

УДК 669.293.3;681.327.66

МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА NiFe-SiC-NiFe НАНОГЕТЕРОСТРУКТУР

С. И. Касаткин¹, А. М. Муравьев¹, Ф. А. Пудонин

Рассмотрены результаты исследований по созданию магнитополупроводниковых наногетероструктур NiFe-SiC-NiFe и изучению их магнитных свойств. Обнаружено зависящее от магнитного поля взаимодействие между полупроводниковым и магнитными слоями. Индукционным способом исследовано влияние конфигурации и параметров наноструктур на их магнитные свойства и обнаружена нелинейная зависимость магнитных параметров исследуемых структур от магнитного поля.

Исследование магнитных свойств многослойных, а именно, спин-вентильных и спин-туннельных магниторезистивных структур, является одним из актуальных направлений физики магнитных явлений и магнитной микро- и нанoeлектроники. Толчком к изучению магнитных структур явилось открытие в 1988 г. гигантского магнитосопротивления. Особый интерес представляют спин-вентильные и спин-туннельные магниторезистивные наноструктуры, в общем случае представляющие собой две магнитные пленки, разделенные низкорезистивной немагнитной прослойкой из меди, золота или серебра (спин-вентильные магниторезистивные структуры), либо диэлектрической прослойкой из Al_2O_3 (спин-туннельные магниторезистивные структуры) [1]. С прикладной точки зрения более перспективными представляются спин-туннельные магниторезистивные структуры, в которых получены значения гигантского магниторезистивного сопротивления свыше 40% при комнатной температуре. На их основе уже созданы образцы датчиков магнитного поля с чувствительностью около 10^{-6} Э [2], экспериментальные образцы магниторезистивного запоминающего устройства с произвольной выборкой

¹Институт проблем управления РАН.

(MRAM) емкостью 256 Кб [3] и спинового транзистора [4]. Ранее, авторами уже были изготовлены и исследованы подобные спин-туннельные магниторезистивные структуры и спин-туннельные переходы на их основе [5, 6].

В последнее время все больше внимания привлекают магнитные наноструктуры с полупроводниковыми слоями. Наряду со спиновой поляризацией тока в таких структурах наблюдаются оптические эффекты, что расширяет область возможных применений магнитных структур. В [7] приведены результаты исследования спинового транзистора с 60% эффектом на основе спин-вентильной магнитополупроводниковой наногетероструктуры $Si-NiFe-Cu-NiFe-GaAs$ с вертикальным протеканием сенсорного тока.

Одним из перспективных полупроводниковых материалов, представляющим интерес для подобных наногетероструктур, является карбид кремния SiC [8]. Данный материал обладает большими шириной запрещенной зоны 2.4 эВ и электрическим полем пробоя 2.0 МВ/см, имеет множество политипов и высокую подвижность электронов, обладает большими теплопроводностью 4.9 Вт/(смК) и температурой плавления 2830°C. У некоторых политипов карбида кремния наблюдается двулучепреломление, что позволяет ожидать от него необычных магнитооптических свойств.

Структуры $FeNi-SiC-FeNi$ различной конфигурации выращивались на ситалловых подложках методом ВЧ напыления (Sputron-II, Balzers) при последовательном распылении поликристаллических мишеней $FeNi$ и SiC . Скорости осаждения SiC и $FeNi$ составили 3.38 нм/мин и 4.45 нм/мин соответственно. Начальный вакуум был не хуже 5×10^{-7} Торр, специальный подогрев подложек в процессе напыления не проводился, температура же подложек в процессе роста не превышала 70°C. Было выращено: три серии $FeNi-SiC-FeNi$ наноструктур, внутри каждой из которых толщина слоев $FeNi$ была фиксированной ($d_m = 3$ нм, 4 нм и 6 нм), а толщина слоев SiC d_s в каждой серии изменялась от 0.9 нм до 2.7 нм с шагом 0.3 нм (всего в каждой серии по 7 образцов); две серии наноструктур с асимметричным расположением слоя SiC сверху и снизу наноструктуры ($SiC-FeNi-Ti-FeNi$ и $FeNi-Ti-FeNi-SiC$) и с различной толщиной этого слоя (по три образца в каждой серии); одна серия с асимметричным расположением SiC слоя сверху наноструктуры с различной толщиной разделительного слоя Ti (четыре образца). Каждая серия структур выращивалась в едином технологическом цикле, и каждый образец изготовлялся в идентичных технологических условиях в одном и том же месте вакуумной камеры.

