

УДК 538.971

ПЛАЗМОН-УСИЛЕННАЯ БЛИЖНЕПОЛЬНАЯ ОПТИЧЕСКАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ НАНОСТРУКТУР

© К. В. Аникин¹, А. Г. Милёхин^{1,2}, М. Rahaman³, Т. А. Дуда¹,
И. А. Милёхин^{1,3}, Е. Е. Родякина^{1,2}, Р. Б. Васильев⁴,
V. M. Dzhagan^{5,6}, D. R. T. Zahn³, А. В. Латышев^{1,2}

¹Институт физики полупроводников им. А. В. Ржанова СО РАН,
630090, г. Новосибирск, просп. Академика Лаврентьева, 13

²Новосибирский государственный университет,
630090, г. Новосибирск, ул. Пирогова, 2

³Semiconductor Physics, Chemnitz University of Technology,
D-09107, Reichenhainer str. 70, Chemnitz, Germany

⁴Московский государственный университет им. М. В. Ломоносова,
119991, Москва, Ленинские горы, 1

⁵V. Ye. Lashkaryov Institute of Semiconductor Physics NAS of Ukraine
03028, pr. Nauki 41, Kyiv, Ukraine

⁶Taras Shevchenko National University of Kyiv,
01601, Volodymyrska str. 64, Kyiv, Ukraine
E-mail: kirill_anikin@list.ru

Проведён локальный спектральный анализ многокомпонентных полупроводниковых наноструктур, основанный на гигантском комбинационном рассеянии света (КРС) полупроводниковыми наноструктурами, расположенными на поверхности массива нанокластеров Au вблизи металлизированной иглы атомно-силового микроскопа. В зазоре между металлическими нанокластерами и иглой, где расположена полупроводниковая наноструктура, возникает сильное увеличение локального электрического поля («горячая точка»), и, как следствие, резко усиливается сигнал КРС. Достигнуто беспрецедентное усиление сигнала КРС двумерными (свыше 10^8 для MoS₂) и нульмерными (10^6 для нанокристаллов CdSe) полупроводниковыми наноструктурами. Применение метода для картирования КРС многокомпонентной системы из MoS₂ и CdSe позволило идентифицировать составляющие компоненты с пространственным разрешением, существенно превышающим дифракционный предел.

Ключевые слова: гигантское комбинационное рассеяние света, наноструктуры, квантовые точки, двумерные структуры, плазмоны, фононы.

DOI: 10.15372/AUT20190511

Введение. Современные электроника и оптоэлектроника стремятся к уменьшению размеров используемых активных элементов [1]. При размерах элементов, сравнимых с длиной волны де Бройля электрона, значительную роль начинают играть эффекты квантового ограничения [2, 3]. Следствием квантово-размерного эффекта является возможность формирования материала с заданными электронными свойствами. В этой связи особый интерес вызывает изучение свойств низкоразмерных полупроводниковых структур. Например, при изменении диаметра нульмерных наноструктур, таких как нанокристаллы (НК) CdSe, в диапазоне от 1 до 10 нм энергия запрещённой зоны непрерывно меняется и перекрывает весь оптический спектральный диапазон [4]. Благодаря этому нанокристаллы CdSe обладают большим потенциалом в качестве оптических излучателей в электронике, оптических маркеров в биологии и медицине [5, 6]. Более того, разработки в области оптических компьютеров движутся в направлении использования одиночных нанокристаллов

для создания источников сигнала в оптических процессорах [7]. Двумерные структуры, такие как плёнки MoS_2 толщиной в несколько монослоёв, представляются перспективными для фотовольтаики и фотокатализа [8, 9], а также в качестве запирающего слоя в транзисторах [10]. Вследствие квантово-размерного эффекта монослой MoS_2 становится прямозонным и демонстрирует значительное увеличение интенсивности люминесценции по сравнению с непрямозонным объёмным материалом, что делает его привлекательным для использования в оптоэлектронике [11].

