

06

Формирование пленки композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{LiNbO}_3)_{100-x}$ на металлической подложке

© А.В. Ситников,^{1,2} И.В. Бабкина,¹ Ю.Е. Калинин,¹ А.Е. Никонов,¹ М.Н. Копытин,¹ А.Р. Шакуров,¹ О.И. Ремизова,¹ Л.И. Янченко¹

¹ Воронежский государственный технический университет, 394026 Воронеж, Россия

² Национальный исследовательский центр „Курчатовский институт“, 123182 Москва, Россия
e-mail: michaelkopitin@mail.ru

Поступило в Редакцию 11 апреля 2022 г.
В окончательной редакции 11 мая 2022 г.
Принято к публикации 12 мая 2022 г.

Исследованы топологические особенности формирования пленок композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{15}(\text{LiNbO}_3)_{85}$, нанесенных ионно-лучевым методом на металлический электрод Cr/Cu/Cr. Установлено наличие диэлектрической прослойки между верхним слоем Cr и пленкой CoFe-LiNbO_3 толщиной $d_{ox} \approx 15$ nm. Показано различие в размере гранул вблизи аморфного слоя и в объеме пленки. Предложена модель формирования пленки нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{LiNbO}_3)_{100-x}$ на начальном этапе роста. Показано, что формирование прослойки $\alpha\text{-LiNbO}_3$ на поверхности хромовой металлической пленки возможно при реализации островкового и послойного механизмов роста для различных фаз композита.

Ключевые слова: нанокompозит, механизмы роста, самоорганизация, структура.

DOI: 10.21883/JTF.2022.09.52930.94-22

Введение

В последние годы проводятся интенсивные исследования нанокompозитов из металлических гранул в оксидной матрице при разработке мемристивных элементов в плане использования их в качестве функциональной среды [1–3]. Хорошие мемристивные свойства выявлены в наногранулированных композитах $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{LiNbO}_3)_{100-x}$: отношение величин электрического сопротивления в высокоомном и низкоомном состояниях $R_{\text{off}}/R_{\text{on}} > 100$, максимальное количество циклов переключения $N_{\text{max}} > 10^5$ [4–6]. Эффект обратимого резистивного переключения (РП) из одного состояния (высокоомного) в другое (низкоомное) и обратно под действием переключающего потенциала с изменяющейся полярностью подразумевает анизотропные свойства функциональной среды или материала электрических контактов. В первом случае основным механизмом переключения является формирование проводящих каналов из кислородных вакансий в высокоомном оксиде, когда в композитной пленке формируется два слоя с различной степенью окисления [7–11]. В случае, когда эффект связан с электромиграцией металлических атомов в диэлектрическую пленку, критичным выступает различие материала электродов верхнего и нижнего контактов [12–15].

В случае нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{LiNbO}_3)_{100-x}$ материал электродов не оказывает определяющего влияния на наличие мемристивных свойств, и резистивное переключение определяется высокоомным слоем композита. При

этом степень окисления и градиент степени окисления композита по толщине пленки более значительно сказывается на параметрах наблюдаемого эффекта. Однако до конца остаются невыясненными структурные особенности и причины формирования неоднородной структуры композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{LiNbO}_3)_{100-x}$, определяющих наличие мемристивного эффекта в данных гетерогенных системах.

Учитывая вышесказанное, целью настоящей работы является выявление вида и физических причин неоднородности структуры пленок нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{LiNbO}_3)_{100-x}$, полученных ионно-лучевым напылением, в процессе их роста на металлической поверхности в результате процесса самоорганизации.

1. Методика эксперимента

Пленки нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{LiNbO}_3)_{100-x}$ были получены методом ионно-лучевого распыления [16,17]. Мишень состояла из металлического основания сплава $\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20}$ размером $270 \times 80 \times 15$ mm, на поверхности которой неравномерно по длине мишени были закреплены 15 полосок монокристаллического соединения LiNbO_3 размером $80 \times 10 \times 2$ mm. В качестве подложки были выбраны пластины ситалла с предварительно нанесенной на их поверхность пленкой металла. В качестве металлического подслоя (электрода) была выбрана система Cr/Cu/Cr. Данная пленка наносилась на подложку путем последовательного распыления соот-

