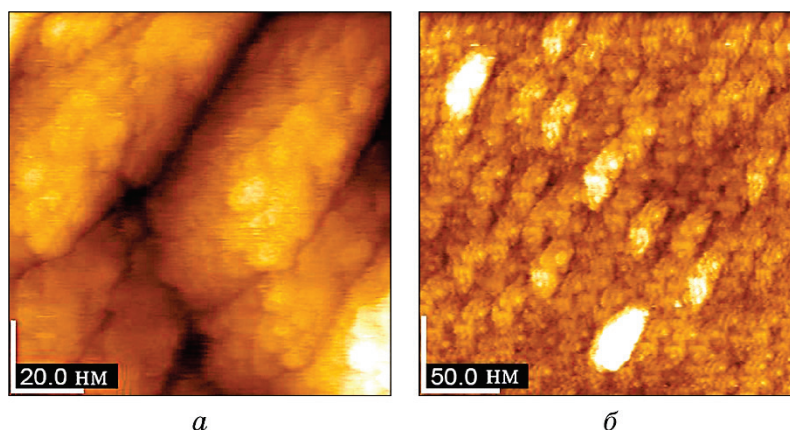


Рис. 8. Туннельно-микроскопический снимок поверхности меди на InSe (0001): *a* — грозди, состоящие из множества кластеров, *б* — общая текстура поверхности.

Fig. 8. Tunnel microscopic image of the surface of copper on InSe (0001): *a* — bunches consisting of multiple clusters, *б* — total surface texture.

сти, валентной зоны и локализованных состояний). Полученные с помощью сканирующего микроскопа ВАХ туннельного контакта с поверхностью в произвольной точке позволяют исследовать локальные электрические свойства. Выражение для туннельного тока в приближении квазинепрерывного спектра электронов в некоторой точке r_0 на поверхности образца может быть представлено в следующем виде:

$$I(r_0, U) \approx \int_0^{eU} \rho_T(E) \rho_S(r_0, E) D(r_0, E) dE,$$

где $D(r_0, E)$ — прозрачность потенциального барьера, $\rho_T(E)$ — плотность электронных состояний зонда, $\rho_S(r_0, E)$ — плотность электронных состояний образца в точке r_0 .

Таким образом, туннельный ток представляет собой свертку плотности состояний зонда и образца. В предположении, что плотность состояний вблизи уровня Ферми в металле зонда практически является постоянной величиной, выражение для тока приведенное выше можно записать в виде:

$$I(r_0, U) \approx \int_0^{eU} \rho_S(r_0, E) dE.$$

В этом случае зависимость туннельного тока от напряжения определяется, в основном, плотностью состояний в энергетическом спектре образца. На практике величину $\rho_S(r_0, E)$ оценивают по величине производной туннельного тока по напряжению:

$$\rho_s(eU) \approx \frac{\partial I}{\partial U}.$$

Таким образом, туннельная вольт-амперная характеристика отражает число электронных состояний и их распределение в энергетическом спектре образца.

На рисунке 10 представлены спектры туннельной спектроскопии, расчетные данные плотности электронных состояний методом

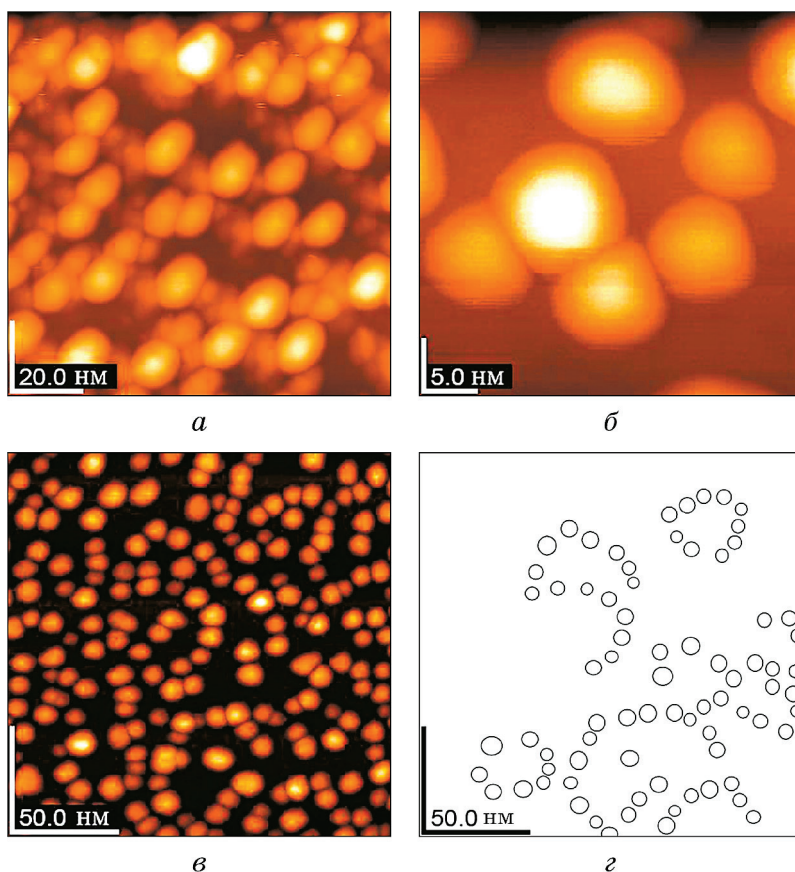


Рис. 9. Кластерно-линейные структуры меди на поверхности (0001) InSe: *а* — сферические кластеры, *б* — частичное преобразование сферического кластера в кубический, *в* — характерный фрагмент поверхности, *з* — реконструкция линий изображения из сферических кластеров (*в*).