Магнитные свойства полученных наноструктур исследовались индуктивным методом, который позволяет получить информацию о перемангничивании магнитных пленок

и каким способом это перемагничивание происходит: движением ли доменных границ или вращением намагниченности. Метод позволяет определить коэрцитивную силу H_c , поле магнитной анизотропии H_k , наличие и ориентацию оси легкого намагничивания (ОЛН), обнаружить обменное взаимодействие между магнитными пленками и оценить его степень, а также однородность магнитных параметров по площади образца, их зависимость от величины перемагничивающего магнитного поля.

Разработанная авторами индукционная установка позволяет измерять магнитные параметры как сверхтонких магнитных пленок с толщиной от 5 нм, так и толстых магнитных пленок с толщиной до нескольких микрон на разных стадиях технологического процесса [9].

При измерении исследуемая структура вводится внутрь управляющей катушки, предназначенной для формирования переменного магнитного поля H_{\sim} . Перпендикулярное переменному полю постоянное магнитное поле ($H_{=}$), необходимое для обеспечения измерений поля анизотропии пленки (H_k), формируется второй управляющей катушкой, которая по своим размерам больше первой. На время проведения измерения H_k первая управляющая катушка вместе с исследуемым образцом вдвигается во вторую. Преобразование изменения магнитного потока в электрический сигнал осуществляется системой считывающих катушек, расположенных около исследуемой структуры.

Типичный сигнал считывания от наногетероструктуры с двумя магнитными слоями при перемагничивании вдоль ОЛН состоит из одного положительного и одного отрицательного импульсов, что говорит о совместном перемагничивании двух ферромагнитных пленок. Малая длительность импульсов без дополнительных пиков означает хорошее совпадение и однородность магнитных параметров пленок по площади и толщине образца, отсутствие взаимодействий как между самими ферромагнитными пленками, так и с дополнительными слоями.

В табл. 1 приведены сведения о величине коэрцитивной силы H_c в эрстедах вдоль ОЛН, об анизотропии и о сдвиге коэрцитивной силы при изменении размаха переменного внешнего поля для образцов наногетероструктур с различной толщиной магнитных (d_m) и полупроводникового (d_s) слоя. Можно видеть, что с ростом толщины магнитных слоев при фиксированной толщине слоя SiC наблюдается тенденция к падению величины коэрцитивной силы, что можно объяснить улучшением однородности слоев и изменением структуры доменных границ магнитных пленок. С ростом толщины магнитных пленок увеличивается доля образцов с повышенной магнитной анизотропией. При отсутствии магнитной анизотропии сигналы по ОЛН и оси трудного намагничивания (ОТН)

идентичны, при слабой анизотропии – коэрцитивная сила образца вдоль ОТН возрастает, сигнал становится пологим и меньшим по величине. Критерием сильной магнитной анизотропии является отсутствие сигнала считывания по ОТН, означающее, что перемагничивание магнитных пленок происходит практически только вращением намагниченности. Наличие таких зависимостей является положительным моментом с точки зрения создания элементов на основе спиновых переходов с вертикальным протеканием сенсорного тока, т.к. повышается роль вращения намагниченности в процессе перемагничивания магнитных пленок и уменьшается гистерезис, возникающий из-за движения доменных границ и приводящий к зависимости магнитного состояния наноструктуры от предыстории.