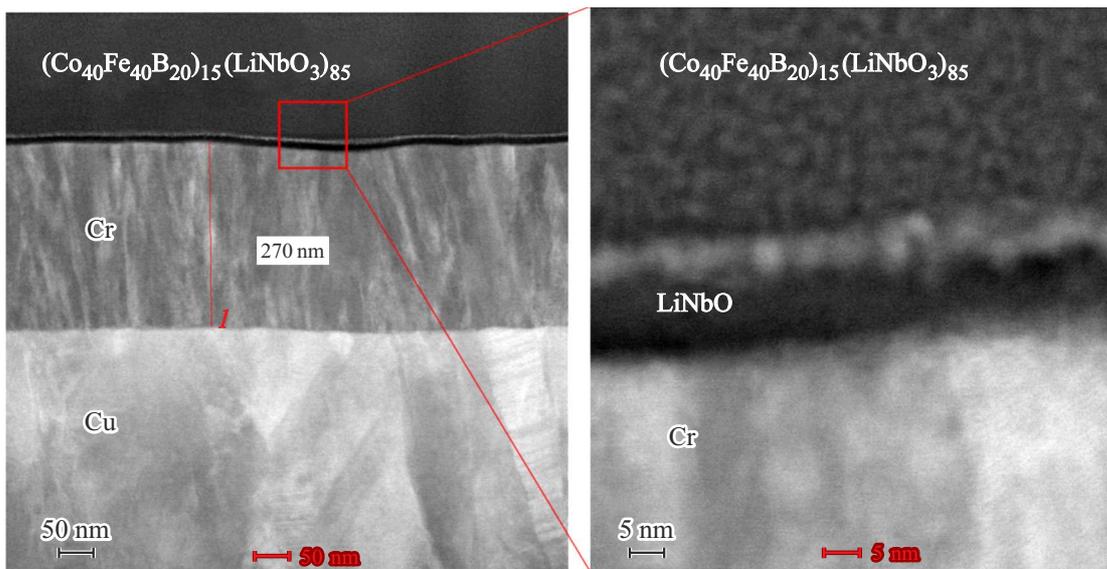


Рис. 1. STEM-изображение поперечного сечения структуры композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{15}(\text{LiNbO}_3)_{85}/\text{Cr}/\text{Cu}$.

ветствующих мишеней в одном технологическом цикле. Четыре ситалловые подложки располагались в ряд вдоль оси мишени, создавая площадь нанесения 240×48 мм. Такая компоновка составной мишени и подложек позволяла в одном технологическом цикле получать образцы с различным соотношением диэлектрической и металлической фаз в зависимости от взаимного расположения мишень–подложка. Толщина композитной пленки составляла ~ 1.5 мкм.

Изображения высокого разрешения, полученные методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и просвечивающей растровой электронной микроскопии (ПРЭМ), картины дифракции электронов от выделенной области и микроанализ были зарегистрированы с помощью просвечивающего/растрового электронного микроскопа (П/РЭМ) Tecnai Osiris (Thermo Fisher Scientific, США) при ускоряющем напряжении 200 кВ, снабженным энергодисперсионным рентгеновским спектрометром (ЭРС) Super-X (Bruker, США) и высокоугловым кольцевым темнопольным детектором (ВКТД) (Fischione, США).

2. Результаты эксперимента

Электрические свойства нанокompозитов металл–диэлектрик в случае поперечного к плоскости пленки электропереноса в большей степени определяются неоднородностью формирования структуры гетерогенной системы в процессе синтеза, поэтому методом ПЭМ были проведены исследования поперечного сечения структуры металл–нанокompозит–металл (М/НК/М) (рис. 1), которые выявили ряд интересных особенностей эволюции роста НК $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{15}(\text{LiNbO}_3)_{85}$. Так на границе

раздела Cr и пленки НК обнаружен аморфный слой толщиной $d_{ox} \approx 15$ нм.

