

Влияние типа матрицы на магнитотранспортные свойства композитных систем Ni–AlO и Ni–NbO

© О.В. Стогней⁺, А.Дж. Аль-Малики^{+,*}, А.А. Гребенников⁺, К.И. Семенов⁺,
Е.О. Буловацкая⁺, А.В. Ситников⁺

⁺ Воронежский государственный технический университет,
394026 Воронеж, Россия

^{*} Университет Басры, 61001b Басра, Ирак

(Получена 6 октября 2015 г. Принята к печати 22 октября 2015 г.)

Исследовано влияние материала изолирующей матрицы на электрические и магнитные свойства нанокompозитов в системе металл–диэлектрик $Ni_x(Al_2O_3)_{100-x}$ и системе металл–полупроводник $Ni_x(Nb_2O_5)_{100-x}$. Установлено, что характеристики композитов, определяемые электронным транспортом через матрицу (электросопротивление, положение электрического порога перколяции, магниторезистивный эффект), зависят от вида материала. Замена матрицы из Al_2O_3 на Nb_2O_5 приводит к уменьшению удельного электросопротивления на 2–3 порядка, магнитосопротивления — более чем на порядок и смещению порога перколяции с 40 до 30 ат% Ni. При этом магнитные свойства композитов не зависят от вида матрицы: концентрация магнитного порога перколяции одинакова в двух системах (~ 45 ат% Ni), а коэрцитивная сила образцов, находящихся „за“ порогом перколяции, близка по величине (5–8 и 12–18 Э) в композитах $Ni_x(Nb_2O_5)_{100-x}$ и $Ni_x(Al_2O_3)_{100-x}$ соответственно.

1. Введение

Транспорт электронов через доперколяционные композитные среды металл–диэлектрик во многом определяется свойствами изолирующей матрицы. В частности, он зависит от степени дефектности диэлектрика (поскольку это влияет на прыжковую проводимость) [1,2] и от ширины запрещенной зоны (поскольку это влияет на вероятность туннелирования электронов между гранулами) [3]. Отсюда следует, что те свойства композитов, которые связаны с переносом электронов (электропроводность, магнитосопротивление, термоэдс и т.д.), должны в значительной степени зависеть от типа матрицы. Практически все известные композиты сформированы на основе оксидных или фторидных матриц, являющихся диэлектриками с большой шириной запрещенной зоны (6–8 эВ для оксидов и до 12 эВ в случае CaF_2 [4]). Вместе с тем представляет интерес получение и исследование композитов, в которых ширина запрещенной зоны изолирующей матрицы была бы соизмерима со значениями, характерными для полупроводников. В данной работе проведен синтез композитов с полупроводниковой матрицей, а также сравнительное исследование двух композитных систем с одинаковой металлической фазой (никель), но различными изолирующими матрицами: оксид ниобия (полупроводник) и оксид алюминия (диэлектрик).

2. Методика

Оксид алюминия (как и оксид кремния) является наиболее часто используемым диэлектриком при формировании композитов металл–диэлектрик [1]. Ширина запрещенной зоны в Al_2O_3 составляет 6 эВ (по разным данным от 6.2 [5] до 6.5–9.5 эВ [6]). Этот факт, а также

то, что алюминий чрезвычайно активно взаимодействует с кислородом, позволяет легко формировать композитные системы с 3d-металлами. Использование обычных полупроводников (Si, Ge и др.) в качестве изолирующей матрицы весьма проблематично, поскольку при совместном осаждении атомов полупроводника и металла происходит формирование гомогенной структуры, а не композитной. В связи с этим в данной работе в качестве изолирующей матрицы был выбран оксидный полупроводник — оксид ниобия. Оксид ниобия является полупроводником, причем в зависимости от степени окисления ниобия ширина запрещенной зоны меняется достаточно сильно. Так, в Nb_2O_5 ширина запрещенной зоны 1.65 эВ, в NbO_2 ширина запрещенной зоны 0.26 эВ, и, наконец, монооксид ниобия NbO обладает металлической проводимостью, удельное сопротивление $\rho = 10^5$ Ом·см [7]. Исходя из этого мы изготовили навески на составную мишень, предназначенную для распыления, из Nb_2O_5 .