Т а б л и ц а 1

Зависимости коэрцитивной силы H_c , магнитной анизотропии H_k и наличия сдвига H_c при изменении размаха внешнего поля от толщины

d_s (нм)	$H_c(\mathcal{E})/H_k/$ наличие сдвига H_c при изменении размаха внешнего поля		
	$d_m = 2$ нм	$d_m = 3$ нм	$d_m = 6$ нм
0.9	13.0/слабая/нет	7.0/сильная/нет	4.2/сильная/нет
1.2	7.9/слабая/нет	8.0/слабая/нет	3.4/сильная/нет
1.5	4.8/сильная/да	11.0/нет/нет	1.2/сильная/нет
1.8	4.4/слабая/нет	4.2/слабая/нет	3.6/сильная/нет
2.1	9.0/слабая/да	3.4/сильная/нет	0.9/нет/нет
2.4	4.0/слабая/нет	3.0/сильная/да	0.7/сильная/нет
2.7	3.0/очень сильная/нет	5.8/сильная/да	3.3/слабая/нет

Принципиальным отличием магнитополупроводниковых $FeNi-SiC-FeNi$ наногетероструктур от анизотропных магниторезистивных наноструктур с высокорезистивным разделительным слоем из Ti [10] и от спин-туннельных магниторезистивных наноструктур с диэлектрическим разделительным слоем Al_2O_3 , в том числе с фиксирующим $FeMn$ слоем [5, 6], является проявляющаяся в ряде образцов нелинейная зависимость H_c от размаха переменного перемагничивающего магнитного поля H . При последовательном увеличении размаха переменного поля H , начиная с некоторого его значения, происходит уменьшение H_c наноструктуры, и при дальнейшем увеличении поля начинается рост H_c с последующим насыщением. В образце с $d_m = 2$ нм и $d_s = 2.1$ нм уменьшение коэрцитивной силы начинается при $H = 8 \mathcal{E}$ с величины $H_c = 4.8 \mathcal{E}$ до $4 \mathcal{E}$ при $H = 20 \mathcal{E}$. Затем начинается рост H_c приблизительно до исходной ее величины.

Изменение H_c магнитополупроводниковой наногетероструктуры в зависимости от величины размаха H при постоянной конфигурации поверхностей подложки и всех слоев означает, что происходит изменение энергии доменных границ пермаллоевых пленок, что может быть связано с воздействием слоя SiC на процесс перемагничивания пермаллоевых пленок. При этом величина воздействия на магнитные свойства пермаллоевых пленок зависит от величины перемагничивающего слоя. Такое сильное влияние SiC на магнитное состояние ферромагнитных пленок может означать воздействие и на магнитотранспортные свойства, т.е. на величину спиновой поляризации сенсорного тока, и на значение гигантского магниторезистивного эффекта. Как можно видеть из табл. 1, зависимость $H_c(H)$ проявляется при повышенных значениях d_s и при меньших значениях d_m . Это достаточно логично, т.к. при таких условиях можно ожидать повышения влияния полупроводникового слоя на свойства ферромагнитных пленок.

Для получения дополнительной информации о взаимодействии ферромагнитного и немагнитного полупроводникового слоев были напылены две группы асимметричных наногетероструктур: $FeNi(2 \text{ н.м})-Ti(1.25 \text{ н.м})-FeNi(2 \text{ н.м})-SiC(x)$ и $SiC(x)-FeNi(2 \text{ н.м})-Ti(1.25 \text{ н.м})-FeNi(2 \text{ н.м})$. Цель – обнаружить разницу в магнитных параметрах ферромагнитных пленок, контактирующих со слоем SiC и пленок, удаленных от него. Дополнительно проверялось влияние положения этого слоя относительно ферромагнитной пленки на ее параметры, так как ранее для наноструктур с фиксирующим антиферромагнитным слоем $FeMn$ такое влияние уже было обнаружено. Толщины ферромагнитной и полупроводниковой пленок были выбраны в диапазоне, где влияние полупроводникового слоя проявлялось наиболее сильно. В качестве разделительного слоя между ферромагнитными пленками с целью ослабления обменного взаимодействия между ферромагнитными пленками был выбран Ti .

