

5. Selecting the coil core powder material for the output filter of a voltage source inverter / K. Bernacki, Z. Rymarski, L. Dyga // *Electronics Letters*. – 2017. – Vol. 53, № 15. – P. 1068-1069.
6. Степашкина, А.С. Влияние температуры на вольт-амперные характеристики композитных материалов, полученных на основе полипропиленовой матрицы и углеродных наполнителей, разной геометрической формы / А.С. Степашкина, А.Н.Алешин, П.П. Рымкевич // *Физика твердого тела*. – 2015. – №.14. – С. 814–818.
7. Марков В.А. Электропроводящие полимерные композиты с повышенным положительным температурным коэффициентом электрического сопротивления для саморегулирующихся нагревателей. – М., 2014. – 120 с.
8. Электропроводность полипропиленовых волокон с дисперсными углеродными наполнителями / О.А. Москалюк [и др.] // *Физика твердого тела*. – 2012. – Т.54. – С.1994–1998.
9. Алдошин, С.М. Полимерные нанокомпозиты – новое поколение полимерных материалов с повышенными эксплуатационными характеристиками / С.М. Алдошин, Э.Р. Бадамшина, Е.Н. Каблов // *Сб. трудов. Междунар. форума по нанотехнологиям "Rusnanotech 08"*. Т. 1. – М.: РОСНАНО, 2008. – С. 385–386.
10. Тарасевич, Ю.Ю. Перколяция: теория, приложения, алгоритмы. – 2012. – 112 с.
11. Бузмакова, М.М. Компьютерное моделирование континуальной перколяции сфер и эллипсоидов с проницаемыми оболочками: 2013. – С. 168.
12. Newman, M.E.J., Ziff, R.M. / A fast Monte Carlo algorithm for site or bond percolation // *Physical Review E*. – 2000. – No. 64. – P. 016706.
13. Mertens, S., Moore, C. / Continuum percolation thresholds in two dimensions // *Physical Review E*. – 2012. – No. 86. – P. 061109.
14. Asikainen, J., Ala-Nissila, T. / Percolation and spatial correlations in a twodimensional continuum deposition model // *Physical Review E*. – 2000. – No. 61. – P. 5002.
15. Томилин, О.Б. Механизм полевой эмиссии электронов в одностенных углеродных нанотрубках / О.Б. Томилин, Е.В. Родионова, Е.А. Родин // *Журн. физ. химии*. – 2020. – Т. 94, № 8. – С. 1242–1247.
16. Спеченные материалы для электротехники и электроники: справочник / Г. Гнесин [и др.] – М.: Металлургия, 1981. – 344 с.
17. Capus, J.M. PM soft magnetic gaining ground / J.M. Capus // *Metal powder report*. – 1998. – Vol. 53, № 9. – P. 22–23.
18. Вечер, А.К. Магнитные и электрические свойства композиционных материалов, состоящих из микрочастиц железа, разделенных наноразмерными оксидными слоями: диссерт. канд. физ.-мат.наук: 01.04.07 / А.К. Вечер – Минск, 2020. – 103 л.

ЭФФЕКТ ХОЛЛА В ПОРИСТОМ ОКСИДЕ КРЕМНИЯ НА КРЕМНИИ, ЗАПОЛНЕННОМ МЕДЬЮ И НИКЕЛЕМ

С. Е. Демьянов¹, А. В. Петров¹, В. Ч. Круплевич²

¹⁾ ГО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению», ул. П.Бровки, 19, 220072 Минск, Беларусь,
e-mail: petrov@physics.by

²⁾ Белорусский государственный аграрный технический университет,
пр. Независимости, 99, 220023 Минск, Беларусь, e-mail: P16209@gmail.com

Проанализированы температурные и магнитополевые зависимости эффекта Холла в диапазоне температур 20–300 К в магнитных полях до 10 Тл в системах Si/SiO₂ с магнитными (Ni) и немагнитными (Cu) металлами в порах диоксида кремния. Показано, что $V_H(T)$ в системе Si/SiO₂(Cu, Ni) носит сложный характер вплоть до инверсии знака V_H , что является следствием наличия различных механизмов электро-транспорта. Дано обоснование различия зависимостей $V_H(T)$ для различных метал-

лов. Показано, что при низких температурах в системах с ферромагнитным металлом присутствует аномальный вклад в ЭДС Холла.

Ключевые слова: наноразмерные структуры; процессы электропереноса; эффект Холла; локализованные состояния.