Одним из основных критериев при выборе компонент для формирования композитных систем является определенное соотношение стандартных энергий образования Гиббса (ΔG_0) для оксидов элемента, формирующего диэлектрическую фазу, и элемента, формирующего ферромагнитную фазу. Очевидно, что в нашем случае ΔG_0 оксида никеля должна быть гораздо меньше по модулю, чем ΔG_0 оксида ниобия или оксида алюминия. В этом случае при поатомной конденсации материала на поверхности подложки с атомами кислорода в первую очередь будут взаимодействовать атомы алюминия или ниобия, что обеспечит создание гетерогенной (двухфазной) структуры. Это условие выполняется в полной мере для выбранных компонент, поскольку $\Delta G_0(NiO) = -211.6$ кДж/моль, а $\Delta G_0(Al_2O_3) = -1582$ кДж/моль и $\Delta G_0(Nb_2O_5) = -1764.1$ кДж/моль [8]. Если учитывать

только этот критерий, то оксид ниобия является даже более предпочтительным для образования композитной системы с никелем, чем алюминий.

Все композиты были получены в виде тонких пленок методом ионно-лучевого распыления составной мишени в атмосфере аргона. Для распыления использовалась составная мишень с несимметричным размещением диэлектрических навесок (Al₂O₃ или Nb₂O₅) на металлической основе, что дало возможность получить в одном процессе напыления большое число образцов с различной концентрацией никеля. Пленки одновременно осаждалась на ситалловые (СТ-50) и стеклянные подложки. Образцы на ситалловых подложках использовались для исследования физических свойств композитов; образцы, осажденные на стеклянные подложки, использовались для рентгеноструктурного анализа. Толщина образцов измерялась с помощью интерферометра МИИ-4 и составляла ~ 3 мкм. Измерение концентрации химических элементов (Ni, Al и Nb), входящих в состав образцов, проводилось методом электронно-зондового рентгено-спектрального микроанализа на сканирующем рентгеновском микроанализаторе JXA-840 с погрешностью, не превышающей 1.5% от содержания измеряемого элемента.

Электрические и магниторезистивные свойства композитов исследовались двухзондовым потенциометрическим методом. Термические отжиги образцов проводились в вакуумной камере при остаточном давлении 4 · 10³ Па. Процессы намагничивания изучались с помощью вибрационного магнетометра. Исследование структуры полученных образцов осуществлялось с помощью дифрактометра D2 PHASER фирмы BRUKER в CuK_α-излучении в геометрии съемки Брега–Брентано. Анализ полученных дифрактограмм проведен с использованием пакета DIFFRAC.EVA.V2.1 и TOPAS.

3. Результаты и их обсуждение

На основе данных рентгеноструктурного анализа можно предположить, что морфология полученных композитов одинакова. На рис. 1, *a* и *b* приведены ди-

Средний размер гранул никеля в композитах Ni_x(Al₂O₃)_{100-x} и Ni_x(Nb₂O₅)_{100-x} при разной концентрации металлической фазы

Состав образца	Средний размер гранул, нм
Ni ₂₂ (Nb ₂ O ₅) ₇₈	2.2 ± 0.5
Ni ₃₅ (Nb ₂ O ₅) ₆₅	1.9 ± 0.5
Ni ₄₆ (Nb ₂ O ₅) ₅₄	6.5 ± 0.2
Ni ₅₂ (Nb ₂ O ₅) ₄₈	8.6 ± 0.2
Ni ₃₅ (Al ₂ O ₃) ₆₅	2.6 ± 0.2
Ni ₅₀ (Al ₂ O ₃) ₅₀	3.4 ± 0.2
Ni ₅₅ (Al ₂ O ₃) ₄₅	4.4 ± 0.2
Ni ₆₁ (Al ₂ O ₃) ₃₉	4.9 ± 0.2
Ni ₆₄ (Al ₂ O ₃) ₃₆	5.5 ± 0.2