В табл. 2 приведены результаты измерения коэрцитивной силы H_c и поля смещения H_s сигналов перемагничивания (петли гистерезиса) наногетероструктуры при измерении по ОЛН и по ОТН. Различия в величине H_c ферромагнитных пленок, контактирующих со слоем SiC и удаленных от него, не было обнаружено. С другой стороны, появилось не наблюдавшееся ранее смещение сигналов перемагничивания, достигающее 1 Э . При увеличении толщины слоя SiC наблюдается и увеличение анизотропии магнитных слоев $FeNi$. Необходимо отметить, что толщина полупроводникового слоя сильно влияет и на величину коэрцитивной силы наногетероструктуры.

Т а б л и ц а 2

Изменение величины коэрцитивной силы наногетероструктуры и сдвига петель гистерезиса при перемагничивании по ОЛН и по ОТН

Структура	d_{SiC} , нм	ОЛН		ОТН	
		H_c , Э	H_s , Э	H_c , Э	H_s , Э
<i>FeNi-Ti-FeNi-SiC</i>	1.8	5.7	0.9	6.2	0.8
<i>FeNi-Ti-FeNi-SiC</i>	2.1	8.2	1.0	9.3	1.1
<i>FeNi-Ti-FeNi-SiC</i>	2.4	7.0	0.8	8.1	0.2
<i>SiC-FeNi-Ti-FeNi</i>	1.8	7.4	0.7	6.4	0.3
<i>SiC-FeNi-Ti-FeNi</i>	2.1	6.2	0.8	6.9	0.9
<i>SiC-FeNi-Ti-FeNi</i>	2.4	8.2	1.0	9.4	1.0

Наличие смещения петли гистерезиса в исследуемых асимметричных наногетероструктурах говорит о наличии взаимодействия между полупроводниковым слоем и ферромагнитными пленками. Отсутствие смещения петли гистерезиса в симметричных структурах объясняется тем, что оно имеет место в обеих пермалловых пленках и входит в величину H_c .

Для выяснения влияния слоя *SiC* на характер взаимодействия между магнитными слоями была изготовлена серия асимметричных структур с переменной толщиной *Ti*. Изменение толщины *Ti* имело целью изменить величину магнитной связи между слоями *FeNi*: *FeNi*(2 нм)-*Ti*(*x*)-*FeNi*(2 нм)-*SiC*(2.1 нм) с $d_{Ti} = 1.5$ нм, 2.5 нм и 5 нм.

На рис. 1 показаны сигналы перемагничивания для данных наногетероструктур с $d_{Ti} = 1.5$ нм (а), 2.5 нм (б), 3.5 нм (в) и 5 нм (г). При $d_{Ti} = 1.5$ нм обменное взаимодействие между пермалловыми пленками превышает взаимодействие между *SiC* слоем и прилегающей к нему пермалловой пленкой, и наногетероструктура из двух пермалловых пленок перемагничивается как единое целое. При $d_{Ti} = 2.5$ нм с ослаблением обменного взаимодействия между пермалловыми пленками сигнал перемагничивания разделяется на два. Это означает, что ферромагнитные пленки начинают перемагничиваться раздельно с различными H_c . При дальнейшем росте d_{Ti} сигналы полностью разделяются с сохранением тех же тенденций в изменении H_c пермалловых пленок (рис. 2, кривые 1, 2). Смещение сигналов перемагничивания сохраняется и достигает 1 Э (рис. 2, кривые 3, 4). Что касается определения соответствия коэрцитивной силы прилегающей или удаленной пермалловой пленки, то более логичным было бы принять, что пленка с уменьшающейся H_c прилегает к *SiC* слою. В пользу этого говорит