Более детальный анализ структурных и фазовых особенностей данного объекта был представлен в работе [4]. Анализ распределения элементов в поперечной к прослойке геометрии методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) показал, что в области аморфного слоя концентрация Nb составляет 25 at.% и O — 75 at.%. При этом содержание Fe и Co существенно ниже, чем в объеме слоя нанокompозита. Следовательно, можно сделать вывод, что обнаруженная прослойка является аморфным соединением LiNbO_3 . Между нижним электродным слоем Cr и LiNbO_3 наблюдается относительно резкая граница, указывающая на отсутствие интердиффузии.

В той же работе выявлено, что средний размер гранул CoFe, непосредственно прилегающих к диэлектрической прослойке, составляет ~ 6 нм и это значительно больше, чем металлические частицы в объеме пленки, размер которых ~ 3 нм. Высокорастворяющее изображение ПЭМ продемонстрировало, что матрица LiNbO_3 является аморфной, а наногранулы CoFe — кристаллическими. Микродифракция электронов показала, что наногранулы CoFe имеют кристаллическую ОЦК структуру с параметром решетки $a_c = 0.29$ нм.

Таким образом, выполненные структурные исследования показали, что на начальной стадии осаждения пленки нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{LiNbO}_3)_{100-x}$ в результате процессов самоорганизации на поверхности металлического электрода Cr/Cu/Cr формируется аморфная прослойка LiNbO_3 , а металлическая фаза вытесняется от интерфейса НК/М в объем нанокompозита, что приводит к формированию наногранул металла большего диаметра, чем равновесный, который образуется в объеме пленки при дальнейшем осаждении

композита. При этом физическая природа процессов, возникающих при таком осаждении пленки, не совсем понятна.

3. Обсуждение результатов

Модельное представление процесса формирования нанокompозитов в результате самоорганизации можно описать следующим образом. Из паровой фазы на подложку поступает два сорта атомов (*A* и *B*), которые не образуют твердых растворов и химических соединений друг с другом. В результате поверхностной диффузии формируются зародыши фазы *A* и фазы *B*. Если среднее диффузионное расстояние меньше радиуса наночастицы, то атомы сорта *A* накапливаются на поверхности частицы *B* и наоборот, тем самым ограничивая вертикальный рост гранул. Формируется однородная двухфазная гетерогенная пленка [18]. Однако такое представление не описывает формирование диэлектрической прослойки в композите на начальных этапах роста пленки $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{LiNbO}_3)_{100-x}$.

Рассмотрим возможность формирования прослойки LiNbO_3 на поверхности хромовой металлической пленки путем реализации островкового и послойного механизмов роста для различных фаз композита. Согласно первому механизму по Фольмеру и Веберу (ФВ), рост пленки начинается с образования на поверхности твердого тела (подложки) дискретных зародышей-островков [19]. По мере поступления атомов из источника (например, испарителя) происходит рост островков, их срастание, образование лабиринтного и затем сплошного покрытия. По Франку и Ван дер Мерве (ФМ) рост пленки начинается с образования двумерных зародышей и происходит последовательное наращивание моноатомных слоев [20,21]. Существуют простые энергетические критерии реализации той или другой модели роста. Так, механизм ФВ реализуется, когда

$$E_1 < E_2 + E_{12} + E_\epsilon(t),$$

где E_1 — величина свободной энергии поверхности подложки, E_2 — пленки, E_{12} — границы раздела подложка–пленка, $E_\epsilon(t)$ — энергия упругой деформации растущей пленки.

При условии

$$E_1 \geq E_2 + E_{12} + E_\epsilon(t)$$

выгоднее слоевое зарождение пленки, т.е. по механизму ФМ. В таблице представлены значения поверхностной энергии фаз, входящих в состав нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{LiNbO}_3)_{100-x}$.

Данные, приведенные в таблице, относятся к массивным материалам. В случае наноразмерных гранул CoFe ограниченной толщины и аморфной структуры диэлектрической фазы LiNbO_3 величины поверхностной энергии могут быть несколько меньше [26].