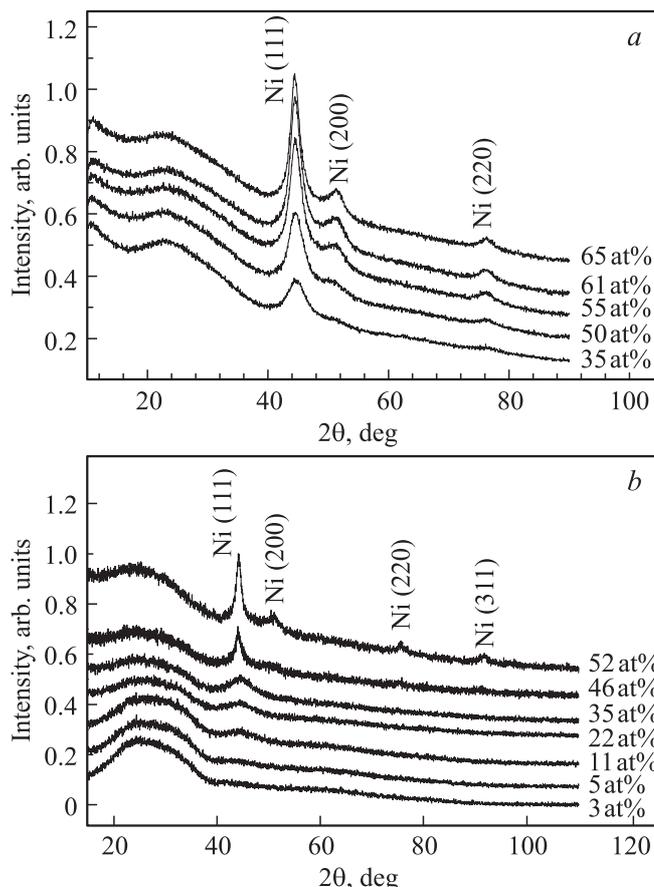


Рис. 1. Дифрактограммы образцов композитов, нанесенных на стеклянные подложки: *a* — Ni_x(Al₂O₃)_{100-x}; *b* — Ni_x(Nb₂O₅)_{100-x}. Указана концентрация Ni в at%.

фрактограммы образцов композитов Ni_x(Al₂O₃)_{100-x} и Ni_x(Nb₂O₅)_{100-x} с разным содержанием никеля. Дифрактограммы свидетельствуют о том, что полученные композиты представляют собой частицы гранцентрированного кубического (ГЦК) никеля, распределенные в объеме аморфной оксидной матрицы. Размеры частиц увеличиваются с ростом концентрации никеля, что следует из увеличения интенсивности и сужения полуширины дифракционных максимумов. С использованием формулы Шеррера

$$D = \frac{\lambda k}{(\cos \theta)\beta},$$

где λ — длина волны излучения (λ = 1.5406 Å), k — коэффициент, зависящий от формы частиц (k = 0.89), β — ширина пика на полувысоте, θ — угол дифракции, были рассчитаны средние размеры никелевых гранул (D) в исследованных композитах. В таблице приведены полученные значения как для композитов системы Ni_x(Al₂O₃)_{100-x}, так и для композитов системы Ni_x(Nb₂O₅)_{100-x}. Очевидно, что гранулы имеют нанометровый размер при любом соотношении фаз, наблюдается лишь увеличение их диаметра с ростом

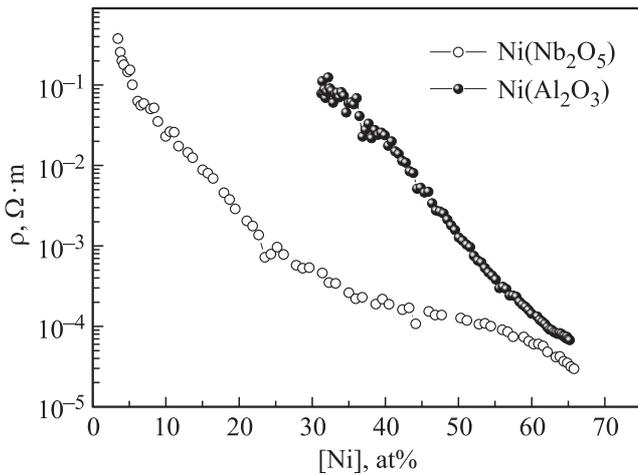


Рис. 2. Концентрационные зависимости удельного электросопротивления композитов $Ni_x(Al_2O_3)_{100-x}$ и $Ni_x(Nb_2O_5)_{100-x}$.

концентрации никеля. Кроме того, несмотря на разницу в материале матрицы композитов, размеры гранул в системах $Ni_x(Al_2O_3)_{100-x}$ и $Ni_x(Nb_2O_5)_{100-x}$ оказались сопоставимыми.