Отметим, что для разработки реальных устройств нанoeлектроники часто требуется применять многокомпонентные системы из нескольких материалов для обеспечения, например, электрических и оптических свойств, отличных от характеристик однокомпонентных систем.

Технологический прогресс в области нанотехнологий позволяет уже сейчас использовать наноразмерные элементы. При этом становится принципиальным решение задачи контроля параметров получаемых наноструктур, включая структурные параметры (размер, форму, пространственное расположение, фазовый состав), химический состав, степень легирования, механические напряжения и другое, и определения их оптических свойств. Следует отметить, что применяемые в данном случае стандартные методы колебательной спектроскопии — ИК-спектроскопия и КРС (комбинационное рассеяние света) — ограничены пространственным разрешением порядка 0,5 мкм даже при использовании конфокального микроскопа. В связи с этим в последнее время интенсивно развивается комбинированный метод нано-КРС, или КРС, усиленного металлизированным остриём зонда атомно-силового микроскопа (АСМ) (Tip Enhanced Raman Spectroscopy (TERS)), объединяющий в себе высокое пространственное разрешение АСМ и аналитические возможности КРС. Данный метод, впервые продемонстрированный в [12], основан на эффекте локального усиления электромагнитного поля (E) вблизи металлизированного острия зонда АСМ, что приводит к увеличению сигнала КРС от наноразмерной области образца, находящейся в непосредственной близости к острию. Коэффициент усиления сигнала нано-КРС пропорционален E^4 и достигает величины 10^7 для ряда органических образцов, а пространственное разрешение метода составляет порядка 10 нм [13, 14]. Механизмы, приводящие к увеличению локального электрического поля, связаны с возбуждением волн электронной плотности на поверхности кантилевера, так называемых локализованных поверхностных плазмонов. В настоящее время принято считать, что за эффективность усиления сигнала нано-КРС ответственны два механизма [15]: локальный поверхностный плазмонный резонанс (ЛППР) и эффект светящегося острия. Для обоих эффектов определяющими параметрами являются форма и материал острия иглы АСМ. В большинстве случаев в качестве материала используют золото или серебро, поскольку они обладают большой отрицательной диэлектрической проницаемостью в видимой области спектра [16, 17]. При этом существующие в настоящий момент методы изготовления металлизированных кантилеверов для нано-КРС обладают слабой воспроизводимостью, а величина усиления сигнала нано-КРС все ещё недостаточна для детального анализа фонов спектра одиночных наноструктур, включая нанокристаллы CdSe .

Одним из способов увеличения локального поля и соответственно сигнала нано-КРС является использование плазмонных подложек в режиме щелевого плазмона (gap-mode) [18, 19], когда исследуемый объект находится в зазоре между кантилевером и металлической (Au) подложкой, в области сильной пространственной локализации электромагнитного поля (в так называемой горячей точке).

В данной работе сообщается о наблюдении нано-КРС фонами многокомпонентной полупроводниковой наноструктуры, включающей монослой MoS_2 и нанокристаллы CdSe , нанесённые на наноструктурированную подложку, состоящую из массива золотых нано-

кластеров. Нанокластеры золота обладают собственным ЛППР, и взаимодействие этого резонанса с ЛППР металлизированного кантилевера приводит к дополнительному усилению локального поля по сравнению с гладкой золотой подложкой [20, 21]. При этом длина волны возбуждения выбрана таким образом, чтобы соответствовать энергии щелевого плазмона, что влечёт за собой возникновение резонансного КРС и дополнительное усиление сигнала нано-КРС. В результате появляется возможность одновременно изучать свойства наноструктур, входящих в состав многокомпонентной системы, определять оптические свойства такой системы и исследовать взаимное влияние компонент.

