

PACS numbers: 75.70 – i, 75.70.Cn, 75.75. + a, 68.37.Lp

МАГНИТОРЕЗИСТИВНЫЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК Fe И МУЛЬТИСЛОЕВ НА ИХ ОСНОВЕ

О.В. Сынашенко, Д.Н. Кондрахова, И.Е. Проценко

Сумский государственный университет,
ул. Римского-Корсакова, 2, 40007, Сумы, Украина
E-mail: protsenko@aph.sumdu.edu.ua

Приведены результаты исследования размерной зависимости магниторезистивного эффекта в тонких пленках Fe, полученных методом резистивного напыления на подогретую до 400 К подложку. Установлена корреляция магнитосопротивления и структурно-фазового состояния многослойных пленочных систем на основе Fe и Si или Cr в зависимости от соотношения толщин магнитных и немагнитных слоев. Изучено влияние термообработки на величину магнитосопротивления, индукции размагничивания и насыщения. Рассчитаны значения чувствительности магнитосопротивления к величине индукции магнитного поля.

Ключевые слова: МАГНИТОСОПРОТИВЛЕНИЕ, ИНДУКЦИЯ РАЗМАГНИЧИВАНИЯ, ИНДУКЦИЯ НАСЫЩЕНИЯ, ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ, ТВЕРДЫЙ РАСТВОР.

(Получено 27.12.2010, в отредактированной форме – 17.01.2011)

1. ВВЕДЕНИЕ

Магниторезистивный эффект в тонких ферромагнитных пленках обусловлен рассеиванием электронов на магнитных моментах доменов и их стенках, и при этом величина эффекта не превышает (10^{-3} - 10^{-2})%. Открытие явления гигантского магнитосопротивления (ГМС) в наноразмерных пленочных системах (мультислои, спин-вентили) на основе ферромагнетика (Fe, Co) и пара- (Cu, Au, Ag) или антиферромагнетика (Cr) позволило наблюдать магниторезистивный эффект со значительно большей величиной (порядка 1-100 %). В этих системах, в отличие от ферромагнитных пленок, преобладает спин-зависимое рассеивание электронов на дополнительных центрах рассеяния – ферромагнитных гранулах и интерфейсах магнетик/немагнитный металл.

Целью наших исследований является изучение размерной зависимости магниторезистивного эффекта в тонких пленках Fe и мультислоях на их основе, а также изучение влияния на его величину термообработки образцов. Электронно-микроскопические исследования позволили определить фазовый состав полученных образцов и установить его корреляцию с магниторезистивными свойствами.

2. МЕТОДИКА И ТЕХНИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Тонкие пленки Fe и мультислои на основе Fe и Si или Cr были получены методом термического испарения в вакууме (давление остаточной атмосферы 10^{-3} - 10^{-4} Па) на подложки (П) из аморфного ситалла (для магнито-

резистивных исследований) и углеродные пленки толщиной 20 нм (для электронно-микроскопических исследований).

При получении многослойных пленочных систем конденсация осуществлялась послойно из двух испарителей, разделенных экраном. Подложка с контактными дорожками и маской крепилась на круглом столике, который присоединен к специальному электродвигателю, предназначенному для движения в вакуумной установке ВУП-5М. Частота вращения двигателя составляла 30-90 об/мин. Для предотвращения растрескивания пленок на основе Cr и Fe подложка подогревалась с помощью молибденовой спирали до температуры 370-400 К. Послойная конденсация на подложку происходила, в зоне испарения одного из металлов. Толщина отдельных слоев определялась по скорости испарения компонент и общей толщине, определяемой интерферометрическим методом с использованием стеклянных свидетелей. Это позволило получать пленочные системы с разной атомной концентрацией компонент, которая определялась по формуле:

$$c_i = \frac{\rho_i d_i / \mu_i}{\rho_1 d_1 / \mu_1 + \rho_2 d_2 / \mu_2},$$

где ρ_i и μ_i – плотность и молярная масса компонент соответственно.

Изучение магниторезистивных свойств проводилось при комнатной температуре с использованием двухточечной схемы во внешнем магнитном поле от 0 до 300 мТл. При этом измерения проводились в трех геометриях – продольной, когда вектор магнитной индукции \mathbf{B} направлен вдоль протекания тока, поперечной, когда \mathbf{B} перпендикулярен линии протекания тока (в обоих случаях \mathbf{B} параллелен плоскости образца) и перпендикулярной, когда \mathbf{B} перпендикулярен плоскости. Величина магнито-сопротивления (МС) определялась как $\Delta R/R_s = (R(B) - R_s)/R_s$, где $R(B)$ – текущее значения сопротивлений пленочной системы в магнитном поле и R_s – сопротивление при поле насыщения.

Отжиг образцов проводился в температурном интервале от 300 до 900 К. Электронно-микроскопические и электронографические исследования осуществлялись с помощью просвечивающего электронного микроскопа ПЭМ-125К.

3. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

3.1 Тонкие пленки Fe

На рисунке 1 представлен пример магниторезистивных зависимостей для тонкой пленки Fe толщиной 11 нм. Результаты измерений МС в неотожженном и отожженном до $T_{отж} = 700$ и 900 К состояниях сведены в таблицу 1. Как видно, в ферромагнитных пленках Fe наблюдается анизотропность полевых зависимостей $R(B)$, что характеризуется отрицательным магниторезистивным эффектом в продольной геометрии и положительным – в поперечной и перпендикулярной геометриях. Термоотжиг образцов привел к незначительному росту амплитуды $\Delta R/R_s$ ($T_{отж} = 700$ К), ее падению в случае $T_{отж} = 900$ К в поперечной геометрии и плавному падению $\Delta R/R_s$ во всем диапазоне температур в продольной и перпендикулярной геометриях (рис. 2).

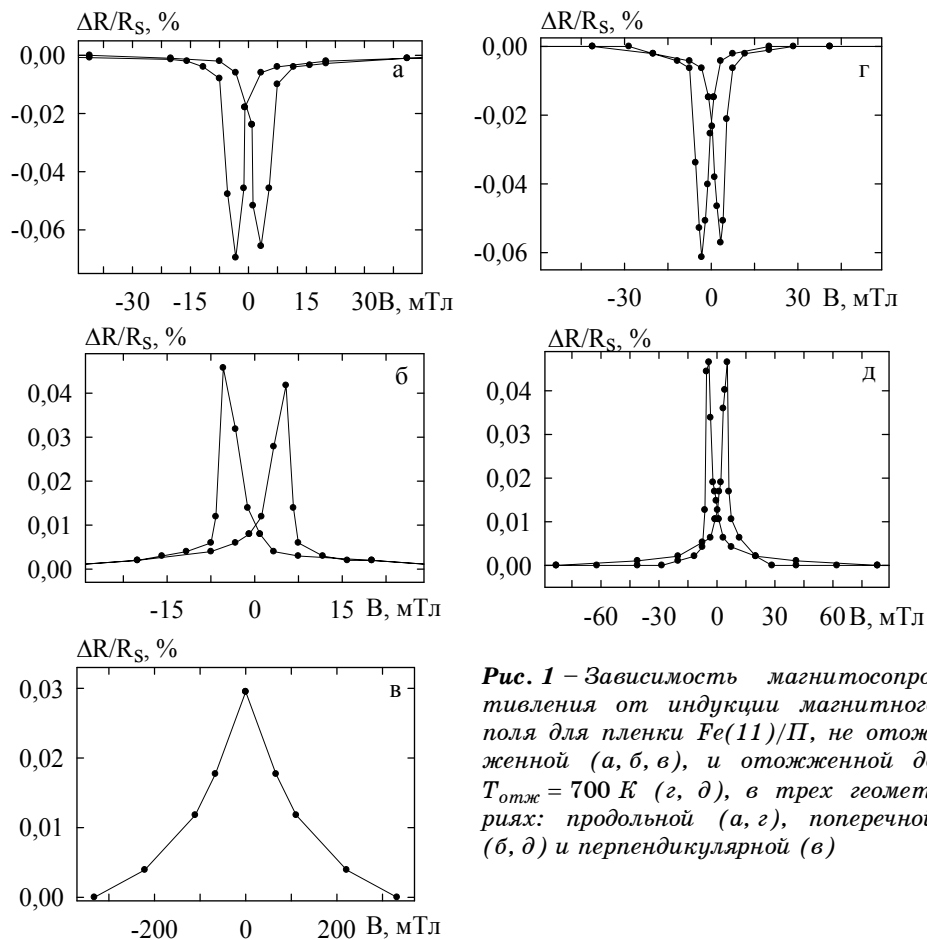


Рис. 1 – Зависимость магнитосопротивления от индукции магнитного поля для пленки Fe(11)/П, не отожженной (а, б, в), и отожженной до $T_{отж} = 700$ К (г, д), в трех геометриях: продольной (а, г), поперечной (б, д) и перпендикулярной (в)