Концентрационные зависимости удельного электросопротивления композитов (рис. 2) имеют обычный вид, характерный для нанокompозитов металл–диэлектрик (уменьшение сопротивления на 3–4 порядка при увеличении концентрации металла) [1]. Обращает на себя внимание тот факт, что удельное сопротивление композитов $Ni_x(Al_2O_3)_{100-x}$ может на 2–2.5 порядка превышать удельное сопротивление композитов $Ni_x(Ti_2O_5)_{100-x}$ при одинаковом содержании никеля, причем разница велика в области концентраций никеля < 50 ат% и становится весьма незначительной (менее одного порядка) при концентрациях никеля > 55 ат%. Большая разница в удельном сопротивлении наблюдается в доперколяционной области композитов, когда проводимость определяется переносом зарядов через матрицу и разница их свойств (полупроводник или диэлектрик) является определяющей. С другой стороны, в композитах, находящихся за порогом перколяции, проводимость осуществляется переносом зарядов по проводящей среде, сформированной из никеля. Разница в величине сопротивления зависит от размеров зерен в проводящих кластерах, степени их дефектности и т.п. Однако эта разница не может носить принципиальный характер и значительно влиять на удельное сопротивление.

Для определения электрического порога перколяции в полученных композитах использовалась методика, основанная на сопоставлении концентрационной зависимости сопротивления образцов (R), находящихся в исходном состоянии и подвергнутых термическому отжигу при невысоких температурах [9] (в нашем случае это 15-минутные отжиги, проводимые при 370 или 400°C, см. рис. 3). Концентрация металлической фазы, при которой электросопротивление композита остается после

отжига неизменным, принимается за порог перколяции. В соответствии с полученными данными (рис. 3) в композитной системе $Ni_x(Al_2O_3)_{100-x}$ порог перколяции составляет 40 ат% Ni. Такое концентрационное положение порога перколяции типично для большинства композитных систем с оксидными диэлектрическими матрицами [1], в которых положение порога перколяции обычно находится в интервале 45–55 ат% металлической фазы. В композитах системы $Ni_x(Nb_2O_5)_{100-x}$ порог перколяции оказался смещен в область, обедненную металлической фазой, и составил 30 ат% Ni. Смещение порога перколяции в случае матрицы из оксида ниобия обусловлено ее сравнительно высокой проводимостью. В композитах металл–диэлектрик под электрическим порогом перколяции понимают концентрацию, при которой начинают образовываться так называемые перколяционные кластеры, т.е. области с металлической проводимостью, пронизывающие весь объем композита, и происходит смена механизма переноса заряда от неметаллической проводимости к металлической [3]. В случае с матрицей из полупроводникового материала, как это происходит с оксидом ниобия, ситуация, по всей видимости, иная. Электрическая перколяция (т.е. смена

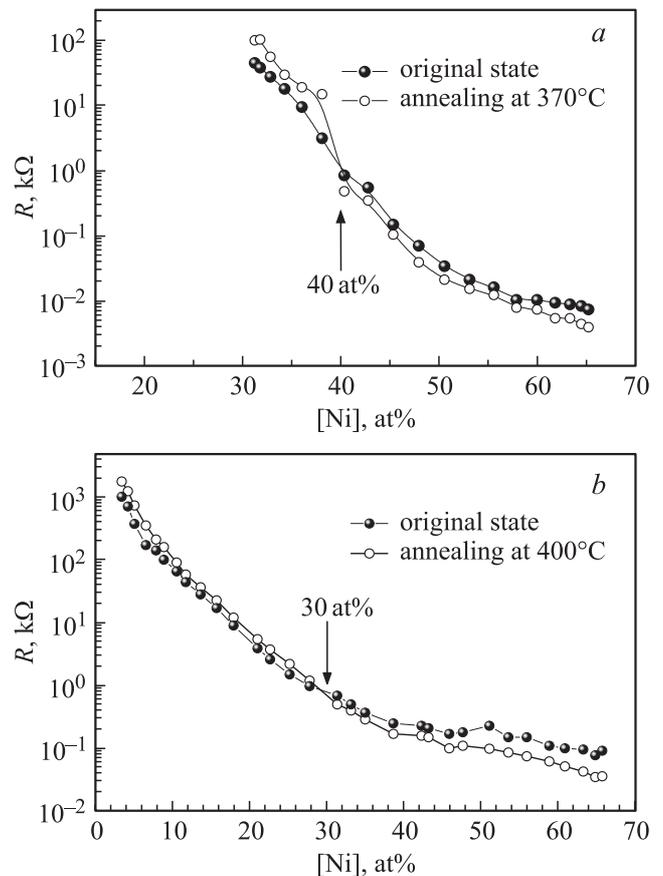


Рис. 3. Концентрационная зависимость электросопротивления композитов $Ni_x(Al_2O_3)_{100-x}$ (a) и $Ni_x(Nb_2O_5)_{100-x}$ (b) в исходном состоянии и после отжига. Показано положение порога перколяции.