Экспериментальная часть. Периодические массивы нанокластеров Au на подложках (001)Si с естественным оксидом кремния были изготовлены с помощью электронно-лучевой литографии (Raith-150, Германия) по 130-нанометровой плёнке фоторезиста (полиметилметакрилата), нанесённой методом центрифугирования. Для изготовления плазмонных структур методом вакуумного испарения на нанопрофилированный положительный фоторезист наносилась плёнка Au 40 нм с подслоем Ti 5 нм для лучшей адгезии. Окончательно фоторезист снимался в диметилформамиде по технологии «взрыва», приводя к формированию массивов нанокластеров Au. В результате были изготовлены плазмонные подложки с массивом нанокластеров Au различного диаметра (30–150 нм) и периодом 150 нм. СЭМ-изображения массивов нанокластеров Au были получены с использованием системы Raith-150 при ускоряющем напряжении 10 кВ, диафрагме 30 мкм и рабочем расстоянии 6 мм.

Монослой НК CdSe формировался на наноструктурированной подложке методом Ленгмюра — Блоджетт (ЛБ), описанным в [22]. Предварительно синтезированные коллоидные нанокристаллы CdSe диаметром 5,2 нм смешивались с бегеновой кислотой и наносились методом ЛБ. После 20 циклов нанесения плёнок ЛБ органическая компонента образца удалялась после отжига при температуре 160 °С. В результате на подложке образовывался монослой нанокристаллов CdSe.

Монослой MoS₂ переносился на наноструктурированную металлическую подложку с нанокристаллами CdSe методом переноса [23]. В итоге была получена многокомпонентная система, представляющая собой монослой MoS₂, помещённый на слой нанокристаллов CdSe, равномерно распределённых на поверхности массива нанокластеров Au, сформированного, в свою очередь, на Si-подложке.

Коммерчески доступные кремниевые кантилеверы для работы в контактной моде АСМ (фирма TipsNano, Эстония) покрывались слоем золота методом термического напыления, как показано в [21]. Толщина плёнки золота, пересчитанная по массе напылённого металла, соответствовала толщине плёнки Au 150 нм. Изображения кантилеверов, полученные с помощью СЭМ, демонстрируют шероховатое покрытие, полностью закрывающее кремниевую основу, с единственным кластером Au размером 80–90 нм на острие кантилевера [21].

Для измерений нано-КРС применялась коммерческая комбинированная система XploRa/AIST-NT TERS (фирма Horiba Scientific, Япония) в конфигурации квазиобратного рассеяния в стандартных лабораторных условиях. Схема эксперимента представлена на рис. 1. Возбуждение и регистрация оптического сигнала осуществлялись через объектив с большим рабочим расстоянием (100×, 0,7 NA) в геометрии засветки сбоку под углом 65° относительно нормали к поверхности образца, в результате чего лазерное пятно на образце имело эллиптическую форму площадью около 1,7 мкм. Использовалось линейно поляризованное в плоскости падения возбуждающее лазерное излучение (*p*-поляризация) и детектировалось неполяризованное рассеянное излучение. Данная геометрия предпочтительна для эксперимента по нано-КРС, так как обеспечивает максимальное усиление электрического поля в зазоре между подложкой и кантилевером [24].