Как отмечается авторами [1, 2], коэрцитивная сила, определенная посредством измерения изменения электросопротивления в магнитном поле, не совпадает с H_c , полученной из зависимости намагниченности M от напряженности магнитного поля H , но при этом несет качественную информацию о поведении тонких пленок в процессе перемагничивания. В нашем случае индукцию поля, которая необходима для полного размагничивания образца, назовем размагничивающей индукцией, обозначив ее B_c по аналогии с коэрцитивной силой. Данные о величине индукции размагничивания и насыщения для тонких пленок Fe, неотожженных и отожженных до разных температур, сведены в таблице 2 и отображены на рисунках 3 и 4. По причине отсутствия коэрцитивности и магнитного насыщения (в исследуемом диапазоне магнитного поля) в перпендикулярной геометрии данные приводятся для двух геометрий, когда B параллельно плоскости образца. В рассматриваемом диапазоне толщин величина размагничивающей индукции лежит в пределах (2,0-3,3) мТл индукции лежит в пределах 2,0-3,3 мТл в продольной геометрии и 2,0-5,4 мТл – в поперечной. Подобная разница значений в зависимости от геометрии измерения наблюдается и для величины индукции насыщения B_s .

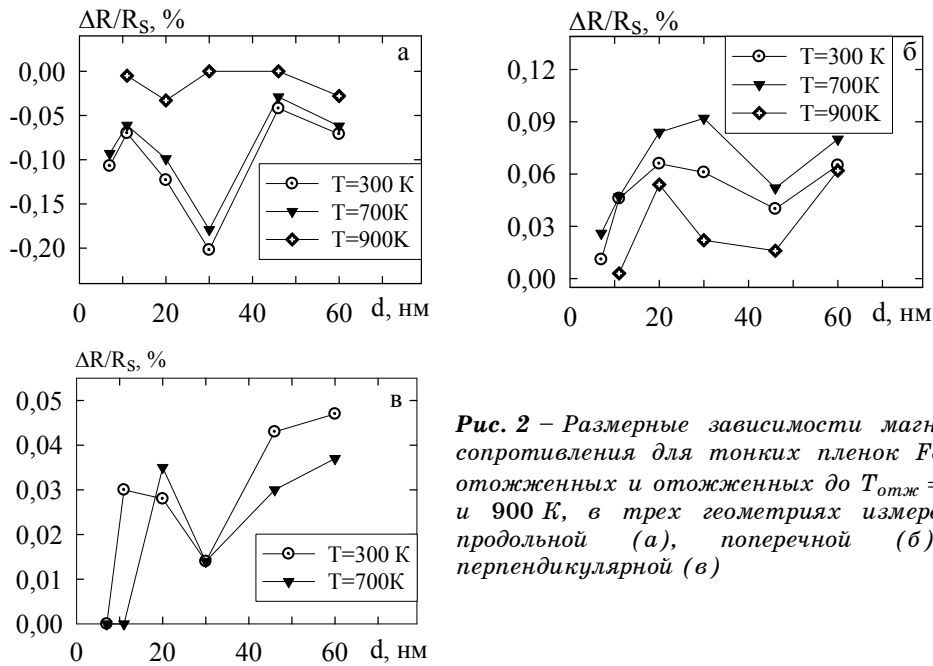


Рис. 2 – Размерные зависимости магнито-сопротивления для тонких пленок Fe, не отожженных и отожженных до $T_{отж} = 700$ и 900 K, в трех геометриях измерения: продольной (а), поперечной (б) и перпендикулярной (в)

Преимущественное преобладание величин B_c и B_s в поперечной геометрии может свидетельствовать о существовании оси легкого намагничивания в тонких пленках Fe вдоль линии протекания тока.

Отжиг пленок до 700 K не вносит существенных изменений в величину B_c и способствует значительному уменьшению (в среднем в 2 раза) B_s , что может объясняться термостабилизационными процессами в зернах и доменах, залечиванием структурных дефектов. Дальнейший отжиг до 900 K приводит к значительному увеличению величин B_c (до 33 мТл) и B_s (до 167 мТл и выше), чему, по всей видимости, способствует значительное укрупнение зерен, а, следовательно, и доменов, для разворота которых необходимы большие магнитные поля.

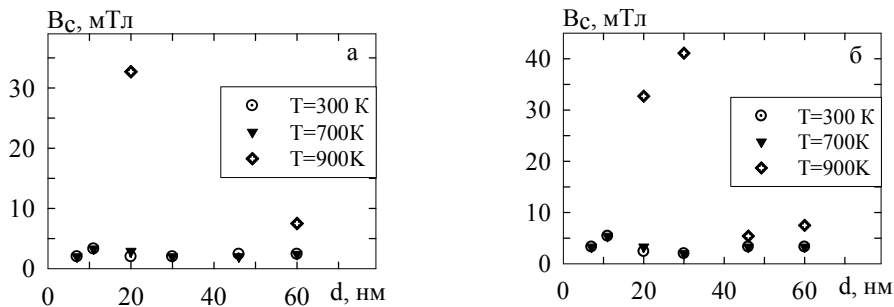


Рис. 3 – Размерные зависимости индукции размагничивания B_c для неотожженных и отожженных до $T_{отж} = 700$ и 900 K пленок Fe при продольной (а) и поперечной (б) геометриях измерения

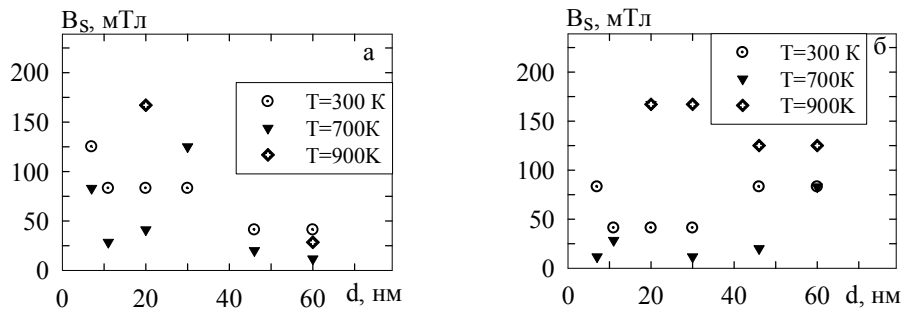


Рис. 4 – Размерные зависимости индукции насыщения B_s для неотожженных и отожженных до $T_{отж} = 700$ и 900 К пленок Fe при продольной (а) и поперечной (б) геометриях измерения

Судя по пикам на размерных зависимостях МС, B_c и B_s при толщине $d_{Fe} \cong 20-30$ нм, по-видимому, наблюдается переход от неелевского к блоховскому типу доменных стенок, которые характеризуются разной шириной и концентрацией дефектов. С уменьшением толщины пленок увеличивается ширина доменных стенок за счет перемагничивания пленки в направлении меньшего размагничивающего фактора (в плоскость пленки). Такие стенки и называют неелевскими [1].

Необходимо также отметить разницу в величинах МС в зависимости от геометрии измерения. Для свежесконденсированных пленок, равно как и для термостабилизированных, преобладание в величине МС наблюдается для продольной геометрии, что, вероятно, может объясняться анизотропией формы в исследуемых образцах (размеры пленок соотносятся как 1:6). При этом мелкие домены с широкими стенками в тонких пленках ($d_{Fe} \leq 30$ нм) сложнее развернуть до насыщения в магнитном поле, что проявляется в ярко выраженной анизотропии МС и преобладании величины B_s в продольной геометрии. Обратная ситуация наблюдается для более толстых пленок (табл. 2).