HALL EFFECT IN POROUS SILICON OXIDE ON SILICON, FILLED WITH COPPER AND NICKEL

S. E. Demyanov¹, A. V. Petrov¹, V. Ch. Kruplevich²

¹⁾ *Scientific-Practical Materials Research Centre of the National Academy of Sciences of Belarus,
P. Brovka str. 19, 220072 Minsk, Belarus*

²⁾ *Belarusian State Agrarian Technical University, Nezavisimosti av. 99, 220023 Minsk, Belarus
Corresponding author: A. V. Petrov (petrov@physics.by)*

The temperature and magnetic field dependences of the Hall effect are analyzed in the temperature range 20–300 K in magnetic fields up to 10 T in Si/SiO₂ systems with magnetic (Ni) and nonmagnetic (Cu) metals in the pores of the silicon dioxide layer. It is shown that $V_H(T)$ in the Si/SiO₂(Cu, Ni) system has a complex character up to the inversion of the sign of V_H , which is a consequence of the presence of various mechanisms of electrotransport. The substantiation of the difference between the dependences $V_H(T)$ for various metals is given. It is shown that at low temperatures in systems with a ferromagnetic metal there is an anomalous contribution to the Hall electromotive force.

Key words: nanoscale structures; electrotransport processes; Hall effect; localized states.

ВВЕДЕНИЕ

В случае простых (однокомпонентных) материалов исследования эффекта Холла позволяют получить информацию о таких параметрах электронного транспорта, как подвижность и концентрация свободных носителей заряда. Однако, при изучении систем, содержащих несколько компонентов (композитов), получение подобных сведений – нетривиальная задача, так как требуется понимание процессов в каждом отдельном компоненте, и изменений, происходящих при их взаимодействии [1–3].

К таким объектам можно отнести наноструктуры Si/SiO₂(Cu, Ni), состоящие из пор в SiO₂, заполненных до границы с кремнием кластерами Cu, Ni [4–6]. Например, если в полупроводниковой подложке перенос заряда осуществляется по одному механизму, то вблизи границы Si/SiO₂, являющейся аналогом неупорядоченного материала, может иметь место механизм прыжкового переноса по локализованным состояниям [7]. Анализ процессов в системе Si/SiO₂(Cu, Ni) осложняется еще и за счет наличия в непосредственном контакте металлических кластеров, что может приводить к смешанной проводимости [8]. Это приводит к появлению на температурной зависимости холловского напряжения $V_H(T)$ экстремумов, а при разных типах носителей – к инверсии знака ЭДС Холла [9].

Известно, что при переносе заряда по нелокализованным состояниям проводимость соответствует модели Дэвиса-Мотта, согласно которой холловское поле может возникнуть лишь при прыжке носителя в направлении, перпендикулярном направлению тока и магнитного поля [10]. Поскольку такой двухузельный перескок носителя не дает вклад в ЭДС Холла, то его анализ в многокомпонентных структурах обычно

производится на основании теории случайного блуждания, индуцированного магнитным полем. В общем случае знак ЭДС Холла определяется фактором $(-1)^z$, где z – минимальное число узлов на замкнутом пути прыжков, и если z нечетное – знак ЭДС Холла отрицательный как для электронов, так и для дырок, а если четное – положительный. Хотя такое приближение зачастую позволяет интерпретировать экспериментальные данные, природа аномалии полностью нераскрыта. Следует отметить, что в целом эффект Холла в неупорядоченных системах изучен мало. Так, в работах [11, 12] на основе перколяционного приближения и теории случайного блуждания были получены выражения для холловской подвижности, которые в отличие от выражений, полученных в других работах, справедливы для всех плотностей состояний. Авторами предполагалось, что эффект Холла в прыжковом режиме в сущности является трехузельным феноменом (в 3-х-узельном приближении $z = 3$, соответственно, V_H должно иметь знак «–»). Согласно этим работам, при постоянной плотности состояний вблизи уровня Ферми холловская подвижность, как и проводимость, должна подчиняться закону $T^{-1/2}$, а в [10] показана возможность инверсии знака ЭДС Холла.

Таким образом, с целью устранения недостатка знаний о природе переноса заряда в многокомпонентных системах, содержащих границы раздела металл-полупроводник и металл-диэлектрик, в данной работе исследовался эффект Холла в наноструктурах n -Si/SiO₂(Cu, Ni) в диапазоне температур 20–300 К и магнитных полей до 10 Тл.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Для формирования структур Si/SiO₂(Cu, Ni) была применена технология треков быстрых тяжелых ионов [13]. На первом этапе она включает в себя создание узких протяженных областей радиационного повреждения (латентных треков) в диэлектрическом слое SiO₂ на поверхности Si при облучении ионами высоких энергий. Последующее травление латентных треков приводит к образованию в диэлектрическом слое стохастически распределенных нанопор, форма и размеры которых задаются выбором параметров облучения и режимов травления [14].