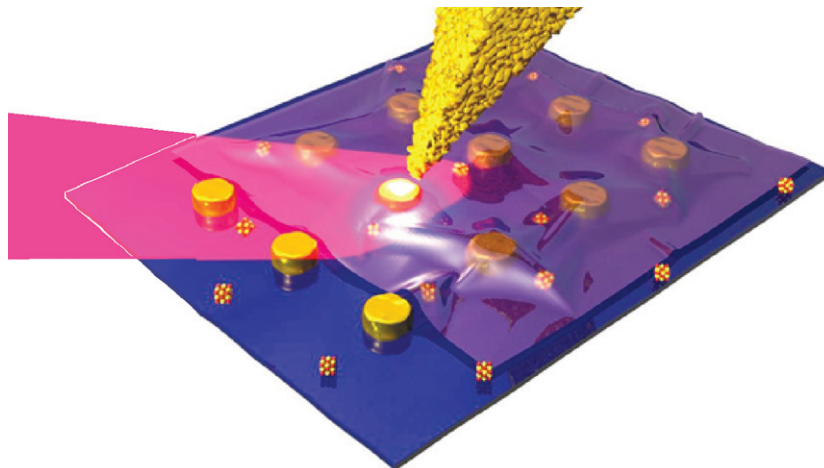


Рис. 1. Схема эксперимента, демонстрирующая взаимное расположение массива нанокластеров Au с нанесёнными нанокристаллами CdSe и монослоем MoS₂, металлизированной иглы атомно-силового микроскопа и направления падающего лазерного излучения

В эксперименте применялся твердотельный лазер с длиной волны 785,3 нм и мощностью на образце порядка 100 мкВт. Спектрометр, входящий в состав установки, оснащён дифракционной решёткой 600 шт/мм и ПЗС-детектором (EMCCD) с электронным усилением на чипе. Типичное время экспозиции составляло 0,4–0,5 с.

Результаты и их обсуждение. На рис. 2 показаны изображения одной и той же области образца, полученные с помощью АСМ (рис. 2, *a, b*) и СЭМ (рис. 2, *c*). Данные исследования подтверждают высокую упорядоченность массива нанокластеров Au и обозначают область расположения плёнки MoS₂ на поверхности наноструктурированной подложки. Можно видеть, что плёнка монослоя MoS₂ образует складки рядом с краями нанокластеров, формирование которых вызвано перепадом высоты в этой области образца. По изображениям, представленным на рис. 2, *a–c*, можно сделать вывод, что плёнка сульфида молибдена частично покрывает область образца. Нанокристаллы CdSe практически не видны на АСМ- и СЭМ-изображениях из-за их малого размера.

На рис. 2, *d* показана карта интенсивности сигнала нано-КРС от структуры на частотах оптических фононов НК CdSe и Se 170–240 см⁻¹ (зелёный цвет), совмещённая с картой интенсивности КРС той же области образца на частоте A_{1g} моды монослоя MoS₂ (синий цвет). Соответствующие спектры КРС-структур приведены на рис. 2, *e*. Как видно на рисунке, основное усиление сигнала КРС от НК CdSe и монослоя MoS₂ наблюдается от областей, где полупроводниковые структуры расположены на кластерах Au. При этом сигнал КР от области между нанокластерами Au слабее на несколько порядков независимо от типа полупроводникового покрытия. В области частот оптических фононов CdSe можно выделить два основных пика вблизи 187 и 230 см⁻¹. Пик при 187 см⁻¹ находится между значениями частот поперечных и продольных оптических фононов (ТО при 170 см⁻¹ и LO при 206 см⁻¹) CdSe и соответствует моде поверхностных оптических (SO-)фононов в CdSe, а пик с максимумом 230 см⁻¹ обусловлен колебательными модами в аморфном селене, который присутствует в растворе нанокристаллов, используемых для подготовки образцов, и может образовываться за счёт фотодеградации НК под воздействием лазерного излучения.