3.2 Мультислой на основе Fe и Cr

Многослойные пленочные системы на основе Fe и Cr или Cu с повторяемым набором фрагментов Fe/Cr или Fe/Cu (мультислой) были получены с помощью методики, описанной во втором разделе. Число фрагментов в большинстве случаев выдерживалось постоянным и равным 15. Данные магниторезистивных измерений в мультислоях $[Fe/Cr]_n$ представлены в таблицах 3 и 4. Как видно, для двух пленочных систем с атомной концентрацией 45 и 50 ат.% Fe характерна изотропность полевых зависимостей $R(B)$ (рис. 5 и 6), т.е. независимо от геометрии измерения наблюдается уменьшение величины электросопротивления в магнитном поле, что является характерным признаком ГМС [3, 4]. Для остальных систем с тонкими (≤ 2 нм) или относительно толстыми (4 нм) слоями Cr характерна анизотропность зависимостей $R(B)$, подобно пленкам Fe, и преобладание величины МС в продольной геометрии по сравнению с двумя другими геометриями.

Таблица 1 – Значения магнитосопротивления при различных геометриях измерения для тонких пленок Fe, неотожженных и отожженных до $T_{отж} = 700$ и 900 К

Образец	$\Delta R/R_s, \%$								
	продольная геометрия			поперечная геометрия			перпендикулярная геометрия		
	$T = 300$ К	$T_{отж},$ К		$T = 300$ К	$T_{отж},$ К		$T = 300$ К	$T_{отж},$ К	
700		900	700		900	700		900	
Fe(7)/II	- 0,107	- 0,093	-	0,011	0,026	-	0	0	-
Fe(11)/II	- 0,070	- 0,061	0	0,046	0,047	0	0,030	-	-
Fe(20)/II	- 0,123	- 0,099	- 0,033	0,066	0,084	0,054	0,028	0,035	-
Fe(30)/II	- 0,202	- 0,179	0	0,061	0,092	0,022	0,014	0,014	0
Fe(46)/II	- 0,044	- 0,029	0	0,040	0,052	0,016	0,043	0,030	-
Fe(60)/II	- 0,071	- 0,062	- 0,028	0,065	0,080	0,062	0,047	0,037	0

Таблица 2 – Значения индукции размагничивания B_c и насыщения B_s в двух геометриях измерения для неотожженных и отожженных до $T_{отж} = 700$ и 900 К пленок Fe

Образец	Продольная геометрия						Поперечная геометрия					
	300 К		700 К		900 К		300 К		700 К		900 К	
	B_c^*	B_s^*	B_c	B_s	B_c	B_s	B_c	B_s	B_c	B_s	B_c	B_s
Fe(7)/II	2,0	125,1	2,0	83,1	-	-	3,3	83,1	3,3	11,7	-	-
Fe(11)/II	3,3	83,1	3,3	28,5	-	-	5,4	41,1	5,4	28,5	-	-
Fe(20)/II	2,0	83,1	2,9	41,1	32,7; 41,1	167,1	2,4	41,1	3,3	167,1	32,7	>167,1
Fe(30)/II	2,0	83,1	2,0	125,1	-	-	2,0	41,1	2,0	11,7	41,1	>167,1
Fe(46)/II	2,4	41,1	2,0	20,1	-	-	3,3	83,1	3,3	20,1	5,4	125,1
Fe(60)/II	2,4	41,1	2,4	11,7	7,5	28,5	3,3	83,1	3,3	83,1	7,5	>125,1

* B_c и B_s в мТл

Таблица 3 – Значения MC в трех геометриях измерения для неотожженных и отожженных до $T_{отж} = 500, 700$ и 900 К мультислоев $[Fe/Cr]_n$

Образец	Общая толщина, нм	$c_{Fe},$ ат. %	$\Delta R/R_s, \%$								
			Продольная/поперечная геометрия						Перпендикулярная геометрия		
			300 К	$T_{отж},$ К			300 К	$T_{отж},$ К			
				500	700	900		500	700	900	
$[Fe(2,73)/Cr(4,07)]_{15}/II$	102	41	- 0,016/ 0,080	-/ -	-/ -	- 0,037/ 0,085	0,075	-	-	0,033	
$[Fe(2,27)/Cr(2,8)]_{15}/II$	76	45	0,219/ 0,359	0,220/ 0,354	- 0,102/ 0,031	- 0,111/ 0,035	0,207	0,154	0,037	0,054	
$[Fe(2,73)/Cr(2,73)]_{15}/II$	82	50	0,375/ 0,413	0,409/ 0,459	- 0,076/ 0,070	- 0,127/ 0,061	0,134	0,103	0,034	0,081	
$[Fe(2,8)/Cr(2,2)]_{15}/II$	75	57	- 0,156/ 0,059	- 0,152/ 0,059	- 0,176/ 0,075	-/ -	0,047	0,028	0,073	0,033	
$[Fe(3,2)/Cr(2)]_{15}/II$	78	62	- 0,026/ 0,142	-/ -	-/ -	- 0,042/ 0,096	0,079	-	-	0,056	
$[Fe(2,4)/Cr(0,6)]_{15}/II$	45	80	- 0,118/ 0,020	- 0,095/ 0,009	-/ -	-/ -	0,021	0	-	-	

Таблица 4 – Значения индукции размагничивания B_c и насыщения B_s в двух геометриях измерения для неотожженных и отожженных до $T_{отж} = 500, 700$ и 900 К мультислоев $[Fe/Cr]_n$

Образец	Общая толщина, нм	c_{Fe} , ат. %	Продольная/поперечная геометрия							
			300 К		отожженный до $T_{отж}$, К					
			B_c^*	B_s^*	500		700		900	
		B_c	B_s	B_c	B_s	B_c	B_s	B_c	B_s	
$[Fe(2,73)/Cr(4,07)]_{15}/\Pi$	102	41	3,3/ 2,4	41,1/ 167	-/ -	-/ -	-/ -	-/ -	7,5/ 3,3	62,1/ >167
$[Fe(2,27)/Cr(2,8)]_{15}/\Pi$	76	45	18,0/ 9,6	>209/ >209	11,7/ 4,1	>167/ >167	3,3/ 4,1	125/ 83,1	3,3/ 7,5	125/ 125
$[Fe(2,73)/Cr(2,73)]_{15}/\Pi$	82	50	3,3/ 6,6	>209/ >209	2,0/ 3,3	>167/ >167	2,0/ 2,0	41,1/ 83,1	2,0/ 5,4	>167/ >125
$[Fe(2,8)/Cr(2,2)]_{15}/\Pi$	75	57	4,1/ 6,6	41,1/ 125,1	3,3/ 7,5	28,5/ 83,1	3,3/ 5,4	28,5/ 20,1	-/ -	-/ -
$[Fe(3,2)/Cr(2)]_{15}/\Pi$	78	62	3,3/ 3,3	41,1/ 83,1	-/ -	-/ -	-/ -	-/ -	20,1/ 3,3	125/ 146
$[Fe(2,4)/Cr(0,6)]_{15}/\Pi$	45	80	2,0/ 7,5	41,1/ 83,1	1,2/ 4,1	41,1/ 11,7	-/ -	-/ -	-/ -	-/ -

* B_c и B_s в мТл

В работе [5] наблюдалось подобное отличие в величине МС многослойных структур $[Fe/Cr]_n/Fe/\Pi$ для двух геометрий измерений – продольной и поперечной. В первом случае величина МС была на 15% больше при гелиевых температурах и на 30% – при комнатной температуре. Авторы объясняют такую разницу проявлением эффекта анизотропии магнитосопротивления. Переход анизотропная → ГМС-структура происходит в случае, когда преобладающий вклад в величину МС вносит спин-зависимое рассеяние электронов проводимости на интерфейсах магнетик/ немагнитный металл или магнитных гранулах по сравнению с рассеиванием на магнитных моментах доменов и их стенках [4].

Электронно-микроскопические исследования образцов $[Fe/Cr]_n$ свидетельствуют о мелкодисперсной структуре в случае анизотропных образцов и лабиринтоподобной структуре в случае образцов с признаками ГМС (рис. 7), которая характерна, например, для магнитных монокристаллических пленок с магнитной анизотропией типа «легкая ось» [6] или для наногранулированных композитов ферромагнитный металл-диэлектрик [7]. По данным работы [7] лабиринтоподобная доменная структура представляет собой цепочку контактирующих друг с другом гранул, которые могут формироваться в кластеры. В тонкопленочных сплавах Cr-Fe наблюдалась подобная картина – образование кластеров Fe в матрице Cr при $c_{Fe} > 20$ ат. % [8].