В качестве подложек для создания структур использовались промышленно выпускаемые пластины монокристаллического кремния марки КЭФ-4,5 (электронный тип проводимости, легирование фосфором с концентрацией донорной примеси $N_D = 9 \times 10^{14} \text{ см}^{-3}$, сопротивление $4,5 \text{ Ом} \cdot \text{см}^{-1}$) ориентацией (100), выращенные методом Чохральского. Слой SiO₂ на поверхности n -Si создавался путем термического (пирогенного) окисления. Такой способ получения оксида кремния на кремнии позволил создать слой SiO₂ толщиной $1,0 \pm 0,1 \text{ мкм}$, имеющий аморфную структуру.

Создание латентных ионных треков в слое оксида кремния при облучении ионами высоких энергий проводилось в Центре им. Гельмгольца по облучению материалов тяжелыми ионами (GSI, Дармштадт, Германия). Слой оксида кремния в структуре n -Si/SiO₂ подвергался воздействию ионов $^{197}\text{Au}^{26+}$ с энергией 350 МэВ и флюенсом $5 \times 10^8 - 10^9 \text{ см}^{-2}$. Разброс энергий облучающего пучка ионов не превышал 1 % по площади мишени, плотность пор составила $7,2 \times 10^8 \text{ см}^{-2}$. Последующая обработка латентных треков в плавиковой кислоте HF при комнатной температуре приводила к формированию в слое SiO₂ пор в виде усеченных конусов. Процедура получения пористой матрицы SiO₂/Si подробно описана в наших предыдущих публикациях [15, 16].

Заполнение металлами пористой матрицы «оксид кремния на кремнии» проводилось методом электрохимического осаждения, характеризующимся высоким уровнем контроля процесса, включающим варьирование таких параметров, как толщина слоя и размеры кластера осаждаемого металла посредством изменения потенциала электрода и времени осаждения. Для электрохимического осаждения Cu в нанопоры применялся электролит на основе борной кислоты (0,5 моль/л H_3BO_3) и раствора, содержащего сульфат меди (0,01 моль/л CuSO_4), используемого в качестве источника катионов. Применение таких электролитов способствовало максимальной скорости процесса, а потенциал осаждения минус 0,5 В приводил к выходу меди по току $97 \pm 3\%$ [4]. При осаждении в течение 22 сек протекший через электрохимическую ячейку заряд составил 21 ± 2 мкКл/см², что по расчетам должно соответствовать полному заполнению пор. Электроосаждение никеля в протравленные треки слоя SiO_2 осуществлялось из электролита на основе борной кислоты (0,5 моль/л H_3BO_3) и сульфата никеля (0,5 моль/л NiSO_4) при потенциале осаждения минус 1 В, что приводило к выходу по току осаждаемого металла в $93 \pm 3\%$ [4]. За время осаждения (25 с) заряд, протекший через электрохимическую ячейку, составил 19 ± 2 мкКл/см², что по расчетам соответствует полному заполнению пор. По данным СЭМ изображения средний размер отдельного кристаллита, входящего в состав агломератов меди и цинка, составил 30–50 нм [6, 17].

Для изучения эффекта Холла подготавливались образцы $\text{Si/SiO}_2(\text{Cu, Ni})$ прямоугольной формы размером 10×3 мм². На их поверхность со стороны SiO_2 (Металл) посредством ультразвуковой пайки индием наносились токовые и холловские контактные площадки размером ~ 1 мм², к которым подводились медные электроды (рис. 1).

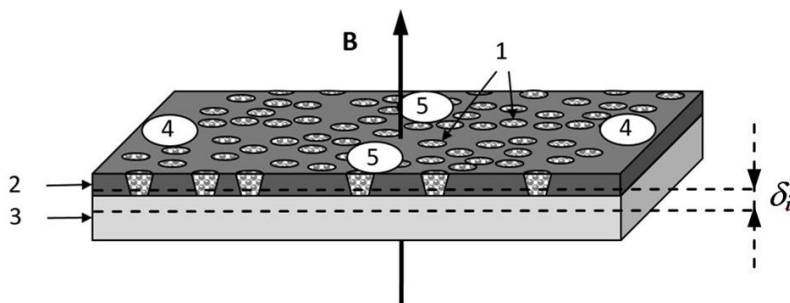


Рисунок 1. Схема структуры $\text{Si/SiO}_2(\text{Cu, Ni})$ с контактами для измерения эффекта Холла: 1 – металл в порах; 2 – слой оксида кремния; 3 – подложка кремния; 4 – токовые электроды; 5 – холловские контакты. δ_i – канал переноса заряда в низкотемпературном интервале