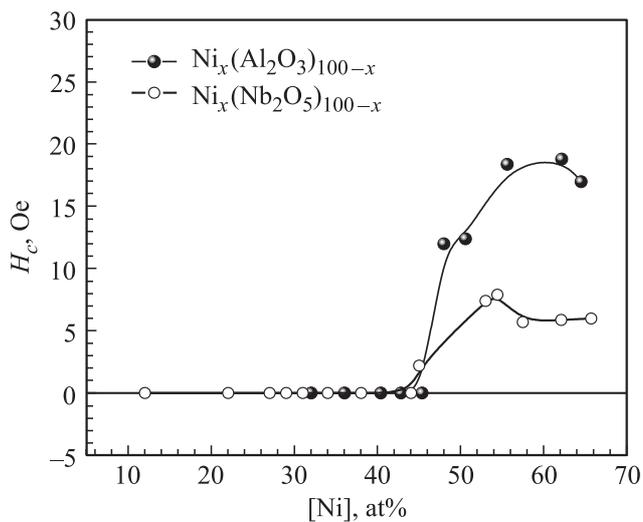


Рис. 4. Концентрационные зависимости коэрцитивной силы композитов $\text{Ni}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ и $\text{Ni}_x(\text{Nb}_2\text{O}_5)_{100-x}$ в исходном состоянии.

механизма переноса) возникает не тогда, когда происходит физический контакт гранул и образование перколяционного кластера, а при меньших концентрациях никеля, когда механизм переноса меняется вследствие того, что полупроводниковая прослойка становится проницаемой для электронов. Причин этого может быть много: начиная с того, что вследствие нестехиометричности формирующегося оксида в межгранульном пространстве (образование монооксида ниобия, а не NbO_2 или Nb_2O_5) его свойства будут металлическими, а не полупроводниковыми, и заканчивая тем, что при малой ширине запрещенной зоны и высокой напряженности электрического поля в межгранульном пространстве (при ширине зазора между гранулами ~ 1 нм и меньше это достижимо при небольших напряжениях, подаваемых на образец) возможно вырождение полупроводниковой прослойки. В любом случае эта прослойка перестает играть роль барьера для дрейфа электронов.

Помимо электрического порога перколяции в композитах с ферромагнитной металлической фазой важной характеристикой является магнитный порог перколяции, т.е. концентрация, при которой начинается магнитное взаимодействие между ферромагнитными гранулами и происходит образование макродоменов [10], следствием чего является появление коэрцитивности на кривых перемагничивания. На рис. 4 показаны концентрационные зависимости коэрцитивной силы H_c композитов двух исследованных систем, из которых следует, что магнитный порог перколяции в композитах расположен при одной и той же концентрации никеля. Иными словами, образование макродоменов, перемагничивающихся движением доменных стенок, происходит при одинаковой концентрации ферромагнитной фазы. С одной стороны, это согласуется с данными, полученными на основе рентгеноструктурных исследований, из которых следует,

что размеры гранул никеля сопоставимы в этих двух системах и слабо зависят от материала матрицы, а также свидетельствует о том, что композиты $\text{Ni}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ и $\text{Ni}_x(\text{Nb}_2\text{O}_5)_{100-x}$ обладают схожей морфологией. С другой стороны, эти результаты означают, что оксидный полупроводник, используемый в качестве матрицы композита, не способствует возникновению косвенного обмена, который мог бы влиять на магнитное упорядочение ферромагнитных гранул, разделенных немагнитной прослойкой.

Анализ процессов намагничивания свидетельствует о том, что композиты с концентрацией никеля < 30 ат% практически не обладают намагниченностью, хотя рентгенограммы свидетельствуют о наличии фазы никеля в образцах (см. рис. 1, b). Теоретически эти композиты (с концентрацией никеля < 30 ат%) должны проявлять суперпарамагнитные свойства и, следовательно, их намагниченность должна обратимо возрастать с увеличением напряженности внешнего магнитного поля, но при этом остаточная намагниченность и коэрцитивная сила отсутствуют. Однако в эксперименте этого не наблюдается, намагниченность образцов даже в магнитных полях $H = 2-3$ кЭ близка к нулю (рис. 5). Такое поведение может быть обусловлено тем, что никелевые наногранулы с диаметром, не превышающим 2 нм, могут находиться в парамагнитном состоянии при комнатной температуре. Такой эффект наблюдался в композитной системе Ni-MgO [11], для которой было показано, что температура Кюри нанометровых гранул никеля оказалась < 300 К и зависела от среднего размера гранул. Косвенным методом проверки этого предположения является исследование магнитотранспортных свойств композитов.