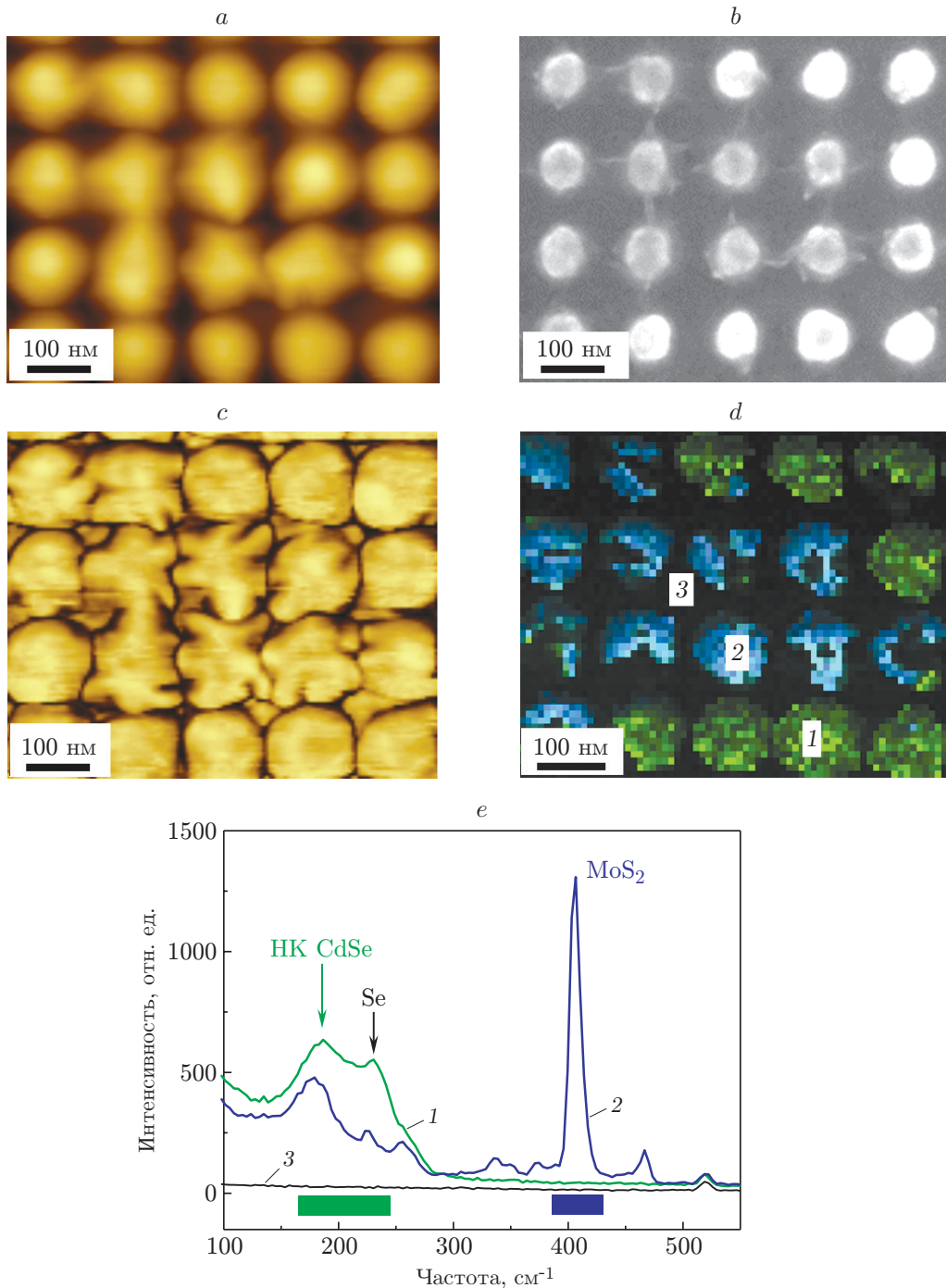


Рис. 2. АСМ-изображения: *a* — топография, *b* — фаза, *c* — СЭМ-изображение массива нанокластеров Au с нанесёнными НК CdSe и фрагментом монослоя MoS₂, *d* — карта интенсивности сигнала nano-KPC от НК CdSe на частотах оптических фононов CdSe и Se в диапазоне 170–240 см⁻¹ (зелёный цвет), совмещённая с картой интенсивности nano-KPC той же области образца на частоте моды A_{1g} монослоя MoS₂ (синий цвет), *e* — типичные спектры nano-KPC, записанные от разных областей: кривая 1 — от области с НК CdSe на массиве нанокластеров Au, 2 — от области с дополнительным монослоем MoS₂, 3 — от области между нанокластерами Au с нанесёнными нанокристаллами CdSe и монослоем MoS₂