Такой способ контактирования обеспечивал механически прочный и омический контакт с образцом даже в условиях термоциклирования в широком интервале температур. Исследования проводилось на резистивной вставке универсальной измерительной системы «Liquid Helium Free High Field Measurement System» фирмы «Cryogenic Ltd» в магнитных полях до 10 Тл, ориентированных перпендикулярно поверхности структуры и, соответственно, направлению тока при температурах 20–300 К. Измерения выполнялись, как в режиме непрерывного охлаждения со скоростью 1 К/мин, так и при фиксированных температурах, термостатирование на каж-

дой из которых продолжалось в течение получаса. Чтобы исключить влияние термо-ЭДС, поперечного эффекта Нернста, эффекта Риги-Ледюка, а также напряжения, возникающего за счет неортогонального расположения холловских и токовых контактов, проводилась коммутация как направления тока, так и магнитного поля, с последующим выделением сигнала холловского напряжения V_H .

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 2 представлены температурные зависимости холловского напряжения для систем с порами, заполненными медью и никелем в интервале температур 20–300 К и магнитных полях до 10 Тл.

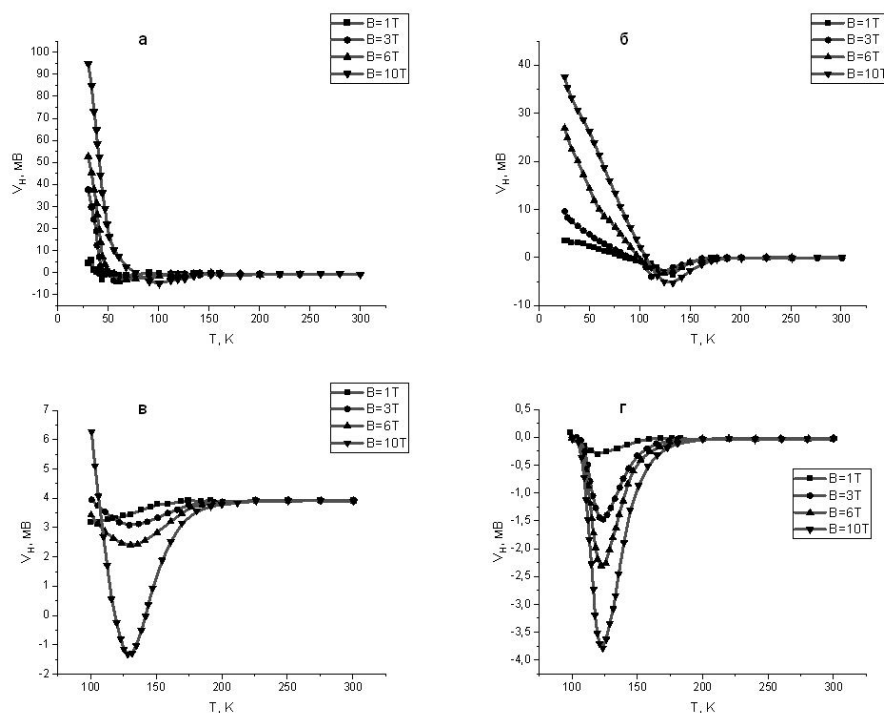


Рисунок 2. Зависимость холловского напряжения V_H от температуры T структуры $\text{Si}/\text{SiO}_2(\text{Cu}, \text{Ni})$: а, в – с медными кластерами; б, г – с никелевыми; в интервалах температур: 25–300 К (а, б), 100–300 К (в, г)

Из рисунков следует, что температурные зависимости качественно идентичны для структур с медью и никелем во всем интервале температур и магнитных полей. ЭДС Холла начиная от комнатных температур имеют слабо выраженные отрицательные значения и экспоненциально растут вплоть до достижения экстремума при $T \sim 125$ К, после чего V_H изменяет знак на положительный и возрастает в области низких температур.