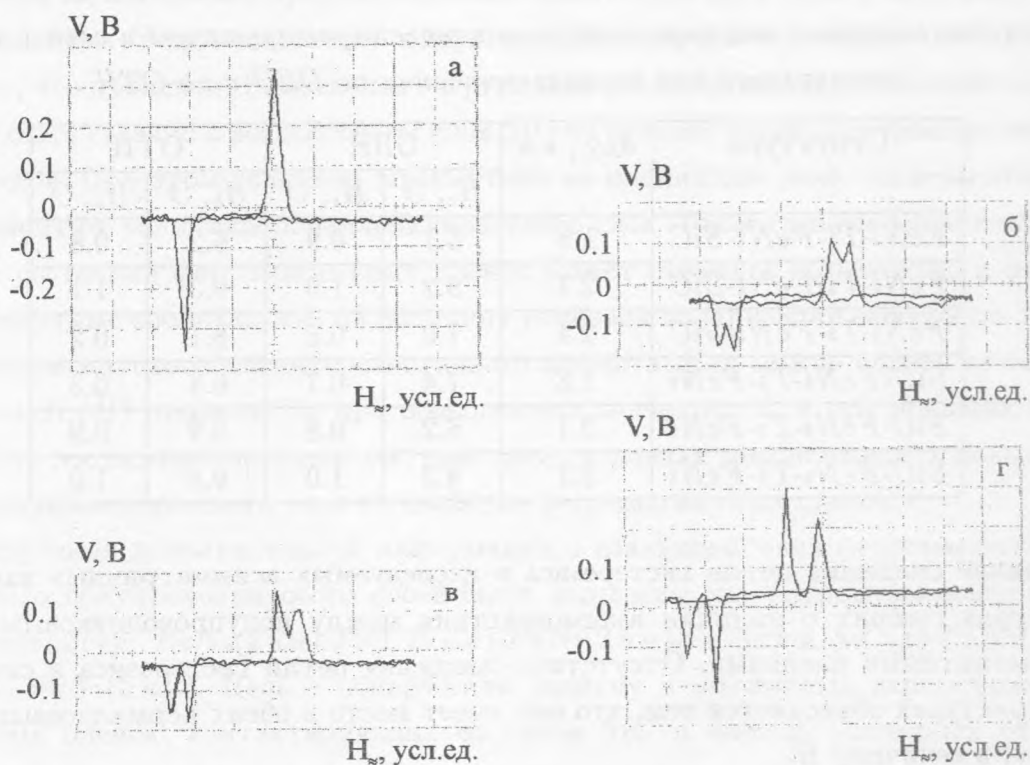


Рис. 1. Сигналы перемагничивания асимметричных $FeNi-Ti-FeNi-SiC$ наногетероструктур с различными толщинами слоя Ti : а) $d_{Ti} = 1.5$ нм; б) $d_{Ti} = 2.5$ нм; в) $d_{Ti} = 3.5$ нм; г) $d_{Ti} = 5.0$ нм.

величина большей H_c , которая может соответствовать коэрцитивной силе одиночной пермаллоевой пленки толщиной 2.0 нм.

Дополнительным доказательством, подтверждающим наличие (зависящего от величины перемагничивающего магнитного поля) взаимодействия между немагнитным полупроводниковым SiC слоем и пермаллоевыми пленками, является процесс перемагничивания образцов с максимальной d_{Ti} . С увеличением размаха H появляется одиночный сигнал перемагничивания с положением пика 2.5 Э (рис. 3а). С ростом перемагничивающего поля одновременно происходит уменьшение амплитуды этого сигнала и появление по обеим сторонам от него двух других сигналов с положением пиков 2.0 Э и 4.3 Э для $d_{Ti} = 5$ нм (рис. 3б). При дальнейшем увеличении размаха поля первый сигнал исчезает (рис. 3в). Объяснение этого эффекта может быть следующее: до некоторой величины перемагничивающего поля обе пермаллоевые пленки перемагничиваются со-