Значения поверхностной энергии фаз, входящих в состав нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{LiNbO}_3)_{100-x}$

Элемент	Поверхностная энергия твердой фазы, J/m^2
Cr	2.173 [23]
Fe	2.475 [23]
Co	2.550 [23]
Cu	1.356 [22]
LiNbO_3	0.039 [24]
	1.1 (012) и 0.65 (010) [25]

Рассмотрим относительные величины энергий E_{12} в случае интерфейса Cr-CoFe , $\text{Cr}-\alpha\text{-LiNbO}_3$ и $\alpha\text{-LiNbO}_3\text{-CoFe}$. Cr и CoFe имеют ОЦК кристаллическую решетку с параметрами 0.2885 и 0.29 nm соответственно, что обеспечивает гетероэпитаксиальный рост зародышей металлической фазы на подложке. Это приводит к значительному уменьшению межфазной энергии E_{12} и сильной межфазной связи. Cr не имеет химических соединений с LiNbO_3 , однако может образовывать химические связи с оксидом лития (LiCrO_2 , LiCr_3O_8 и Li_2CrO_4) и оксидом ниобия (CrNbO_4 , $\text{CrNb}_{11}\text{O}_{29}$ и $\text{CrNb}_{49}\text{O}_{124}$). При образовании таких связей энергия межфазной границы E_{12} может понижаться. По определению возможности формирования нанокompозита фазы, входящие в его состав, не растворяются и не имеют химических соединений, поэтому межфазная граница $\alpha\text{-LiNbO}_3\text{-CoFe}$ имеет слабую межфазную связь.

Тем не менее приведенные данные подтверждают наши предположения о возможности роста пленки LiNbO_3 по механизму ФМ, а металлических гранул — по ФВ на поверхности пленки Cr .

Рассмотрим процесс самоорганизации композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{LiNbO}_3)_{100-x}$ на начальном этапе формирования пленки. В начальный момент времени атомы металлической фазы формируют зародыши на поверхности Cr . Хром и зародыши CoFe имеют ОЦК решетку с хорошим согласованием размера элементарной ячейки. Поэтому можно предположить, что энергетически выгодным будет образование двумерной металлической частицы с гетероэпитаксиальной структурой относительно пленки Cr . Пленка диэлектрической фазы образует моноатомный слой. Данная ситуация представлена на рис. 2, а.

Соотношение молекул соединения LiNbO_3 к CoFe в образце $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{15}(\text{LiNbO}_3)_{85}$, представленном на рис. 1, составляет ≈ 6.7 . Адаптомолекулы LiNbO_3 для формирования гомогенного нанокompозита в объеме пленки должны иметь малую диффузионную длину на поверхности подложки по причине аморфного состояния структуры LiNbO_3 и накопления молекул оксида на поверхности гранулы размером несколько нанометров. Согласно данным причинам, зародыши металлической фазы быстро покрываются пленкой $\alpha\text{-LiNbO}_3$. Следующие зародыши металлической фазы будут формиро-