Расшифровка дифракционных картин от исследуемых пленочных систем (табл. 5) указывает на образование в них твердых растворов (α -Fe, Cr) с параметром решетки, близким к массивным Fe и Cr, как в свежеконденсированных образцах, так и в отожженных до разных температур (0,287-0,289 нм).

Термообработка образцов в широком интервале температур 300-900 К в большинстве случаев привела к незначительному росту величины МС во всех трех геометриях, а также ликвидации признаков ГМС в двух образцах при отжиге свыше 700 К (рис. 5, 6, ж, к). При этом на микро-

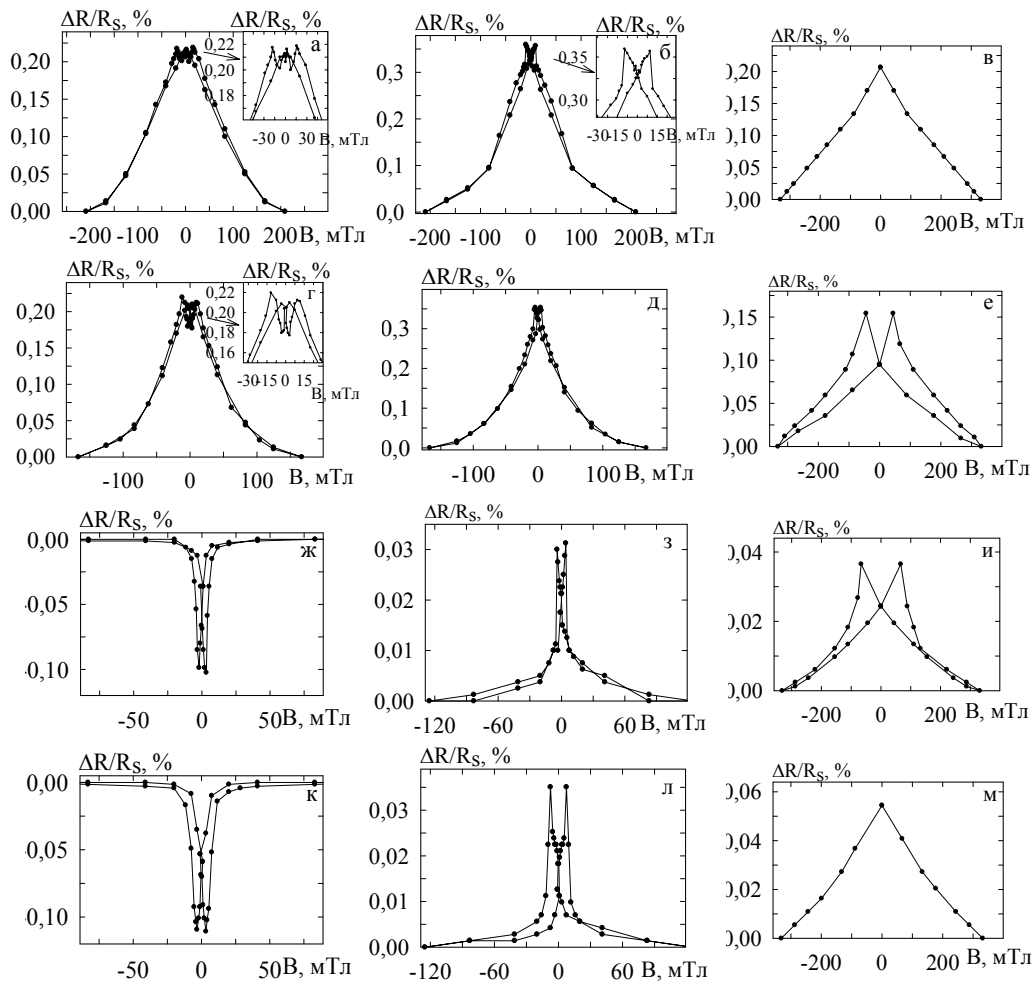


Рис. 5 – Зависимость МС от индукции магнитного поля для пленочной системы $[Fe(2,27)/Cr(2,8)]_{15}/Pi$: неотожженной (а – в) и отожженной до $T_{отж} = 500$ (г – е), 700 (ж – и) и 900 К (к – м) в трех геометриях – продольной (а, г, ж, к), поперечной (б, д, з, л) и перпендикулярной (в, е, и, м)

скопических снимках заметны укрупнение и структурированность лабиринтных доменов (рис. 7 в, г), размеры и расстояние между которыми начинает превышать среднюю длину свободного пробега (СДСП) электронов проводимости [3]. Авторы [8] также указывают на влияние размеров магнитных кластеров: когда они превышают СДСП электронов, рассеивание на кластерах не вносит вклад в величину ГМС.

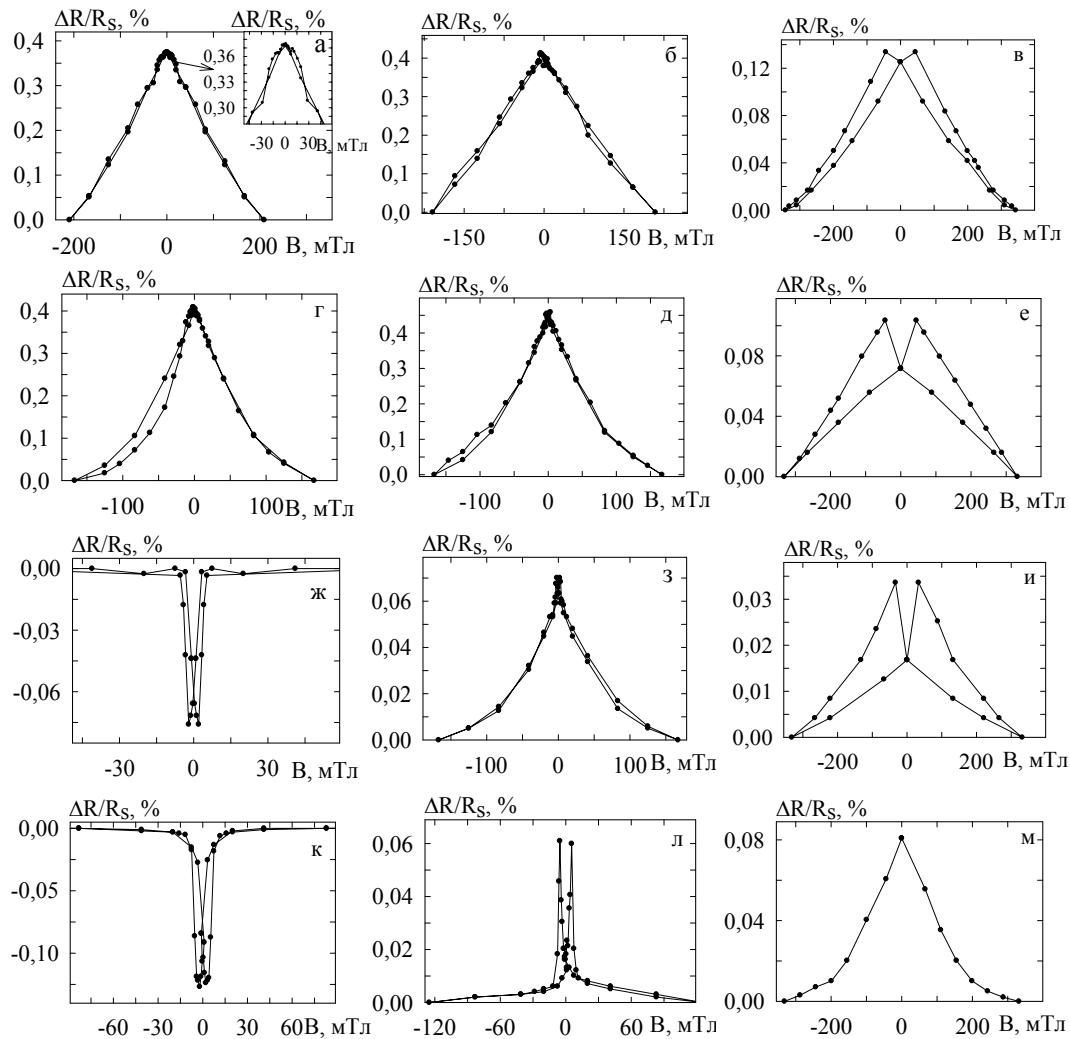


Рис. 6 – Зависимость МС от индукции магнитного поля для пленочной системы $[Fe(2,73)/Cr(2,73)]_{15}/\Pi$: неотожженной (а – в) и отожженной до $T_{отж} = 500$ (г – е), 700 (ж – и) и 900 К (к – м) в трех геометриях – продольной (а, г, ж, к), поперечной (б, д, з, л) и перпендикулярной (в, е, и, м)

Подобное поведение температурной зависимости МС наблюдалось авторами [3] на примере системы Co/Cu и [10] – на примере сплавов Au-Co, когда при отжиге до 500 К происходит рост величины МС и ее спад – в диапазоне высоких температур.