Как было установлено нами ранее при изучении температурных зависимостей магнитосопротивления структур $\text{Si}/\text{SiO}_2(\text{Cu}, \text{Ni})$ [5, 18], в «высокотемпературной» области основной вклад в проводимость вносят электроны, находящиеся на верхних энергетических уровнях зоны проводимости Si с их надбарьерной эмиссией в метал-

лические кластеры в порах. При этом основными носителями заряда, как для кремния n -типа, так и для металлов, являются электроны, что и обуславливает отрицательный знак холловского напряжения. Понижение температуры сопровождается переходом электронов в полупроводниковой подложке на более низкие энергетические уровни, что в целом приводит к экспоненциальному уменьшению концентрации носителей заряда n . С учетом того, что ЭДС Холла обратно пропорциональна n :

$$V_H = \frac{jBd}{en}, \quad (1)$$

где j – плотность тока; d – ширина образца; B – индукция магнитного поля [19], имеет место экспоненциальный рост V_H , вплоть до 125 К (рис. 2, *в* и 2, *з*). Наличие экстремума при $T \sim 125$ К свидетельствует о конкуренции двух механизмов электропереноса в этой области. При понижении температуры увеличивается ширина запрещенной зоны кремния с постепенным его исключением из процесса переноса заряда. В этот процесс вовлекается граница Si/SiO₂, содержащая структурные несовершенства, находясь вблизи которых электроны оказываются локализованными в ловушках [20, 21]. Перенос заряда по локализованным состояниям представляет собой прыжки электронов с переменной длиной, происходящий в области δ_i вблизи границы Si/SiO₂ (рис. 1). Качественно это можно объяснить в рамках зонной структуры, где предполагается наличие в запрещенной зоне единой примесной зоны (W_{np}), обусловленной структурными несовершенствами в Si подложке и находящимися в контакте с полупроводником металлическими кластерами. Проводимость при $T < 125$ К определяется дырками в валентной зоне, поскольку подвижность дырок значительно превышает подвижность электронов в зоне W_{np} . Расчеты, проведенные в [12], показывают, что ЭДС Холла должно расти экспоненциально, адекватно увеличению длины прыжка носителей заряда. Если с кластерами меди ситуация достаточно понятна, т.к. в них отсутствует магнитосопротивление [5], то в структурах с никелем зависимость $V_H(T)$ в низкотемпературном интервале не является экспонентой. Это связано с ферромагнитной природой металла и дополнительным рассеянием на магнитных рассеивающих центрах [22]. Холловское напряжение, связанное с магнитными свойствами материала, имеет вид:

$$V_H = \frac{(R_0 B + R_S M) I}{t}, \quad (2)$$

где M – намагниченность, t – толщина образца, R_0 и R_S – нормальная и спонтанная постоянные Холла, соответственно.

В этом случае в ЭДС Холла к значению, соответствующему нормальному эффекту Холла, добавляется вклад, пропорциональный намагниченности материала, называемый аномальным эффектом Холла. Аномальный эффект определяется дополнительным рассеянием на магнитных центрах [23], а результирующая спонтанная намагниченность связана со снятием вырождения по спину вследствие обменного взаимодействия [24]. Поэтому преобладают носители тока с определенной ориентацией спина, т.е. поляризованные по спину. Это приводит к их движению в направлении, перпендикулярном протеканию тока, причем заряды с различной спиновой поляризацией движутся в противоположных направлениях [25]. Поскольку возможны несколько типов механизмов отклонения носителей тока (рис. 3), необходимо сделать их более детальный анализ.

1. Собственный механизм отклонения носителей (intrinsic deflection). Спин-орбитальное взаимодействие носителей с периодическим полем ферромагнитного материала приводит к возникновению компоненты их скорости, перпендикулярной приложенному внешнему электрическому полю (рис. 3, а). Расчеты показывают, что коэффициент аномального эффекта Холла R_S пропорционален квадрату электросопротивления, а сам механизм связан только с зонной структурой материала и, в силу этого, не зависит от особенностей рассеяния носителей тока.

2. Угловое рассеяние носителей (skew scattering) – это асимметричное рассеяние носителей на примесях в материале вследствие спин-орбитального взаимодействия между электронами и магнитными рассеивающими центрами (рис. 3, б) [23]. Величина вклада от такого рассеяния зависит от типа рассеивающего потенциала, а коэффициент R_S пропорционален сопротивлению.

3. Боковое рассеяние (side-jump scattering). Для данного механизма смещение траектории носителей происходит из-за рассеяния на примеси, но направление траектории сохраняется (рис. 3, в). В этом случае коэффициент аномального эффекта Холла пропорционален квадрату сопротивления [26].

В общем случае коэффициент аномального эффекта Холла связан с сопротивлением структуры соотношением:

$$R_S = cR^f, \quad (3)$$

где c – константа, а показатель степени f зависит от механизма рассеяния носителей заряда. Обычно при анализе значение f принимается равным 1 или 2 [27].