Известно, что частоты мод SO-фононов в сферических НК, включая НК CdSe, хорошо описываются аналитическим выражением [25]

$$\omega_{\text{SO}} = \omega_{\text{TO}} \sqrt{\frac{(l+1)\varepsilon_m + l\varepsilon_0}{(l+1)\varepsilon_m + l\varepsilon_\infty}}, \quad (1)$$

где ε_∞ и ε_0 — высокочастотная и низкочастотная диэлектрические постоянные материала НК, ε_m — диэлектрическая проницаемость окружающей среды, ω_{TO} — частота ТО-фононов в НК, $l = 1, 2, \dots$ — квантовое число. Расчёт частоты фрëлиховской моды для НК CdSe ($l = 1$) при $\varepsilon_m = 1$ даёт завышенное значение (199 см^{-1}). Разница в частотах рассчитанного и экспериментального значений SO-фононов, вероятнее всего, обусловлена отличием величины эффективной диэлектрической проницаемости окружающей среды ε_m от единицы, что может быть вызвано наличием селена (Se) и остатков органической матрицы на поверхности нанокластеров Au. Соответствие рассчитанных согласно выражению (1) и определённых из эксперимента значений частот SO-фононов наблюдается при $\varepsilon_m = 3,6$. Учитывая большое значение диэлектрической проницаемости для селена ($\varepsilon_{\text{Se}} = 11$ при 689 нм) [16], полагаем, что именно его наличие на поверхности может приводить к столь значительному сдвигу SO-моды (до величины 187 см^{-1}). Изменение частоты SO-мод в НК CdSe от 175 до 200 см^{-1} в зависимости от свойств окружающей среды уже наблюдалось для НК CdSe, сформированных в различных матрицах (стекло, полимеры) разными методами [26–28].

Наиболее интенсивной особенностью в спектре КРС, связанной с монослоем MoS₂, является пик при 408 см^{-1} , который относится к A_{1g}-моду, связанной с колебаниями атомов серы перпендикулярно поверхности монослоя и преимущественно активной в спектрах резонансного КРС [29, 30].

Для оценки коэффициента усиления использовалось определение контраста и фактора усиления для нано-КРС [31]. Коэффициенты усиления сигнала КРС, рассчитанные по методике, представленной в [21], составляют величины свыше 10^8 для MoS₂ и около 10^6 для нанокристаллов CdSe. Значительные коэффициенты усиления сигнала при доминировании в спектрах моды A_{1g} свидетельствуют о реализации условий для нано-КРС, близких к резонансным. Что касается пространственного разрешения, то оно ограничено размером пикселя (около 6 нм). В [21] показано, что при уменьшении размера пикселя пространственное разрешение может достигать $2,3 \text{ нм}$.

Заключение. В данной работе продемонстрированы возможности метода нано-КРС для селективной идентификации полупроводниковых объектов с нанометровым пространственным разрешением. Достигнуто беспрецедентное усиление сигнала КРС двумерными (свыше 10^8 для MoS₂) и нульмерными (10^6 для нанокристаллов CdSe) полупроводниковыми наноструктурами. Метод позволяет изучать многокомпонентные полупроводниковые системы с пространственным разрешением, существенно превышающим дифракционный предел для длины волны возбуждающего лазера. Разработанная методика открывает перспективы для исследования и контроля оптических свойств наноразмерных полупроводниковых структур.