Вопрос влияния термообработки на величину магниторезистивного эффекта в пленочных системах на основе Fe и Cr рассматривался в работах [8, 11, 12]. Так, в случае мультислоев $[Fe(3,0)/Cr(1,2)]_{10}/\Pi$ отжиг до температур свыше 570 К приводит к заметному росту произвольной намагниченности образца и резкому уменьшению поля насыщения, что объясняется преобладанием ферромагнитного (ФМ) взаимодействия

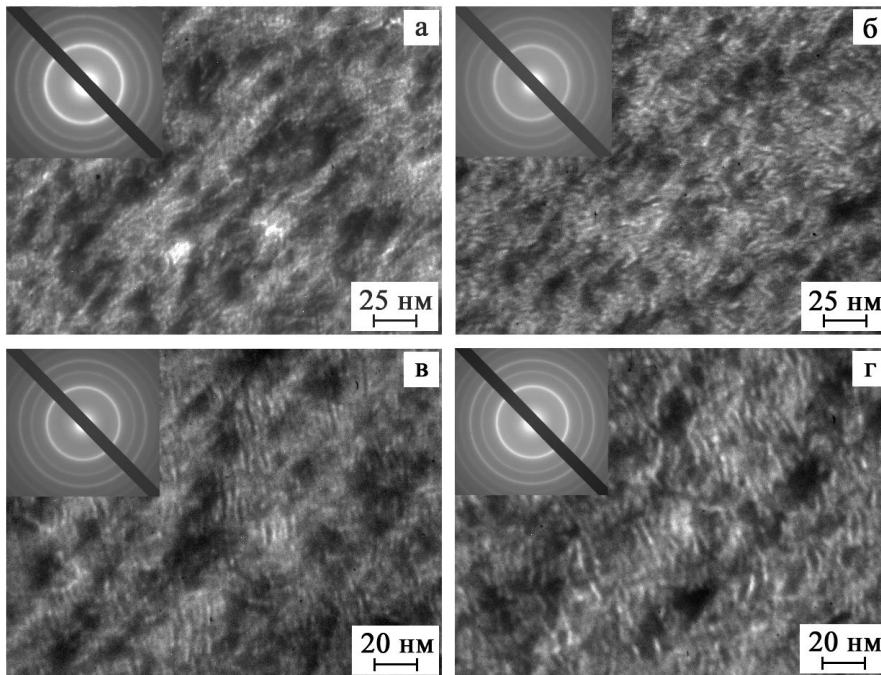


Рис. 7 – Кристаллическая структура и дифракционные картины (на вставках) от пленочной системы $[Fe(2,73)/Cr(2,73)]_{15}/\Pi$ в неотожженном (а) и отожженном до $T_{отж} = 500$ (б), 700 (в) и 900 К (г) и охлажденном до 300 К состояниях

между магнитными слоями по сравнению с антиферромагнитным (АФМ) взаимодействием [11]. Отмеченные особенности коррелируют с резким уменьшением (почти в 4 раза) величины МС при $T_{отж} > 570$ К. Влияние температуры подложки T_s при получении образцов также немаловажно. В [8] показано, что для случая сплавов Fe-Cr, полученных методом ионного высокочастотного напыления, оптимальной температурой T_s является 470 К, при которой МС в 1,5 раза выше по сравнению с $T_s = 670$ К и составляет при гелиевых температурах 38%.

Авторами [12] показано влияние условий термостабилизации на величину МС на примере многослойки $[Fe(2,7)/Cr(0,9)]_{25}/\Pi$: отжиг до 570 К в течение 1 часа привел к росту МС почти в два раза, дальнейший отжиг в течение еще одного часа способствовал уменьшению МС по сравнению со значением до отжига (МС сначала возросло от 0,42% до 0,79%, потом уменьшилось до 0,33%). По данным cross-section микроскопии полученные результаты для МС объясняются сглаживанием интерфейсов в первом случае, что усилило АФМ взаимодействие между слоями Fe, и интенсивными диффузионными процессами во втором случае, что способствовало росту шероховатости интерфейсов Fe/Cr и привело к преобладанию ФМ взаимодействия. Данные по коэрцитивности и полю насыщения в мультислоях $[Fe/Cr]_n$ сведены в таблице 4. Необходимо отметить большие значения B_s в системах с признаками ГМС (> 200 мТл), что характерно для мультислоев со спин-зависимым рассеянием электронов [13]. Особенности гистерезиса в этих пленках

Таблица 5 – Расшифровка дифракционных картин от пленочной системы $[Fe(2,73)/Cr(2,73)]_{15}/\Pi$, свежесконденсированной и после термоотжига до $T_{отж} = 500, 700, 900 \text{ K}$

№	Неотож.		$T_{отж}, \text{ K}$						hkl	фаза
			500		700		900			
	$d_{hkl},$ нм	$a_{hkl},$ нм	$d_{hkl},$ нм	$a_{hkl},$ нм	$d_{hkl},$ нм	$a_{hkl},$ нм	$d_{hkl},$ нм	$a_{hkl},$ нм		
1	0,204	0,289	0,205	0,289	0,205	0,289	0,205	0,290	110	т.р.(α -Fe,Cr)
2	0,144	0,288	0,144	0,288	0,145	0,290	0,145	0,290	200	т.р.(α -Fe,Cr)
3	0,118	0,288	0,118	0,288	0,118	0,288	0,118	0,288	211	т.р.(α -Fe,Cr)
4	0,101	0,286	0,102	0,288	0,102	0,288	0,102	0,288	220	т.р.(α -Fe,Cr)
5	0,090	0,286	0,091	0,288	0,091	0,288	0,091	0,288	310	т.р.(α -Fe,Cr)
6	0,082	0,285	0,082	0,285	0,083	0,286	0,083	0,286	222	т.р.(α -Fe,Cr)
$\bar{a}(\alpha\text{-Fe,Cr}) =$			$\bar{a}(\alpha\text{-Fe,Cr}) =$		$\bar{a}(\alpha\text{-Fe,Cr}) =$		$\bar{a}(\alpha\text{-Fe,Cr}) =$			
$0,287 \pm 0,001\text{нм};$			$0,288 \pm 0,001\text{нм};$		$0,288 \pm 0,001\text{нм};$		$0,289 \pm 0,001\text{нм}.$			
$a_0(\alpha\text{-Fe}) = 0,287 \text{ нм}; a_0(\text{Cr}) = 0,288 \text{ нм} [9].$										

выражаются в наличии двойных пиков на магниторезистивных петлях (рис. 6, а, б, г) и достаточно большими значениями B_c (3,3-18,0 мТл), что может объясняться перемагничиванием слоев Fe посредством некогерентного вращения их намагниченности [3]. В анизотропных образцах на основе Fe/Cr наблюдается значительное уменьшение величины B_s (до 30-40 мТл), что существенно влияет на значения чувствительности МС к магнитному полю. При этом заметен характерный для всех образцов рост B_s лишь при отжиге до 900 К, что, возможно, связано со структурно-фазовым состоянием системы – частичным распадом т.р. (α -Fe, Cr) [16].

3.3 Мультислои на основе Fe и Cu

В многослойных пленочных системах на основе Fe и Cu наблюдается анизотропность полевых зависимостей $R(B)$, а, следовательно, и $\Delta R/R_s(B)$ (табл. 6), которая может быть объяснена разным характером поворота векторов намагниченности в сторону осей легкого или трудного намагничивания [17]. Указанная закономерность характерна для образцов с атомной концентрацией атомов Fe $c_{Fe} > 50\%$. Необходимо отметить, что для указанных образцов величина МС в большинстве случаев не превышает 0,05%. При меньших значениях c_{Fe} анизотропия исчезает (рис. 8), а величина МС значительно увеличивается (для $[Fe(1,6)/Cu(1,73)]_{30}/\Pi$ ($c_{Fe} = 48\%$) $\Delta R/R_s = 0,1-0,2\%$), что может свидетельствовать в пользу наличия ГМС в мультислоях на основе Fe/Cu. Как видно из таблицы 6, при толщине прослойки Cu порядка 0,5-1 нм, которая соответствует минимуму на осцилляционной зависимости для МС [18], наблюдается значительный спад величины МС.