Немногочисленные исследования ферромагнитных наноструктур, например [25], показали, что R_S зависит от электросопротивления системы в целом – его увеличение приводит к значительному возрастанию аномального эффекта Холла. В случае структуры Si/SiO₂ (Ni) повышение R_S связано с тем, что проходя через поры, заполненные металлом, длина свободного пробега электронов существенно уменьшается за счет размерного эффекта при рассеянии на нанокластерах Ni. Учитывая, что при низких температурах в зоне проводимости протекают основные носители (дырки), а в примесной зоне – неосновные (электроны), введение магнитного поля к уменьшению величины холловского напряжения в структурах с Ni за счет снижения концентрации дырок при постоянном количестве электронов. Это и обуславливает различие в поведении низкотемпературной части зависимостей $V_H(T)$ для структур с магнитным (Ni) и немагнитным (Cu) металлами (рис. 2, а и 2, б). Доминирование аномального вклада в эффект Холла в ферромагнитных материалах предполагает, что зави-

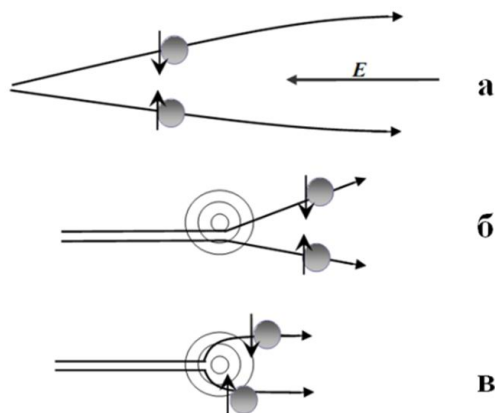


Рисунок 3. Иллюстрация механизмов рассеяния носителей, приводящих к возникновению аномального эффекта Холла:

- а – собственное отклонение носителей;
- б – угловое рассеяние носителей,
- в – боковое рассеяние носителей [23]

симость $V(H)$ в сильных полях должна выходить на насыщение [28, 29]. Приведенные на рис. 4, б полевые зависимости свидетельствуют об обратном – в области низких температур V_H является растущей функцией магнитного поля, хотя это должно было проявляться только для структур с кластерами меди (рис. 4, а). Учитывая, что положение дна зоны проводимости E_c зависит от магнитного поля, то его повышение сопровождается уменьшением концентрации электронов и подавлением хвостов плотности состояний Ni в порах [30]. Так как расстояние между порами не является константой, то волновые функции кластеров в порах имеют разную степень перекрытия. При увеличении B происходит нарушение перекрытия волновых функций при меньших расстояниях между порами, поэтому увеличение V_H связано с тем, что из-за стохастического характера распределения пор и их высокой плотности всегда существуют такие, волновые функции которых будут перекрываться.

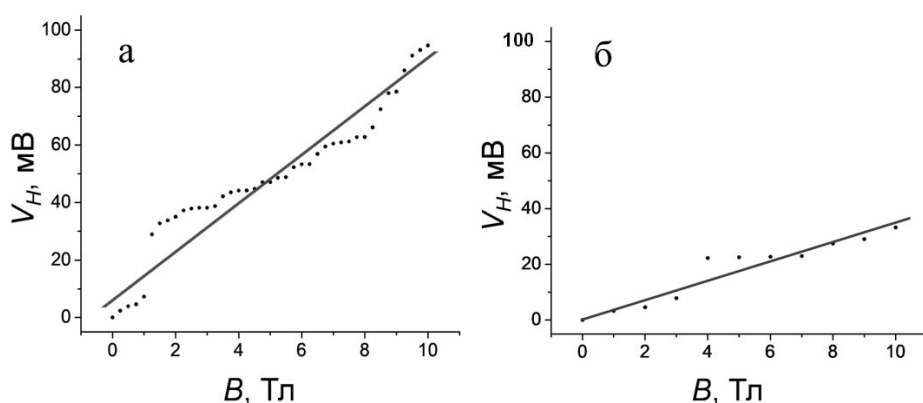


Рисунок 4. Зависимость холловского напряжения от магнитного поля структуры Si/SiO₂(Cu, Ni): а – с медными кластерами; б – с никелевыми кластерами при температуре 30 К

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Изучение эффекта Холла позволило выявить температурные интервалы существования различных механизмов переноса заряда в области 20–300 К, что дало возможность определить сложный характер $V_H(T)$ в системе Si/SiO₂(Cu, Ni). Отрицательный знак ЭДС Холла в «высокотемпературном» интервале характеризуется переносом заряда с электронным типом проводимости, а положительные значения холловского напряжения в области низких температур связаны с переносом по узкой области δ_i вблизи границы Si/SiO₂, в которой доминирующий вклад вносят дырки. При этом ЭДС Холла в структурах с медью растет экспоненциально, адекватно увеличению длины прыжка носителей заряда. В системах с никелем наблюдается отклонение $V_H(T)$ от экспоненциального закона, что объясняется наличием аномального вклада в ЭДС Холла ферромагнитного металла за счет дополнительного рассеяния носителей заряда. Отсутствие насыщения на зависимостях $V_H(H)$, характерного для систем с ферромагнитными включениями, объясняется тем, что благодаря стохастическому распределению пор и их высокой плотности, всегда существуют, по крайней мере две, волновые функции которых будут перекрываться.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЕ ССЫЛКИ