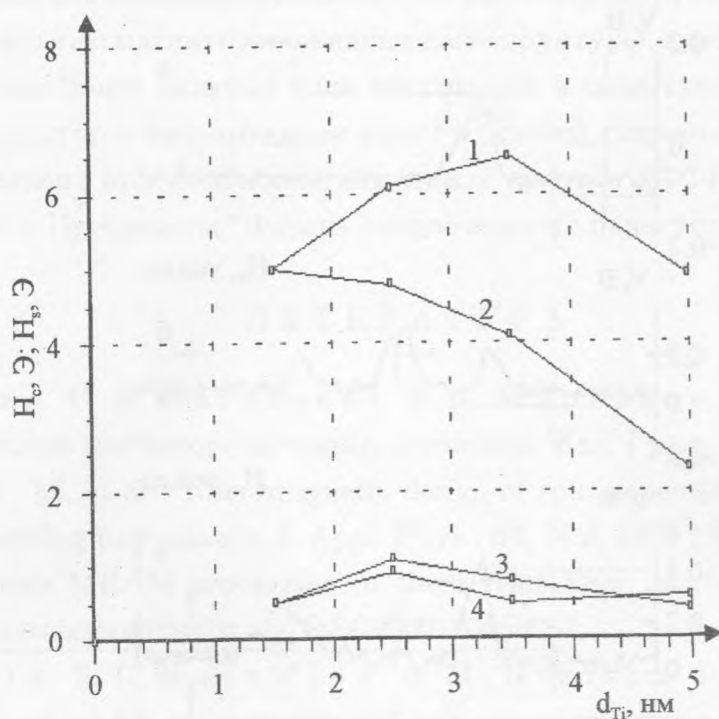


Рис. 2. Зависимости величины коэрцитивной силы наногетероструктур и сдвига петель гистерезиса по ОЛН от толщины слоя титана при изменении размаха переменного внешнего поля. 1 — H_c верхнего слоя $FeNi$; 2 — H_c нижнего слоя $FeNi$; 3 — H_s верхнего слоя $FeNi$; 4 — H_s нижнего слоя $FeNi$.

вместно. С ростом перемагничивающего поля происходит увеличение воздействия SiC слоя на прилегающую к нему пермаллоевую пленку. Это означает увеличение взаимодействия между этим слоем и прилегающей к нему пермаллоевой пленкой, что и приводит к различному перемагничиванию пермаллоевых пленок.

Из полученных данных можно сделать вывод, что по характеру взаимодействия с ферромагнитными слоями полупроводниковый слой SiC во многом аналогичен антиферромагнетику (например, $FeMn$), который в подобных системах также фиксирует вектор намагниченности прилегающего к нему магнитного слоя.

В результате приведенной работы по получению и исследованию магнитополупроводниковых $FeNi-SiC-FeNi$ наногетероструктур различной конфигурации с широким спектром толщины полупроводникового и ферромагнитных слоев обнаружено взаимодействие между полупроводниковым SiC слоем и ферромагнитной пермаллоевой плен-