Таблица 6 – Значения МС в трех геометриях измерения для неотожженных и отожженных до $T_{отж} = 850\text{ К}$ мультислоев $[Fe/Cu]_n$

Образец	Общая толщина, нм	c_{Fe} , ат. %	Магнитосопротивление			
			продольная геометрия		поперечная геометрия	
			не отож.	отож. до 850 К	не отож.	отож. до 850 К
$[Fe(1,6)/Cu(1,73)]_{30}/\Pi$	100	48	0,107	0,043	0,184	0,074
$[Fe(1,4)/Cu(1,67)]_{15}/\Pi$	46	46	- 0,140	- 0,063	0,055	0,032
$[Fe(2,2)/Cu(1,67)]_{15}/\Pi$	58	57	- 0,139	0	0,037	0,030
$[Fe(2,87)/Cu(1,73)]_{15}/\Pi$	69	62	- 0,124	- 0,116	0,010	0,014
$[Fe(1,93)/Cu(1,73)]_{15}/\Pi$	55	53	- 0,116	- 0,103	0,020	0,022
$[Fe(1,93)/Cu(1,03)]_{30}/\Pi$	89	65	- 0,025	-	0,014	-
$[Fe(2)/Cu(0,6)]_{15}/\Pi$	39	77	- 0,048	- 0,015	0,015	0,033
$[Fe(2,13)/Cu(0,6)]_{15}/\Pi$	41	78	- 0,051	- 0,006	0,086	- 0,005
$[Fe(2,53)/Cu(0,6)]_{15}/\Pi$	47	81	- 0,063	- 0,026	0,118	0,044
$[Fe(2,26)/Cu(0,52)]_{23}/\Pi$	64	81	- 0,051	- 0,047	0,025	0,040
$[Fe(3,67)/Cu(0,4)]_{15}/\Pi$	61	90	- 0,023	0,010	0,043	0,023

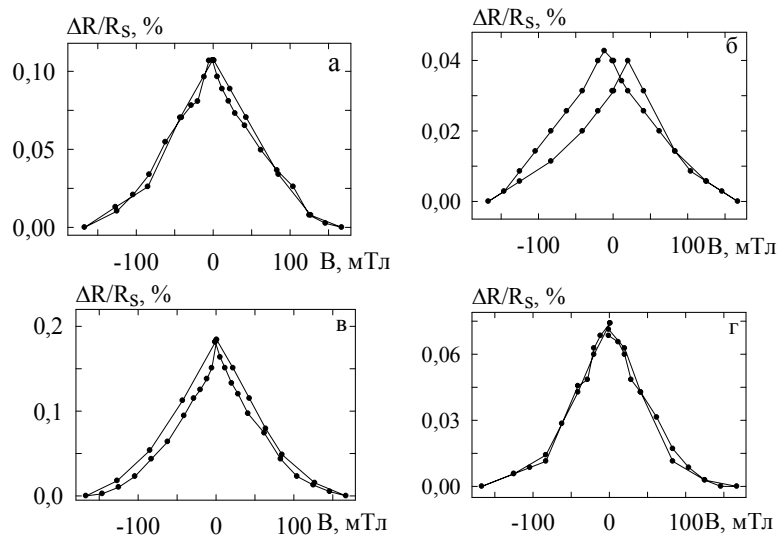


Рис. 8 – Зависимость МС от индукции магнитного поля для пленочной системы $[Fe(1,6)/Cu(1,73)]_{30}/\Pi$: неотожженной (а, в) и отожженной до $T_{отж} = 850\text{ К}$ (в, г) в продольной (а, б) и поперечной (в, г) геометриях

Также необходимо отметить наличие на магниторезистивных зависимостях гистерезиса и магнитного насыщения в малых полях (табл. 7). Термообработка образцов приводит к увеличению магниторезистивного эффекта в поперечной и его уменьшению – в продольной геометрии. При этом в образцах с $d_{Cu} < 1\text{ нм}$ наблюдается значительный рост размагничивающей индукции (от 1-2 до 20-40 мТл – в продольной, и от 7,5 до 40 мТл – в поперечной геометрии) и увеличение поля насыщения.

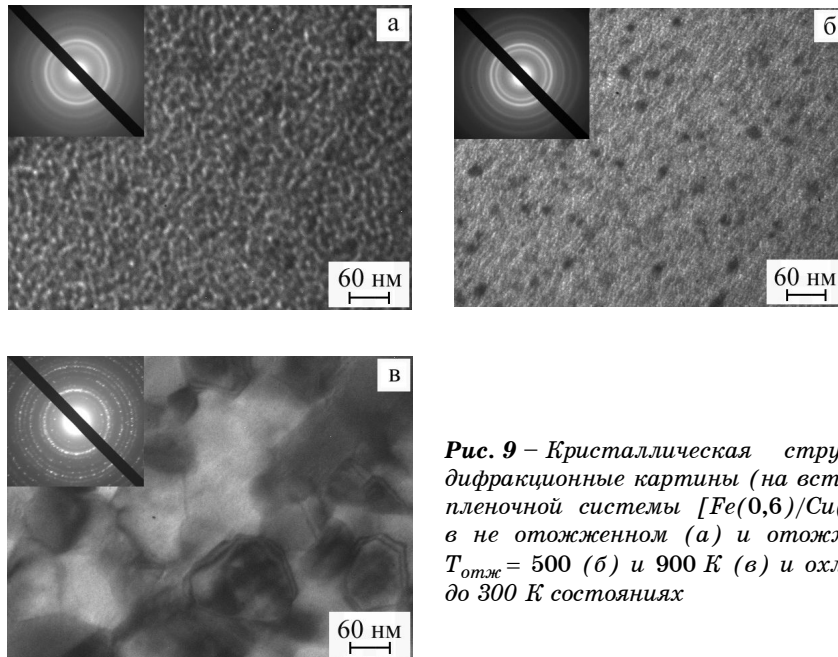


Рис. 9 – Кристаллическая структура и дифракционные картины (на вставках) от пленочной системы $[Fe(0,6)/Cu(0,3)]_{70}/P$ в не отожженном (а) и отожженном до $T_{отж} = 500$ (б) и 900 К (в) и охлажденном до 300 К состояниях

Исследование структурно-фазового состояния пленочных систем на основе Fe/Cu указывает на образование в них твердого раствора в отличие от исследуемых нами ранее двуслойных систем с относительно толстыми слоями (~ 20-50 нм), где до значительной степени сохранялась индивидуальность отдельных слоев [19]. При этом, при толщинах слоев $d_{Fe} \leq 1,5$ нм т.р. (α -Fe, Cu) формируется на основе ГЦК решетки (рис. 9), а в диапазоне толщин $1,5 < d_{Fe} \leq 2$ нм – на основе ОЦК решетки (рис. 10, табл. 8). В первом случае нами не наблюдался магниторезистивный эффект, что, вероятно, связано с очень малыми эффективными толщинами слоев Fe и прослоек Cu (< 1 нм).

4. ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

При выборе пленочной системы в качестве элементной базы микроэлектроники немаловажную роль, кроме величины МС, играет величина поля насыщения. Наименьшие значения B_s достигаются в спин-вентильных структурах за счет разницы величин коэрцитивной силы магнитных слоев разной толщины или выполненных из разных материалов [13]. В изученных мультислоях величина поля насыщения может быть уменьшена в несколько раз посредством термообработки образца (при этом чем больше $T_{отж}$, тем резче падение величины B_s). Но также необходимо учитывать и падение величины МС с увеличением температуры отжига, которое может быть как незначительным (почти в 1,5 раза в случае сплавов Fe_xAg_{100-x} [13] и трехслоек Co/Cu/Co [2]), так и достигать десятикратного размера (например, в случае системы $[Co/Ni/Cu]_n$ [14]). Поэтому в некоторых работах, посвященных применению ГМС-

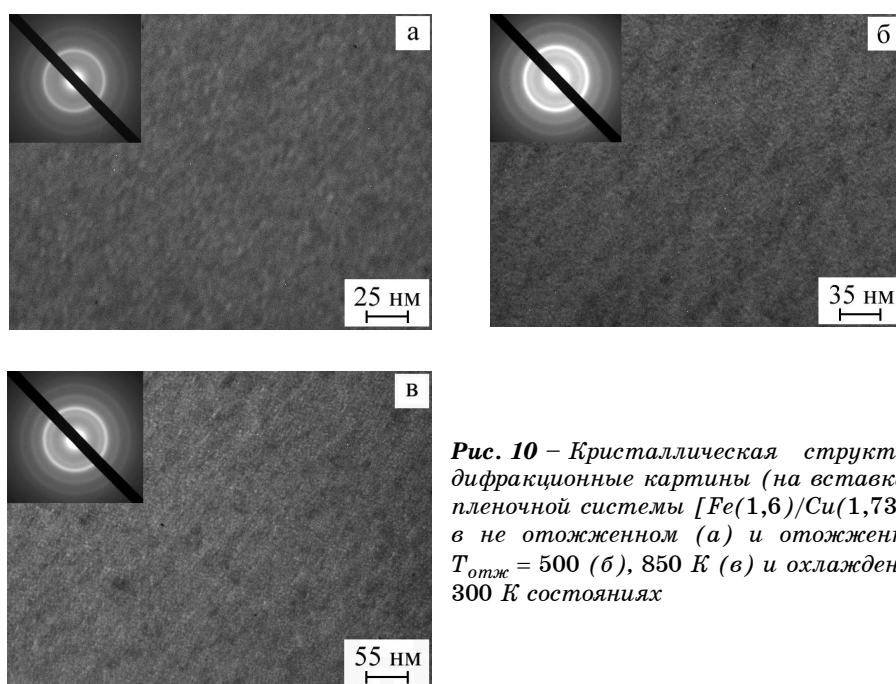


Рис. 10 – Кристаллическая структура и дифракционные картины (на вставках) от пленочной системы $[Fe(1,6)/Cu(1,73)]_{30}/P$ в не отожженном (а) и отожженном до $T_{отж} = 500$ (б), 850 К (в) и охлажденном до 300 К состояниях

Таблица 8 – Расшифровка дифракционных картин от пленочной системы $[Fe(1,6)/Cu(1,73)]_{30}/P$, свежеконденсированной и после термоотжига до $T_{отж} = 500, 850$ К

№	Неотож.		$T_{отж}, K$				hkl	фаза
			500		850			
	d_{hkl} , нм	a_{hkl} , нм	d_{hkl} , нм	a_{hkl} , нм	d_{hkl} , нм	a_{hkl} , нм		
1	0,204	0,288	0,205	0,290	0,206	0,291	110	т.р.(Cu, α -Fe)
2	0,145	0,290	0,146	0,292	0,147	0,294	200	т.р.(Cu, α -Fe)
3	0,117	0,286	0,117	0,287	0,118	0,289	211	т.р.(Cu, α -Fe)
4	0,102	0,288	0,103	0,291	0,103	0,291	220	т.р.(Cu, α -Fe)
5	0,091	0,288	0,091	0,287	0,091	0,288	310	т.р.(Cu, α -Fe)
$\bar{a} (Cu, \alpha-Fe) =$ $0,288 \pm 0,001 \text{ нм};$		$\bar{a} (Cu, \alpha-Fe) =$ $0,289 \pm 0,001 \text{ нм};$		$\bar{a} (Cu, \alpha-Fe) =$ $0,290 \pm 0,001 \text{ нм}.$				
$a_0(\alpha-Fe) = 0,287 \text{ нм}; a_0(Cu) = 0,361 \text{ нм} [9].$								

структур в сенсорной технике и создании головок считывания/записи [13, 15], вводится понятие чувствительности пленочной системы к магнитному полю, максимальное значение которой будем определять по формуле:

$$S_B = \left| \frac{(\Delta R / R(B_S))_{\max}}{\Delta B} \right|,$$

где $(\Delta R / R(B_S))_{\max}$ – максимальное значение магнитосопротивления; ΔB – величина изменения магнитной индукции от насыщения (или максимальной величины) B_s к размагничиванию B_c , которая фактически равна $\Delta B = B_s + B_c$.

Величина S_B измеряется в %/Тл (или в %/(кА/м) [13]) и дает представление о соотношении величин магнитосопротивления и поля насыщения.

В пленках Fe величина чувствительности МРЭ к магнитному полю в большинстве случаев растет при отжиге до 500 К и резко падает при дальнейшем отжиге до 900 К (табл. 9). Исключениями являются пленки Fe с толщинами 20 и 30 нм, при которых, по всей видимости, происходит изменение типа доменных стенок.

В образцах $[\text{Fe/Cr}]_n$, где наблюдаются признаки ГМС, величина чувствительности S_B лежит в пределах 0,2-2,7 %/Тл, при этом она растет в среднем на 20% при отжиге до 500 К и резко падает при дальнейшем отжиге до 700 или 900 К (табл. 10). В остальных образцах, с анизотропностью полевых зависимостей $R(B)$, проявляется аналогичная картина температурной зависимости S_B , характерной для пленок Fe.

Другая ситуация наблюдается в пленочной системе Fe/Cu. В образцах с $d_{\text{Cu}} \approx 1,7$ нм величина S_B достигает значительных значений (3-14 %/Тл) и практически не изменяется после отжига до 850 К (табл. 11). При этом заметно уменьшение S_B с отжигом в системах с $d_{\text{Cu}} < 1$ нм, что указывает на температурную нестабильность МРЭ в них.

Таблица 9 – Значения чувствительности S_B в разных геометриях измерения для неотожженных и отожженных до $T_{\text{отж}} = 700$ и 900 К тонких пленок Fe

Образец	S_B , %/Тл					
	продольная геометрия			поперечная геометрия		
	$T = 300$ К	$T_{\text{отж}}$, К		$T = 300$ К	$T_{\text{отж}}$, К	
		700	900		700	900
Fe(7) /П	0,84	1,09	-	0,13	1,73	-
Fe(11) /П	0,81	1,92	-	0,99	1,39	-
Fe(20) /П	1,44	2,25	0,16	1,52	0,49	0,27
Fe(30) /П	2,37	1,41	-	1,41	6,71	0,10
Fe(46) /П	1,01	1,31	-	0,46	2,22	0,12
Fe(60) /П	1,63	4,39	0,78	0,75	0,92	0,47

Таблица 10 – Значения чувствительности S_B в разных геометриях измерения для неотожженных и отожженных до $T_{отж} = 500, 700$ и 900 К тонких пленок Fe/Cr

Образец	Общая толщина, нм	c_{Fe} , ат. %	S_B , %/Тл							
			продольная геометрия					поперечная геометрия		
			не-отож.	$T_{отж}$, К			не-отож.	$T_{отж}$, К		
				500	700	900		500	700	900
[Fe(2,73)/Cr(4,07)] ₁₅ /П	102	41	0,36	-	-	0,53	0,47	-	-	<0,50
[Fe(2,27)/Cr(2,8)] ₁₅ /П	76	45	<0,96	<1,23	0,79	0,86	<1,64	<2,07	0,35	0,26
[Fe(2,73)/Cr(2,73)] ₁₅ /П	82	50	<1,77	<2,42	1,76	<0,75	<1,91	<2,69	0,82	<0,47
[Fe(2,8)/Cr(2,2)] ₁₅ /П	75	57	3,45	4,78	5,53	-	0,45	0,65	2,94	-
[Fe(3,2)/Cr(2)] ₁₅ /П	78	62	0,58	-	-	0,29	1,64	-	-	0,64
[Fe(2,4)/Cr(0,6)] ₁₅ /П	45	80	2,74	2,24	-	-	0,22	0,57	-	-

Таблица 11 – Значения чувствительности S_B в разных геометриях измерения для неотожженных и отожженных до $T_{отж} = 850$ К пленок Fe/Cu