1. Karsenty, A. A comprehensive review of integrated Hall effects in macro-, micro-, nanoscales, and quantum devices / A.Karsenty // *Sensors*. - 2020. – Vol. 20. – P. 4163 (1-33)..
2. Girgin, A. Output offset in silicon Hall effect based magnetic field sensors / A.Girgin, T.C.Karakar // *Sens. Actuators A*. - 2019. – Vol. 288. – P. 177-181.
3. Sharon, Y. Towards a low current Hall effect sensor / Y.Sharon, B.Khachatryan, D.Cheskis // *Sens. Actuators A*. - 2018. – Vol. 279. - P. 278 – 283.
4. Electrochemical deposition of Ni and Cu onto monocrystalline n-Si(100) wafers and into nanopores in Si/SiO₂ template / Yu.A. Ivanova [et al.] // *J. Mat. Sci.* – 2007. – Vol. 42. – P. 9163 – 9169.
5. Positive magnetoresistive effect in Si/SiO₂(Cu/Ni) nanostructures / S.Demyanov [et al.] // *Sens. Actuators A*. - 2014. – Vol. 216. – P. 64-68.
6. Growth mechanisms of spatially separated copper dendrites in pores of a SiO₂ template / E.Kaniukov [et al.] // *Phil. Mag.* – 2017. – Vol. 97. – P. 2268–2283.
7. Мотт Н., Электронные процессы в некристаллических веществах / Н.Мотт, Э.Дэвис. – М.: Мир, 1982. – Т.1. – 386 с.
8. Ivanov-Omskii, V.I. Transport anomalies in Cd_xHg_{1-x}Te / V.I. Ivanov-Omskii, N.N. Berchenko, A.I. Elizarov // *Phys. Stat. Sol.* – 1987. – Vol.103. – P.11-28.
9. Шкловский, Б.И. Электронные свойства легированных полупроводников / Б.И. Шкловский, А.Л. Эфрос. - М.: Наука, 1982. – 416 с.
10. Нагельс П. Электронные процессы переноса в аморфных полупроводниках. В кн.: Аморфные полупроводники / под ред. М.Бродски. - М.: Мир, 1982. – С. 146 – 200.
11. The hopping Hall mobility – A percolation approach / M.Gruenewald [et al.] // *Sol. St. Commun.* – 1981. – Vol. 38. – 1011-1014.
12. Movaghar, B. The Hall mobility in hopping / B. Movaghar, B. Pohlmann, D. Wurtz // *J. Phys. C: Solid State Phys.* – 1981. – Vol. 14. - P. 5127 – 5138.
13. Ion irradiation of polymers: Fundamentals and applications / Ed. by D. Fink. - Heidelberg: Springer Series in Materials Science, 2004. – Vol. 63. - 406 p.
14. TEMPOS structures with gold nanoclusters / D.Sinha [et al.] // *Radiation Effects and Defects in Solids*. – 2004. – Vol.159. – P. 517 – 533.
15. Tunable nanoporous silicon oxide templates by swift heavy ion tracks technology / E.Yu. Kaniukov [et al.] // *Nanotechnology*. - 2016. – Vol. 27. – 115305 (1–13).
16. Express method of estimation of etched ion track parameters in silicon dioxide template / D.Yakimchuk [et al.] // *Physica Status Solidi*. - 2019. – Vol. 256. – P. 1800316 (1-7).
17. A simple way to control the filling degree of the SiO₂/Si template pores with nickel / D.Yakimchuk [et al.] // *Materials Today: Proceedings*. - 2019. – Vol. 7. – P. 860–865.
18. Radiation-resistant magnetic field sensors based on SiO₂(Ni)/Si structures / E.Kaniukov [et al.] // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B*. – 2019. - Vol. 460. – P. 209-211.
19. Карпов, В.Г. Влияние температурной зависимости крупномасштабного потенциального рельефа в полупроводниках / В.Г.Карпов // *Физика и техника полупроводников*. - 1981. - Т. 15, вып.2. – С. 217 – 223.
20. Nicollian, E.H., MOS Physics and Technology / E.H. Nicollian, J.R. Brews. - New York:Wiley, 2002. – 928 p.
21. Deal, B.E. Standardized terminology for oxide charges associated with thermally oxidized silicon / B.E. Deal // *IEEE Trans. Electron Devices*. – 1980. – Vol. 27. – P.606–611.
22. Signal asymmetries in the anomalous Hall effect of bilayer magnetic nanostructures / R.A.Griffiths [et al.] // *Appl. Phys. Lett.* – 2016. – Vol. 109 - P.132401 (1–7).
23. J.Sinova, A.H.MacDonald, Theory of spin-orbit effects in semiconductors / Ed. by T.Dietl, D.D.Awshalom, M.Kaminska, H.Ohno, *Semiconductors and Semimetals*. - Amsterdam: Academic Press, 2008. - P. 45–87.
24. Проводимость, магнитосопротивление и эффект Холла в гранулированных пленках Fe/SiO₂ / Б.А.Аронзон [и др.] // *ФТТ*. - 1999. – Т.41, № 6. - С. 944–950.
25. Аномальный эффект Холла гранулированных сплавов / А.В.Ведяев [и др.] // *ЖЭТФ*. - 1997. – Т.85, № 6. – С. 2198–2209.