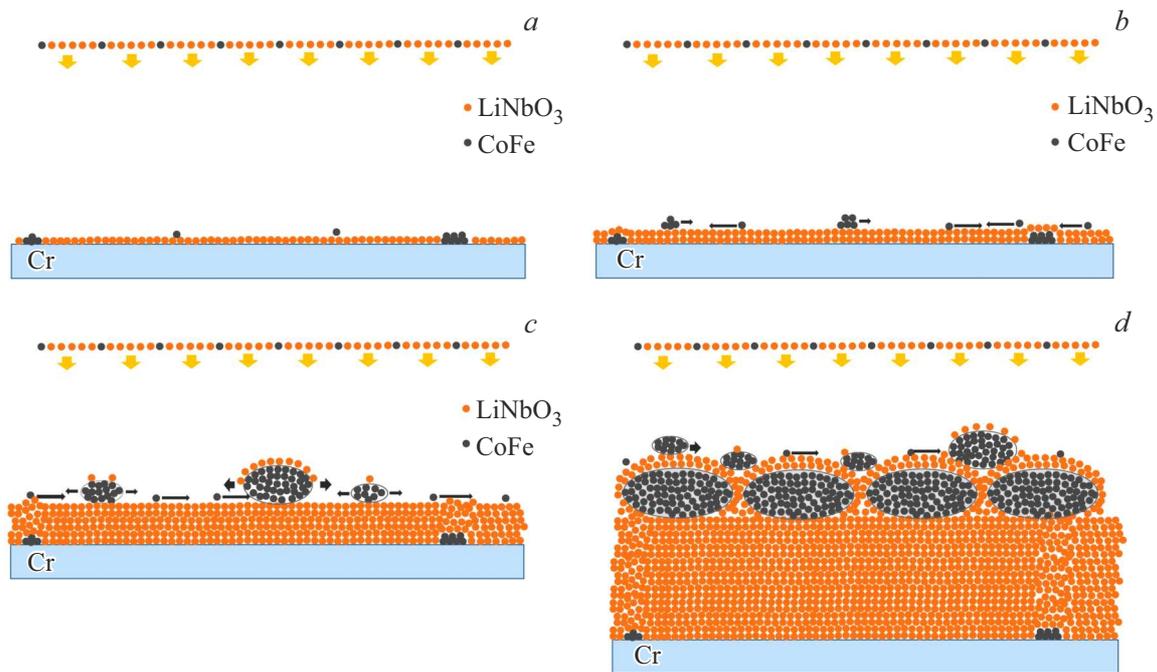


Рис. 2. Модельные представления роста композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{LiNbO}_3)_{100-x}$ на начальном этапе формирования пленки (a); на начальном этапе формирования диэлектрического слоя пленки (b); на этапе формирования укрупненных гранул металлической фазы пленки (c); формирование однородной наноразмерной гетерогенной структуры (d).

ваться на поверхности пленки $\alpha\text{-LiNbO}_3$. Важным допущением данной модели является наличие поверхностной миграции островков CoFe. Многие исследования подтверждают, что на начальной стадии конденсации кристаллических пленок на подложке слабо связанные с осаждаемым материалом зародыши могут сравнительно быстро перемещаться по поверхности [27–29]. Эти перемещения могут быть инициированы соударениями с быстрыми частицами потока, градиентом температур, электрического и магнитного полей и т.п. Надо отметить, что в случае начальной стадии формирования композита характерный размер потенциального рельефа поверхности несоизмерим с размерами частиц CoFe, что также является фактором, позволяющим зародышам перемещаться по поверхности. Данная ситуация иллюстрирована на рис. 2, b.

Столкновение частиц металла, мигрирующих по поверхности, может приводить к их коалесценции. Однако диффузионная коалесценция ограничена временем и размером частиц. На крупных частицах формируется оболочка из соединения LiNbO_3 . Соприкосновение таких частиц не приводит к их слиянию. Эта фаза роста пленки показана на рис. 2, c.

Когда металлические гранулы с оболочками из $\alpha\text{-LiNbO}_3$ заполняют всю поверхность подложки, формирование диэлектрического слоя заканчивается. Существенным отличием дальнейшего процесса формирования нанокompозита является образование на поверхности потенциального рельефа, соизмеримого с размером наногранул CoFe. К понятию потенциального рельефа

здесь относится не только рельеф поверхности, но и распределение магнитного поля ферромагнитных частиц CoFe, распределение магнитоэлектрических полей диэлектрической прослойки и т.д. Это может существенно ограничить диффузионную подвижность зародышей металлического сплава CoFe. В этом случае формирование композиционной наноструктуры протекает согласно модели, описанной выше. Формируется однородная наноразмерная гетерогенная структура композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{LiNbO}_3)_{100-x}$ (рис. 2, d).

Рассмотренные модельные представления можно распространить на многие нанокompозиты металл–диэлектрик, формирующиеся на металлической пленке. Кроме того, очевидно, что толщина диэлектрического слоя будет уменьшаться с возрастанием концентрации металлической фазы. Данный механизм может не работать в композитах после порога перколяции.

Заключение

Проведенные исследования топологических особенностей пленок нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{15}(\text{LiNbO}_3)_{85}$, нанесенных на металлический электрод Cr/Cu/Cr, выявили наличие диэлектрической прослойки между верхним слоем Cr и пленкой НК толщиной $d_{ox} \approx 15$ nm. Предложено модельное представление формирования пленки нанокompозитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{LiNbO}_3)_{100-x}$ на начальном этапе роста. Показано, что формирование прослойки $\alpha\text{-LiNbO}_3$ на поверхности хромовой метал-

лической пленки возможно при реализации островкового и послыонного механизмов роста для различных фаз НК. Результаты модели можно распространить на наноконкомпозиты металл–диэлектрик, формирующиеся на металлической пленке. Толщина диэлектрического слоя будет уменьшаться с возрастанием концентрации металлической фазы.