Отрицательное туннельное магнитосопротивление (МС) является одним из наиболее характерных эффектов, связанных с композитами (ферромагнитный металл-диэлектрик) [1]. Магнитосопротивление ($\Delta\rho/\rho$)

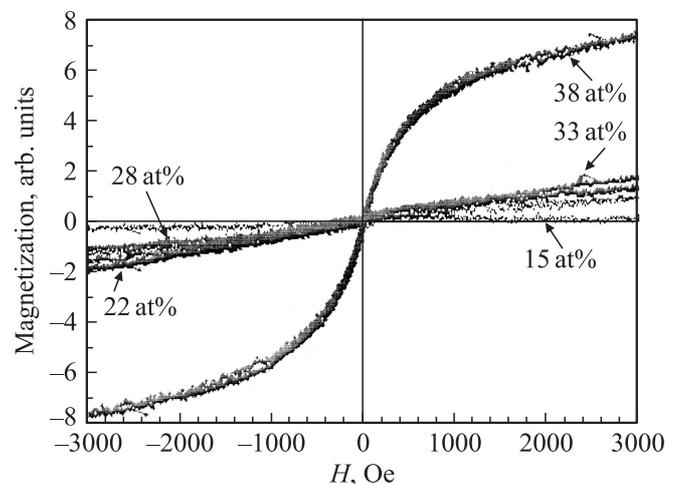


Рис. 5. Кривые намагничивания композитов $\text{Ni}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$. Указана концентрация Ni в ат%.

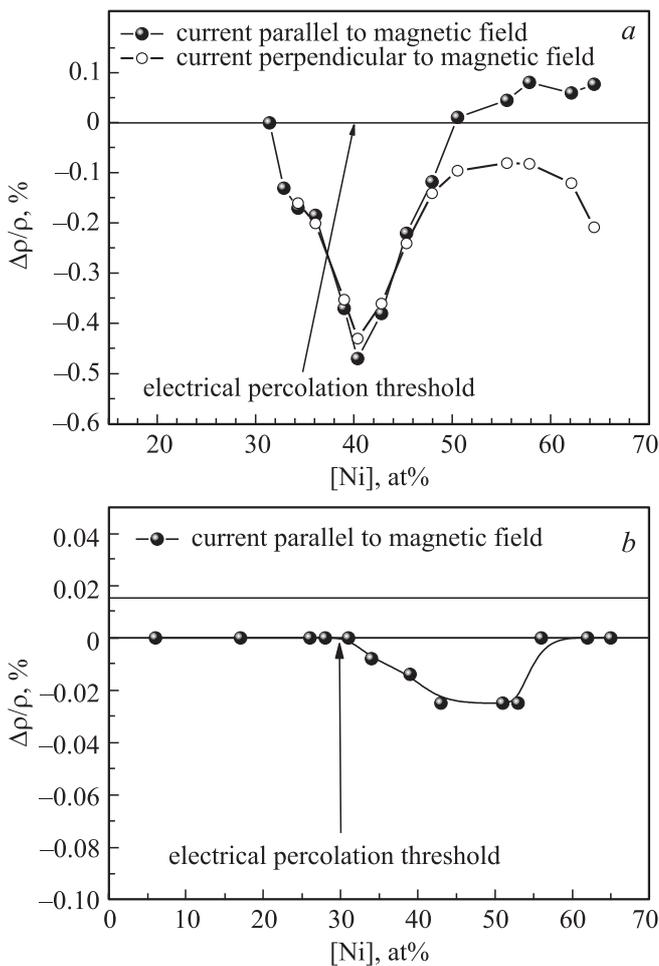


Рис. 6. Концентрационная зависимость магниторезистивного эффекта в композитах $Ni_x(Al_2O_3)_{100-x}$ (a) и $Ni_x(Nb_2O_5)_{100-x}$ (b).

в композитах обусловлено спин-зависимым туннелированием поляризованных электронов из гранулы в гранулу через непроводящую матрицу [3]. Необходимым условием проявления МС является наличие магнитных моментов у наногранул, что, собственно, и делает коллективизированные электроны поляризованными. Иными словами, если металлические гранулы находятся в парамагнитном состоянии, магниторезистивный эффект будет отсутствовать. Исследование МС в полученных композитах, с одной стороны, показало, что эффект действительно наблюдается только в том случае, когда концентрация никеля в композите превышает 30 ат%, а с другой стороны, обнаружило существенную разницу в его величине (см. рис. 6).