26. Gittleman, J.L. Magnetic properties of granular nickel films / J.L. Gittleman, Y. Goldstein, S. Bozovski // Phys. Rev. B. – 1972. – Vol. 5. – 3609–3620.
27. Extraordinary Hall effect and giant magnetoresistance in the granular Co-Ag system / P. Xiong [et al.] // Phys. Rev. Lett. – 1992. – Vol. 69. – P. 3220 – 3223.
28. Pakhomov, A.B. Observation of giant Hall effect in granular magnetic films / A.B. Pakhomov, X. Yan, Y. Xu // J. Appl. Phys. – 1996. – Vol. 79. – P. 6140 – 6142.
29. Effect of annealing on the giant Hall effect / X.N. Jing [et al.] // Phys. Rev. B. – 1996. – Vol. 53. – P. 14032–14035.
30. Больных, И.К. Температурное и магнетополовое смещение длинноволнового края фотоэлектрических эффектов в HgCr_2Se_4 / И.К. Больных, Г.Н. Север // ФТТ. – 1995. – Т.37, № 2. – 570–573.

НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ДИОКСИДА ТИТАНА ДЛЯ ГЕТЕРОФАЗНЫХ ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКИ АКТИВНЫХ ПОКРЫТИЙ

М. А. Евсейчик¹, С. Е. Максимов², Л. С. Хорошко^{1,2}

¹⁾ *Белорусский государственный университет, пр. Независимости, 4, 220030 Минск, Беларусь, e-mail: m.yauseichyk@gmail.com*

²⁾ *Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники, ул. П. Бровки, 6, 220013 Минск, Беларусь, e-mail: khoroshko@bsu.by*

Наноструктурированные поверхности диоксида титана получены химическим и термическим окислением титановой фольги. Формирование фазы TiO_2 подтверждено результатами рентгеновского дифракционного анализа. Показана возможность формирования гетероструктуры $\text{TiO}_2/\text{g-C}_3\text{N}_4$ термическим испарением прекурсора меламин с различной толщиной слоя графитоподобного нитрида углерода, причем наноструктурирование поверхности титановой фольги способствует формированию более толстых покрытий. Обсуждается перспектива использования гетероструктур $\text{TiO}_2/\text{g-C}_3\text{N}_4$ для экологического катализа.

Ключевые слова: диоксид титана; графитоподобный нитрид углерода; наноструктурированная поверхность; полупроводниковые гетероструктуры.

NANOSTRUCTURING OF THE TITANIUM DIOXIDE SURFACE FOR HETEROPHASE PHOTOCATALYTIC ACTIVE COATINGS

M. A. Yauseichyk¹, S. E. Maksimov², L. S. Khoroshko^{1,2}

¹⁾ *Belarusian State University, Nezavisimosti av. 4, 220030 Minsk, Belarus,*

²⁾ *Belarusian State University Informatics and Radioelectronics, P. Browka Str. 4, 220013 Minsk, Belarus*

Corresponding author: M. A. Yauseichyk (m.yauseichyk@gmail.com)

Nanostructured titanium dioxide surfaces were obtained by chemical and thermal oxidation of titanium foil. The formation of the TiO_2 phase was confirmed by the results of X-ray diffraction analysis. The possibility of forming a $\text{TiO}_2/\text{g-C}_3\text{N}_4$ heterostructure by thermal evaporation of melamine precursor with different thicknesses of a graphite-like carbon nitride layer is shown, and nanostructuring of the titanium foil surface promotes the