Благодарности

Авторы благодарны Е.В. Кукуевой за электронно-микроскопические исследования и В.В. Рылькову за помощь в обсуждении результатов.

Финансирование работы

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 19-29-03022 мк.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] А.Н. Мацукатова, А.В. Емельянов, А.А. Миннеханов, Д.А. Сахарутов, А.Ю. Вдовиченко, Р.А. Камышинский, В.А. Демин, В.В. Рыльков, П.А. Форш, С.Н. Чвалун, П.К. Кашкаров. Письма в ЖТФ, **46** (2), 25 (2020). DOI: 10.21883/PJTF.2020.02.48948.18064 [A.N. Matsukatova, P.K. Kashkarov, A.V. Emelyanov, A.A. Minnekhanov, D.A. Sakharutov, A.Y. Vdovichenko, R.A. Kamyshinskii, V.A. Demin, V.V. Rylkov, P.A. Forsh, S.N. Chvalun. Tech. Phys. Lett., **46** (1), 73 (2020). DOI: 10.1134/S1063785020010277]
- [2] А.В. Архипов, Г.В. Ненашев, А.Н. Алешин. ФТТ, **63** (4), 559 (2021). DOI: 10.21883/FTT.2021.04.50725.263
- [3] W. Li, X. Liu, Y. Wang, Z. Dai, W. Wu, L. Cheng, Y. Zhang, Q. Liu, X. Xiao, C. Jiang. Appl. Phys. Lett., **108**, 153501 (2016). DOI: 10.1063/1.4945982
- [4] M.N. Martyshov, A.V. Emelyanov, V.A. Demin, K.E. Nikiruy, A.A. Minnekhanov, S.N. Nikolaev, A.N. Taldenkov, A.V. Ovcharov, M.Yu. Presnyakov, A.V. Sitnikov, A.L. Vasiliev, P.A. Forsh, A.B. Granovsky, P.K. Kashkarov, M.V. Kovalchuk, V.V. Rylkov. Phys. Rev. Appl., **14**, 034016 (2020). DOI: 10.1103/physrevapplied.14.034016
- [5] В.В. Рыльков, А.В. Емельянов, С.Н. Николаев, К.Э. Никируй, А.В. Ситников, Е.А. Фадеев, В.А. Демин, А.Б. Грановский. ЖЭТФ, **158** (1), 164 (2020). DOI: 10.31857/S0044451020070159 [V.V. Rylkov, A.V. Emelyanov, S.N. Nikolaev, K.E. Nikiruy, A.V. Sitnikov, E.A. Fadeev, V.A. Demin, A.B. Granovsky. JETP, **131** (1), 160 (2020) DOI: 10.1134/S1063776120070109]
- [6] V.V. Rylkov, A.V. Sitnikov, S.N. Nikolaev, V.A. Demin, A.N. Taldenkov, M.Yu. Presnyakov, A.V. Emelyanov, A.L. Vasiliev, Yu.E. Kalinin, A.S. Bugaev, V.V. Tugushev, A.B. Granovsky. J. Magn. Magn. Mater., **459**, 197 (2018). DOI: 10.1016/j.jmmm.2017.11.022
- [7] D. Ielmini. Semicond. Sci. Technol., **31**, 063002 (2016). DOI: 10.1088/0268-1242/31/6/063002
- [8] W. Banerjee, Q. Liu, H. Hwang. J. Appl. Phys., **127**, 051101 (2020). DOI: 10.1063/1.5136264
- [9] M. Zhuk, S. Zarubin, I. Karateev, Yu. Matveyev, E. Gornev, G. Krasnikov, D. Negrov, A. Zenkevich. Front. Neurosci., **14**, 94 (2020). DOI: 10.3389/fnins.2020.00094
- [10] A. Mikhaylov, A. Belov, D. Korolev, I. Antonov, V. Kotomina, A. Kotina, E. Gryaznov, A. Sharapov, M. Koryazhkina, R. Kryukov, S. Zubkov, A. Sushkov, D. Pavlov, S. Tikhov, O. Morozov, D. Tetelbaum. Adv. Mater. Technol., **5** (1), 1900607 (2020). DOI: 10.1002/admt.201900607