Финансирование. Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ, фонда Volkswagen, Российского фонда фундаментальных исследований и Немецкого научно-исследовательского сообщества (проекты № 18-02-00615_а и № 19-52-12041 ННИО_а).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Theis T. N., Philip Wong H.-S.** The end of Moore's law: a new beginning for information technology // *Comput. Sci. Eng.* 2017. **19**, Is. 2. P. 41–50.
2. **Yu P. Y., Cardona M.** *Fundamentals of Semiconductors*. Berlin — Heidelberg: Springer, 2010. 775 p.
3. **Alivisatos A. P.** Semiconductor clusters, nanocrystals, and quantum dots // *Sci.* 1996. **271**, Is. 5251. P. 933–937. DOI: 10.1126/science.271.5251.933.
4. **Bera D., Qian L., Tseng T.-K., Holloway P. H.** Quantum dots and their multimodal applications: A review // *Mater.* 2010. **3**, N 4. P. 2260–2345. DOI: 10.3390/ma3042260.
5. **Medintz I. L., Uyeda H. T., Goldman E. R., Mattoussi H.** Quantum dot bioconjugates for imaging, labelling and sensing // *Nature Mater.* 2005. **4**. P. 435–446. DOI: 10.1038/nmat1390.
6. **Bimberg D.** Quantum dot based nanophotonics and nanoelectronics // *Electron. Lett.* 2008. **44**, Is. 3. P. 168–171. DOI: 10.1049/el:20080074.
7. **Aharonovich I., Englund D., Toth M.** Solid-state single-photon emitters // *Nature Photon.* 2016. **10**. P. 631–641. DOI: 10.1038/nphoton.2016.186.
8. **Gourmelon E., Lignier O., Hadouda H. et al.** MS_2 ($M = \text{W}, \text{Mo}$) photosensitive thin films for solar cells // *Solar Energy Mater. Solar Cells.* 1997. **46**, Is. 2. P. 115–121. DOI: 10.1016/S0927-0248(96)00096-7.
9. **Ho W., Yu J. C., Lin J. et al.** Preparation and photocatalytic behavior of MoS_2 and WS_2 nanocluster sensitized TiO_2 // *Langmuir.* 2004. **20**, Is. 14. P. 5865–5869. DOI: 10.1021/la049838g.
10. **Radisavljevic B., Radenovic A., Brivio J. et al.** Single-layer MoS_2 transistors // *Nature Nanotechnol.* 2011. **6**. P. 147–150. DOI: 10.1038/nnano.2010.279.
11. **Splendiani A., Sun L., Zhang Y. et al.** Emerging photoluminescence in monolayer MoS_2 // *Nano Lett.* 2010. **10**, Is. 4. P. 1271–1275. DOI: 10.1021/nl903868w.
12. **Zenobi R., Stöckle R. M., Suh Y. D., Deckert V.** Nanoscale chemical analysis by tip-enhanced Raman spectroscopy // *Chem. Phys. Lett.* 2000. **318**, Is. 1–3. P. 131–136. DOI: 10.1016/S0009-2614(99)01451-7.
13. **Verma P.** Tip-enhanced Raman spectroscopy: Technique and recent advances // *Chem. Rev.* 2017. **117**, Is. 9. P. 6447–6466. DOI: 10.1021/acs.chemrev.6b00821.
14. **Stadler J., Schmid T., Zenobi R.** Developments in and practical guidelines for tip-enhanced Raman spectroscopy // *Nanoscale.* 2012. **4**, Is. 6. P. 1856–1870. DOI: 10.1039/c1nr11143d.
15. **Recent Developments in Plasmon-Supported Raman Spectroscopy** /Eds. K. Kneipp, Y. Ozaki, Zh.-Q. Tian. 2017. 512 p. Ch. 1. Nanoplasmonics Fundamentals and Surface-Enhanced Raman Scattering as a Physical Phenomenon /M. I. Stockman. P. 1–32.
16. **Handbook of Optical Constants of Solids** /Ed. E. D. Palik. Academic press, 1998. 999 p.
17. **Anikin K., Rodyakina E., Veber S. et al.** Localized surface plasmon resonance in gold nanoclusters arrays on opaque substrates // *Plasmonics.* 2019. P. 1–11. URL: <https://doi.org/10.1007/s11468-019-00949-2> (дата обращения: 16.08.2019).
18. **Hayazawa N., Ishitobi H., Taguchi A. et al.** Focused excitation of surface plasmon polaritons based on gap-mode in tip-enhanced spectroscopy // *Jap. Journ. Appl. Phys.* 2007. **46**, N 12. P. 7995–7999. DOI: 10.1143/JJAP.46.7995.
19. **Yang Z., Aizpurua J., Xu H.** Electromagnetic field enhancement in TERS configurations // *Journ. Raman Spectroscopy.* 2009. **40**, Is. 10. P. 1343–1348. DOI: 10.1002/jrs.2429.
20. **Rahaman M., Milekhin A. G., Mukherjee A. et al.** The role of a plasmonic substrate on the enhancement and spatial resolution of tip-enhanced Raman scattering // *Faraday Discussions.* 2019. **214**. P. 309–323. DOI: 10.1039/c8fd00142a.