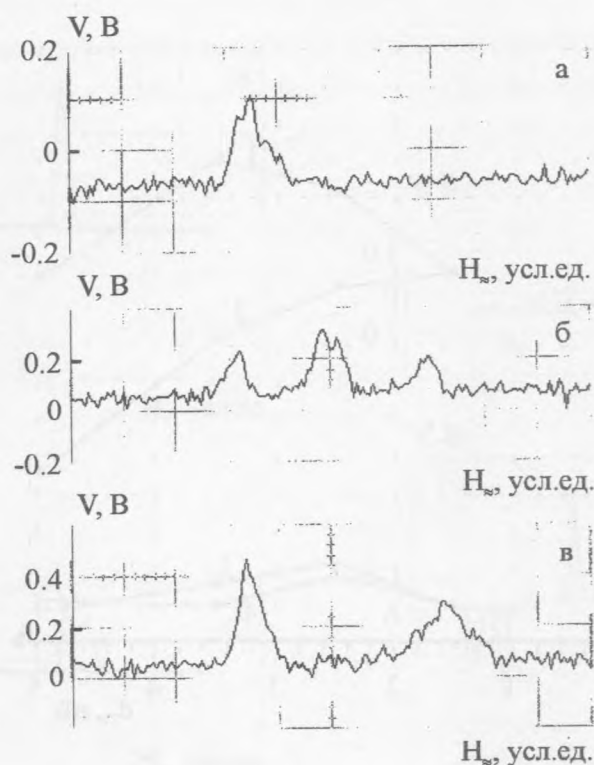


Рис. 3. Сигналы перемагничивания асимметричной наногетероструктуры с $d_{Ti} = 5.0$ нм при различных величинах размаха перемагничивающего поля: $H_a < H_b < H_c$.

кой. Взаимодействие увеличивается с ростом размаха воздействующего переменного внешнего магнитного поля. Кроме того, обнаружено нелинейное по магнитному полю поведение магнитных характеристик (H_c) магнитных слоев в данных структурах. Физические причины как появления магнитной нелинейности, так и сильного магнитного взаимодействия между ферромагнитными слоями и SiC в полученных наноструктурах пока до конца не выяснены. Можно предположить, что определенную роль здесь играет кристаллическая и электронная структура SiC . Для изучения причин столь необычного влияния SiC на магнитные характеристики магнитных слоев планируется проведение магнитооптических исследований, чувствительных к поляризационным эффектам в структурах. Полученные результаты делают весьма перспективным использование подобных наногетероструктур для исследований обменного взаимодействия в многослойных структурах на основе полупроводников и магнетиков, а также для разработки на их основе спиновых элементов (спинтроники).

Рассмотренные магнитополупроводниковые наногетероструктуры, представляющие собой спин-вентильные магниторезистивные наноструктуры, являются базой для создания и исследования более сложных спин-вентильных и спин-туннельных магниторезистивных наноструктур с фиксирующим слоем и основой спиновых переходов.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ N 01-02-16788, 01-02-16403 и гранта Программы "Физика твердотельных наноструктур" 97-1050.

ЛИТЕРАТУРА

- [1] К а с а т к и н С. И., В а с и л ь е в а Н. П., М у р а в ь е в А. М. Многослойные тонкопленочные магниторезистивные элементы. Изд. Гриф, Тула, 2001, с. 186.
- [2] T o n d r a M. et al. Micromagnetic design of spin dependent tunnel junctions for optimized sensing performance. J. Appl. Phys., **87**, N 9, 4679 (2000).
- [3] Motorola plans MRAM production in three years after making 256-Kbit prototype. www.siliconstrategies.com/story/OEG20001206S0067.
- [4] К а с а т к и н S. I., М у р а в ь е в А. М., Н и к и т и н P. I., et al. Sandwiched thin-film structure for magnetoresistive spin-tunneling sensors. Sensors & Actuators, **81** (1-3), 57 (2000).
- [5] К а с а т к и н S. I., Л о п а т и н V. V., М у р а в ь е в А. М., et al. Spin-tunneling magnetoresistive sensor of magnetic field. Sensors & Actuators, **85**, 221 (2000).
- [6] D e s s e i n K. et al. Evolution of vacuum bonded GaAs/Si spin-valve transistors. J. App. Phys., **87**, N 9, 5155 (2000).
- [7] А р и с т о в В. Ю. Поверхность β -SiC(100): атомная структура и электронные свойства. УФН, **171**, N 8, 801 (2001).
- [8] К а с а т к и н С. И., М у р а в ь е в А. М., П о п а д и н е ц Ф. Ф. Прибор для измерения квазистатических характеристик магнитных пленок. Заводская лаборатория, N 7, 23 (2001).
- [9] К а с а т к и н С. И., М у р а в ь е в А. М., В а с и л ь е в а Н. П. и др. Тонкопленочные многослойные датчики магнитного поля на основе анизотропного магниторезистивного эффекта. Микроэлектроника, N 2, 149 (2000).

Поступила в редакцию 1 февраля 2002 г.