- [11] J. Valle, J.G. Ramírez, M.J. Rozenberg, I.K. Schuller. J. Appl. Phys., **124** (21), 211101 (2018). DOI: 10.1063/1.5047800
- [12] Y. Li, Zh. Wang, R. Midya, Q. Xia, J.J. Yang. J. Phys. D: Appl. Phys., **51** (50), 503002 (2018). DOI: 10.1088/1361-6463/aade3f
- [13] D.-H. Kwon, K.M. Kim, J.H. Jang, J.M. Jeon, M.H. Lee, G.H. Kim, X.-Sh. Li, G.-S. Park, B. Lee, S. Han, M. Kim, Ch.S. Hwang. Nat. Nanotechnol., **5**, 148 (2010). DOI: 10.1038/nnano.2009.456
- [14] J.-Y. Chen, Ch.-W. Huang, Ch.-H. Chiu, Yu.-T. Huang, W.-W. Wu. Adv. Mater., **27** (34), 5028 (2015). DOI: 10.1002/adma.201502758
- [15] H. Jiang, L. Han, P. Lin, Zh. Wang, M.H. Jang, Q. Wu, M. Barnell, J.J. Yang, H.L. Xin, Q. Xia. Sci. Rep. **6**, 28525 (2016). DOI: 10.1038/srep28525
- [16] С.А. Гриднев, Ю.Е. Калинин, А.В. Ситников, О.В. Стогней. *Хелинейные явления в нано- и микрогетерогенных системах* (БИНОМ, Лаборатория знаний, М., 2012)
- [17] V.V. Rylkov, V.A. Demin, A.V. Emelyanov, A.V. Sitnikov, Yu.E. Kalinin, V.V. Tugushev, A.B. Granovsky. *Novel Magnetic Nanostructures: Unique Properties and Applications*, ed. by N. Domracheva, M. Caporali, E. Rentschler (Elsevier, 2018), p. 427.
- [18] В.М. Иевлев. *Тонкие пленки неорганических материалов: механизм роста и структура* (Издат.-полиграф. центр Воронеж. гос. ун-та, Воронеж, 2008)
- [19] M. Volmer, A. Weber. Z. Phys. Chem., **119** (3/4), 277 (1926). DOI: 10.1515/zpch-1926- 11927
- [20] F.C. Frank, J.H. Van der Merve. Proc. Roy. Soc. A, **198**, 205 (1949). DOI: 10.1098/rspa.1949.0095
- [21] F.C. Frank, J.H. Van der Merve. Proc. Roy. Soc. A, **200**, 125 (1949). DOI: 10.1098/rspa.1949.0163
- [22] В.М. Юров, В.Ч. Лауринас, С.А. Гученко, О.Н. Завацкая. *Современные наукоемкие технологии*, **3**, 36 (2012).
- [23] С.Ю. Лазарев. *Металлообработка*, **2** (14), 38 (2003).
- [24] B. Baker, N. Herbots, Sh.D. Whaley, M. Sahal, J. Kintz, A. Yano, S. Narayan, A.L. Brimhall, W.-L. Lee, Y. Akabane, R.J. Culbertson. J. Vac. Sci. Technol. A, **37**, 041101 (2019). DOI: 10.1116/1.5095157
- [25] Y. Hirsh, S. Gorfman, D. Sherman. Acta Mater., **193**, 338 (2020). DOI: j.actamat.2020.03.046
- [26] В.М. Самсонов, А.А. Чернышова, Н.Ю. Сдобняков. *Изв. РАН. Сер. физ.*, **80** (6), 768 (2016). DOI: 10.7868/S0367676516060296
- [27] R. Kern, G.L. Lay, J.J. Métois. Curr. Top. Mater. Sci., **3**, 131 (1979).
- [28] V.P. Rubetz, S.A. Kukushkin. Thin Solid Films, **221**, 267 (1992). DOI: 10.1016/0040-6090(92)90825-v
- [29] R. Kern, A. Masson, J.J. Métois, Surf. Sci., **27**, 483 (1971). DOI: 10.1016/0039-6028(71)90183-X