21. **Milekhin A. G., Rahaman M., Rodyakina E. E. et al.** Giant gap-plasmon tip-enhanced Raman scattering of MoS₂ monolayers on Au nanocluster arrays // *Nanoscale*. 2018. **10**, Is. 6. P. 2755–2763. DOI: 10.1039/c7nr06640f.
22. **Sheremet E., Milekhin A. G., Rodriguez R. D. et al.** Surface- and tip-enhanced resonant Raman scattering from CdSe nanocrystals // *Phys. Chemistry Chem. Phys.* 2015. **17**, Is. 33. P. 21198–21203. DOI: 10.1039/c4cp05087h.
23. **Castellanos-Gomez A., Buscema M., Molenaar R. et al.** Deterministic transfer of two-dimensional materials by all-dry viscoelastic stamping // *2D Mater.* 2014. **1**, N 1. 011002. DOI: 10.1088/2053-1583/1/1/011002.
24. **Deckert-Gaudig T., Taguchi A., Kawata S., Deckert V.** Tip-enhanced Raman spectroscopy — from early developments to recent advances // *Chem. Soc. Rev.* 2017. **46**, Is. 13. P. 4077–4110. DOI: 10.1039/C7CS00209B.
25. **Ruppin R., Englman R.** Optical phonons of small crystals // *Rep. Progr. Phys.* 1970. **33**. P. 149–196. DOI: 10.1088/0034-4885/33/1/304.
26. **Hwang Y.-N., Park S.-H., Kim D.** Size-dependent surface phonon mode of CdSe quantum dots // *Phys. Rev. B*. 1999. **59**. P. 7285–7288. DOI: 10.1103/PhysRevB.59.7285.
27. **Wang L.-W., Zunger A.** Pseudopotential calculations of nanoscale CdSe quantum dots // *Phys. Rev. B*. 1996. **53**. P. 9579–9582. DOI: 10.1103/PhysRevB.53.9579.
28. **Dzhagan V. M., Valakh M. Y., Raevskaya A. E. et al.** Size effects on Raman spectra of small CdSe nanoparticles in polymer films // *Nanotechnol.* 2008. **19**, N 30. 305707. DOI: 10.1088/0957-4484/19/30/305707.
29. **Li H., Zhang Q., Yap Ch. Ch. R. et al.** From bulk to monolayer MoS₂: evolution of Raman scattering // *Adv. Functional Mater.* 2012. **22**, Is. 7. P. 1385–1390. DOI: 10.1002/adfm.201102111.
30. **Placidi M., Dimitrievska M., Izquierdo-Roca V. et al.** Multiwavelength excitation Raman scattering analysis of bulk and two-dimensional MoS₂: Vibrational properties of atomically thin MoS₂ layers // *2D Mater.* 2015. **2**, N 3. 035006. DOI: 10.1088/2053-1583/2/3/035006.
31. **Tip Enhancement** (Advances in Nano-Optics and Nano-Photonics) /Eds. S. Kawata, V. M. Shalaev. Elsevier Science, 2007. 338 p.

Поступила в редакцию 21.06.2019

После доработки 23.07.2019

Принята к публикации 07.08.2019