Fig. 9. Cluster-linear structures of copper on the (0001) InSe surface: *a* — spherical clusters, *б* — partial transformation of a spherical cluster to cubic one, *в* — characteristic surface fragment, *з* — reconstruction of lines from the image spherical clusters (*в*).

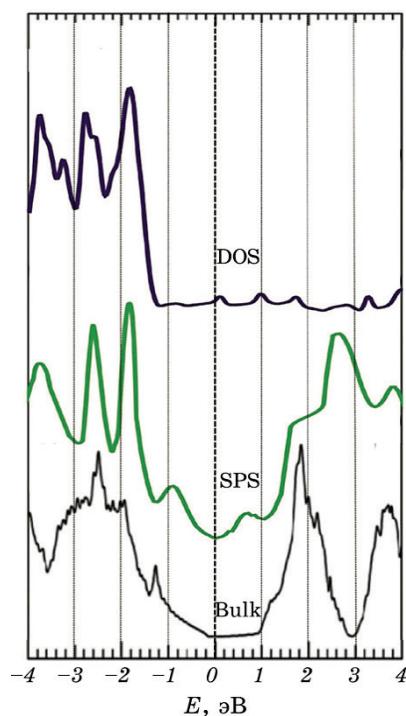


Рис. 10. Полная плотность электронных состояний нанослоев и массивного золота: DOS — квантовомеханические расчеты 1 монослоя (МС) золота, SPS — туннельная спектроскопия 1 МС золота, УФС — массивного куска золота.

Fig. 10. Total density of electronic states of nanolayers and solid gold: DOS—quantum-mechanical calculations of 1 monolayer (ML) of gold, SPS—tunnelling spectroscopy of 1 ML of gold, XPS—massive piece of gold (XPS—X-ray photoelectron spectroscopy).

теории функционала плотности (ТФП, пакет Wien2k), а также данные УФС (ультрафиолетовой фотоэлектронной спектроскопии) монослоев золота на поверхности кремния.

Сравнительный анализ данных о плотностях электронных состояний занятой и свободной части валентной полосы показывает хорошее согласование приведенных результатов, полученных вышеуказанными методами. Наблюдаются более существенные различия в кривых плотности электронных состояний массивного образца и монослоя золота. При этом в области занятых состояний от $-4,0$ до приблизительно $-1,0$ эВ для монослоя видно четкое совпадение пиков на экспериментальной кривой и на кривой, полученной методом ТФП.

8. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Ширина запрещенной зоны атомарно чистой поверхности монокристалла InSe (0001), измеренная методом туннельной спектроскопии, демонстрирует отклонение $\sim 0,2$ эВ от других методов ($\sim 1,4$ эВ против $\sim 1,2$ эВ) измерений. При низких температурах наблюдается интенсивное образование поверхностных энергетических уровней Шокли.

Исследован механизм формирования нанорельефа меди и золота, осажденных на ван-дер-ваальсовых поверхностях полупроводниковых монокристаллов. Вакуумное термическое нанесение Cu и Au (без охлаждения образца и инертных газов) на поверхность монокристалла InSe (0001) при одних и тех же условиях нанесения демонстрирует различные механизмы осаждения из атомарной металлической газовой фазы. Для меди характерен мономодальный разброс размеров кластеров, в то время как для золота формируются чешуйчатые монослойные структуры. Установлено малое влияние поверхности интерфейса на геометрию и симметрию образующихся наноструктур меди и золота. Процессы образования наноструктур меди и золота при указанных условиях описываются смешанным механизмом роста.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА—REFERENCES

1. H. Liu, Y. F. Zhang, D. Y. Wang, M. H. Pan, J. F. Jia, and Q. K. Xue, *Surf. Sci.*, **571**: 5 (2004).
2. E. Bauer, *Z. Kristallogr.*, **110**: 372 (1958).
3. A. R. Smith, K.-J. Chao, Q. Niu, and C.-K. Shih, *Science*, **273**: 226 (1996).
4. D. A. Evans, M. Alonso, R. Cimino, and K. Horn, *Phys. Rev. Lett.*, **70**: 3483 (1993).
5. Z. Y. Zhang, Q. Niu, and C.-K. Shih, *Phys. Rev. Lett.*, **80**: 5381 (1998).
6. G. Yang, Y. Zhou, H. Long, Y. Li, and Y. Yang, *Thin Solid Films*, **515**, Iss. 20–21: 7926 (2007).
7. M. Rai, A. Yadav, and A. Gade, *Biotech. Adv.*, **27**, Iss. 1: 76 (2009).
8. R. M. Tilaki, A. Irajizad, and S. M. Mahdavi, *Appl. Phys. A*, **84**, Iss. 1–2: 215 (2006).
9. G. Yang, D. Guan, W. Wang, W. Wu, and Z. Chen, *Opt. Mat.*, **25**, Iss. 4: 439 (2004).
10. H.-J. Lee, S.-Y. Yeo, and S.-H. Jeong, *J. Mat. Sci.*, **38**: 2199 (2003).
11. S. Lei, F. Wen, L. Ge, S. Najmaei, A. George, Y. Gong, W. Gao, Z. Jin, B. Li, J. Lou, J. Kono, R. Vajtai, P. Ajayan, and N. J. Halas, *Nano Lett.*, **15**: 3048 (2015).