В композитах $Ni_x(Al_2O_3)_{100-x}$ (рис. 6, a) имеет место обычная для композитов металл–диэлектрик зависимость: отрицательное изотропное магнитосопротивление наблюдается как до, так и после порога перколяции, причем максимальное значение МС совпадает с электрическим порогом перколяции. Абсолютные значения магнитосопротивления невысоки и не превы-

шают 0.45%, однако это типично для композитов с никелевой металлической фазой [12]. При концентрации никеля > 50 ат%, т.е. за порогом перколяции, когда в композитах существуют протяженные металлические кластеры, начинает проявляться анизотропное магнитосопротивление, при котором величина и знак эффекта зависят от взаимной ориентации тока и магнитного поля. Это также характерно для композитов с большим содержанием никелевой ферромагнитной фазы и наблюдалось, например, в композитах Ni–SiO₂, Ni–Ag или Ni–MgO [12,13].

В системе $Ni_x(Al_2O_3)_{100-x}$ магниторезистивный эффект проявляется несколько иначе. Магнитосопротивление не обнаруживается в композитах при концентрациях никеля < 30 ат% (т.е. в доперколяционной области, где обычно эффект должен быть), однако наблюдается при более высоком содержании никеля (рис. 6, b). Наблюдаемое МС является отрицательным и изотропным, т.е. имеет туннельную природу [1]. Таким образом, в композитах $Ni_x(Nb_2O_5)_{100-x}$ магниторезистивный эффект отсутствует в доперколяционной области составов и проявляется при концентрациях никеля, превышающих этот порог ($[Ni] > 33$ ат%). Данный факт косвенно подтверждает, что никелевые наногранулы в доперколяционных композитах с матрицей из оксида ниобия не являются ферромагнитными, поскольку МС появляется только тогда, когда у гранул возникают собственные магнитные моменты. Абсолютные значения магнитосопротивления оказались на порядок меньше, чем в системе $Ni_x(Al_2O_3)_{100-x}$ (см. рис. 6) и не превысили 0.025%. По всей видимости, это связано с полупроводниковыми свойствами матрицы из оксида ниобия. Для наличия магниторезистивного эффекта необходимо, чтобы в композите реализовывалась туннельная проводимость электронов между соседними гранулами, и чем больше туннельная составляющая по сравнению с „прыжковой“ проводимостью по структурным дефектам диэлектрика, тем выше величина магнитосопротивления [2]. В данном случае проводимость оксида ниобия значительно выше, чем оксида алюминия, и поэтому электроперенос через композит $Ni_x(Nb_2O_5)_{100-x}$ осуществляется преимущественно через неметаллическую матрицу с помощью тех механизмов, которые не связаны с непосредственным туннелированием электронов между гранулами и, следовательно, не зависят от наличия или отсутствия внешнего магнитного поля. Такими механизмами может быть „прыжковая“ проводимость по локализованным состояниям или проводимость по полупроводниковому механизму (активация электронов в зону проводимости). В любом случае, хотя и остается вероятным непосредственное туннелирование электронов из гранулы в гранулу, вклад этого механизма в общую проводимость будет очень мал. Следовательно, приложение внешнего магнитного поля будет незначительно изменять суммарную проводимость через такую среду, а значит, и магниторезистивный эффект будет чрезвычайно слабым.

Таким образом, возрастание „электрической проницаемости“ материала, разделяющего гранулы, приводит к значительному уменьшению магниторезистивного эффекта в композитах. При концентрации никеля > 50 ат% механизм переноса становится полностью „металлическим“ и отрицательное магнитосопротивление в композитах $Ni_x(Al_2O_3)_{100-x}$ не обнаруживается.

4. Заключение

Совместное вакуумное осаждение атомов никеля, ниобия и кислорода на ситалловые подложки приводит к формированию наногранулированной композитной структуры, представляющей собой наноразмерные гранулы Ni в аморфном диоксиде ниобия.

Использование полупроводниковой матрицы при формировании композитов приводит к значительному изменению тех физических параметров, которые определяются электронным транспортом через композитную среду. Так, наличие полупроводниковой матрицы в композите $Ni_x(Nb_2O_5)_{100-x}$ приводит к снижению удельного сопротивления на 2–3 порядка по сравнению с композитами, содержащими диэлектрическую фазу $Ni_x(Al_2O_3)_{100-x}$, а также к смещению положения порога перколяции в область с меньшей концентрацией металла (30 ат% Ni в системе $Ni_x(Nb_2O_5)_{100-x}$). Наличие полупроводниковой матрицы в композитах $Ni_x(Nb_2O_5)_{100-x}$ приводит к уменьшению значений туннельного магнитосопротивления более чем на порядок ($MC \leq 0.03\%$) по сравнению с композитами, сформированными на основе диэлектрической матрицы ($MC \leq 0.5\%$ в композитах $Ni_x(Al_2O_3)_{100-x}$).

Магнитные свойства композитов практически нечувствительны к материалу изолирующей матрицы. Положение магнитного порога перколяции в композитах $Ni_x(Al_2O_3)_{100-x}$ и $Ni_x(Nb_2O_5)_{100-x}$ не зависит от типа немагнитной матрицы и определяется только концентрацией ферромагнитной фазы. При концентрации никеля < 30 ат% гранулы перестают быть ферромагнитными и не проявляют тех физических свойств, которые связаны с переориентацией магнитных моментов внешним полем (магнитосопротивление и намагниченность в больших внешних полях).

Работа частично поддержана РФФИ (№ 15-02-5920) и РНФ (№ 15-12-20002).

Список литературы

- [1] С.А. Грднев, Ю.Е. Калинин, А.В. Ситников, О.В. Стогней. *Нелинейные явления в нано- и микрогетерогенных системах* (М., БИНОМ, 2012).
- [2] J.S. Moosera, G. Mathon. *JMMM*, **200**, 248 (1999).
- [3] В. Abeles, P. Sheng, M.D. Coutts, Y. Arie. *Adv. Phys.*, **24**, 407 (1975).
- [4] В.С. Урусов. *Теоретическая кристаллохимия* (М., Изд-во МГУ, 1987).
- [5] V.V. Afanas'ev. *Appl. Phys. Lett.*, **82**, 245 (2003).
- [6] П. Кофстад. *Отклонение от стехиометрии. Диффузия и электропроводность в простых окислах металлов* (М., Мир, 1975).
- [7] C.N.R. Rao, G.V. Rao. *Transition metal oxides* (Wash., National Standard reference system, 1974).
- [8] В.А. Рабинович, З.Я. Халявин. *Краткий химический справочник* (Л., Химия, 1978).
- [9] И.В. Золотухин, О.В. Стогней. *Физика наносистем: графены и гранулированные нанокompозиты* (Воронеж, Изд-во ВГТУ, 2011).
- [10] A. García-García, A. Vovk, P. Štrichovanec. *J. Phys.: Condens. Matter*, **22**, 560 (2010).
- [11] А.А. Гребенников, О.В. Стогней. *Sol. St. Phenomena*, **168**, 361 (2011).
- [12] A. Gerber, A. Milner, B. Groisman. *Phys. Rev. B*, **55**, 6446 (1997).
- [13] А.А. Гребенников, О.В. Стогней, А.В. Ситников. *Материаловедение*, **2**, 31 (2011).

Редактор Л.В. Шаронова

Influence of the matrix type on magnetotransport properties of Ni–AlO and Ni–NbO composite systems

O.V. Stognei⁺, A.J. Maliki⁺⁺, A.A. Grebennikov⁺, K.I. Semenenko⁺, E.O. Bulovatskaya⁺ A.V. Sitnikov⁺

⁺ Voronezh State Technical University, 394026 Voronezh, Russia

⁺⁺ University of Basra, 61001b Basra, Iraq

Abstract The effect of the insulating matrix material on electrical and magnetic properties of metal–insulator $[Ni_x(Al_2O_3)_{100-x}]$ as well as metal–semiconductor $[Ni_x(Nb_2O_5)_{100-x}]$ nanocomposites was investigated. It was found that the composites characteristics determined by electron transport through the matrix (the electrical resistance, the position of the electrical percolation threshold, the magnetoresistive effect) depended on the dielectric material type. Replacing the Al_2O_3 matrix by the Nb_2O_5 lead to reduction of the composites resistivity down to two or three orders, decreased the values of magnetoresistive effect more than one order of magnitude and shifted the percolation threshold Ni concentration from 40 to 30 at%. The magnetic properties of the composites do not depend on the matrix type: the concentration of the magnetic percolation threshold is the same in these two systems (~ 45 at% Ni) and the coercive force of the samples behind the percolation threshold is similar in $Ni_x(Nb_2O_5)_{100-x}$ and $Ni_x(Al_2O_3)_{100-x}$ composites (5–8 and 12–18 Oe, respectively).