Образец	Общая толщина, нм	c_{Fe} , ат. %	S_B , %/Тл			
			продольная геометрия		поперечная геометрия	
			не-отож.	$T_{отж} = 850$ К	не-отож.	$T_{отж} = 850$ К
[Fe(1,6)/Cu(1,73)] ₃₀ /П	100	48	0,64	0,24	1,10	0,44
[Fe(1,4)/Cu(1,67)] ₁₅ /П	46	46	3,31	2,19	6,32	0,38
[Fe(2,2)/Cu(1,67)] ₁₅ /П	58	57	1,08	-	0,43	0,18
[Fe(2,87)/Cu(1,73)] ₁₅ /П	69	62	3,00	5,69	0,35	0,11
[Fe(1,93)/Cu(1,73)] ₁₅ /П	55	53	14,87	13,21	0,12	0,26
[Fe(1,93)/Cu(1,03)] ₃₀ /П	89	65	0,28	-	0,16	-
[Fe(2)/Cu(0,6)] ₁₅ /П	39	77	1,08	0,10	0,42	0,16
[Fe(2,13)/Cu(0,6)] ₁₅ /П	41	78	0,30	0,03	0,51	0,02
[Fe(2,53)/Cu(0,6)] ₁₅ /П	47	81	1,42	0,20	5,34	0,25
[Fe(2,26)/Cu(0,52)] ₂₃ /П	64	81	1,21	0,57	0,58	0,24
[Fe(3,67)/Cu(0,4)] ₁₅ /П	61	90	0,26	0,12	0,50	0,12

5. ВЫВОДЫ

На основе анализа экспериментальных результатов можно сделать следующие выводы:

1. Для ферромагнитных пленок Fe характерна анизотропия полевых зависимостей $R(B)$, при этом для свежесконденсированных пленок, равно как и для термостабилизированных, преобладание в величине МС наблюдается для продольной геометрии, что, вероятно, может объясняться анизотропией геометрической формы образца. Термоотжиг образцов привел к незначительному росту ($T_{отж} = 700$ К) и падению амплитуды $\Delta R/R_s$ (900 К) в поперечной геометрии и плавному

- падению $\Delta R/R_s$ во всем интервале температур в продольной и перпендикулярной геометриях.
2. В пленочных системах Fe/Cr с концентрацией 45 и 50 ат.% Fe характерна изотропность полевых зависимостей $R(B)$, что является характерным признаком ГМС. Термообработка образцов в широком интервале температур (300-900 К) в большинстве случаев привела к незначительному росту величины МС во всех трех геометриях, а также ликвидации признаков ГМС в двух образцах при отжиге свыше 700 К.
 3. Электронно-микроскопические исследования образцов $[\text{Fe/Cr}]_n$ свидетельствуют о мелкодисперсной структуре в случае анизотропных образцов и лабиринтоподобной структуре в случае образцов с признаками ГМС. Расшифровка дифракционных картин от исследуемых пленочных систем указывает на образование в них твердых растворов (α -Fe, Cr).
 4. Для магниторезистивного эффекта в пленочной системе Fe/Cu характерна малая величина (0,05%) и анизотропия при концентрации, большей 50 ат.% Fe, которая исчезает при уменьшении c_{Fe} . Величина МС при этом значительно увеличивается (до 0,2%), что может свидетельствовать о наличии ГМС в этой системе. Термоотжиг образцов, увеличение толщины немагнитной прослойки и уменьшение толщины магнитного слоя приводят к общему уменьшению значения МС.
 5. Исследование структурно-фазового состояния наноразмерных многослойных систем на основе Fe и Cu показало наличие т.р. (α -Fe, Cu) на основе ГЦК решетки Fe при толщинах слоев $d_{\text{Fe}} \leq 1,5$ нм и ОЦК решетки на основе α -Fe – в диапазоне толщин $1,5 < d_{\text{Fe}} \leq 2$ нм.

Работа выполнена в рамках госбюджетной темы № 0109U001387 (2009-2011 гг.) при финансовой поддержке МОН Украины.

MAGNETORESISTIVE PROPERTIES OF Fe FILMS AND Fe-BASED MULTILAYERS

O.V. Synashenko, D.M. Kondrahova, I.Yu. Protsenko

Sumy State University,
2, Rimsky-Korsakov Str., 40007, Sumy, Ukraine
E-mail: protsenko@aph.sumdu.edu.ua

The investigation results of the size dependence of magnetoresistive effect are presented for Fe films prepared by the resistive sputtering method on a substrate heated to 400 K. Correlation of magnetoresistance with structure and phase state was determined for multilayer film systems based on Fe and Cu or Cr subject to the thickness ratio of magnetic and non-magnetic layers. The thermal annealing influence on the magnetoresistance, induction of demagnetizing and saturation values was studied. The values of magnetoresistance to magnetic induction sensitivity were calculated.

Keywords: MAGNETORESISTANCE, INDUCTION OF DEMAGNETIZING, INDUCTION OF SATURATION, SENSITIVITY, SOLID SOLUTION.

**МАГНИТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ ПЛІВОК Fe I
МУЛЬТИШАРІВ НА ЇХ ОСНОВІ**

О.В. Синашенко, Д.М. Кондрахова, И.Ю. Проценко

Сумський державний університет,
вул. Римського-Корсакова, 2, 40007, Суми, Україна
E-mail: protsenko@aph.sumdu.edu.ua

Наведені результати дослідження розмірної залежності магніторезистивного ефекту в тонких плівках Fe, отриманих методом резистивного напилення на підігріту до 400 K підкладку. Встановлена кореляція магнітоопору та структурно-фазового стану багат шарових плівкових систем на основі Fe і Si або Cr в залежності від співвідношення товщин магнітних і немагнітних шарів. Вивчено вплив термообробки на величину магнітоопору, індукції розмагнічування і насичення. Розраховані значення чутливості магнітоопору до величини індукції магнітного поля.

Ключові слова: МАГНІТООПІР, ІНДУКЦІЯ РОЗМАГНІЧУВАННЯ, ІНДУКЦІЯ НАСИЧЕННЯ, ЧУТЛИВІСТЬ, ТВЕРДИЙ РОЗЧИН.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. В. Андре, Л. Валента, Э. Малек, *Тонкие ферромагнитные пленки* (М.: Мир: 1964).
2. Л.А. Чеботкевич, Ю.Д. Воробьев, И.Н. Буркова, А.В. Корнилов, *ФММ* **89** №3, 56 (2000) (L.A. Chebotkevich, Yu.D. Vorob'ev, I.N. Burkova, A.V. Kornilov, *Phys. Met. Metallogr.* **89** No3, 263).
3. В.О. Васьковский, А.А. Ювченко, В.Н. Лепаловский, Н.Н. Щеголева, А.В. Свалов, *ФММ* **93** №3, 43 (2002) (V.O. Vas'kovskii, A.A. Yuvchenko, V.N. Lepalovskii, N.N. Shchegoleva, A.V. Svalov, *Phys. Met. Metallogr.* **93** No3, 232 (2002)).
4. I. Bakonyi, L. Peter, *Prog. Mater. Sci.* **55**, 107 (2010).
5. J. Barnas, A. Fuss, R.E. Camlej, P. Grunberg, W. Zinn, *Phys. Rev. B* **42**, 8110 (1990).
6. А.П. Гесь, В.В. Федотова, А.К. Богущ, Т.А. Горбачевская, *Письма в ЖЭТФ* **52**, 1079 (1990) (A.P. Ges', V.V. Fedotova, A.K. Bogush, T.A. Gorbachevskaya, *JETP Lett.* **52**, 476 (1990)).
7. О.В. Стогней, А.В. Ситников, Ю.Е. Калинин, С.Ф. Авдеев, М.Н. Копытин, *ФТТ* **49**, 158 (2007) (O.V. Stognei, A.V. Sitnikov, Yu.E. Kalinin, S.F. Avdeev, M.N. Kopytin, *Phys. Solid State* **49**, 164 (2007)).
8. T. Sugawara, K. Takanashi, K. Hono, H. Fujimori, *J. Magn. Magn. Mater.* **159**, 95 (1996).
9. С.С. Горелик, Л.Н. Расгоргуев, Ю.А. Скаков, *Рентгенографический и электронографический анализ металлов* (М.: ГНТИ: 1963).
10. M. Kitada, *J. Magn. Magn. Mater.* **208**, 244 (2000).
11. V. Korenivski, K.V. Rao, D.M. Kelly, I.K. Schuller, K.K. Larsen, J. Bottiger, *J. Magn. Magn. Mater.* **140-144**, 549 (1995).
12. Е.М. Но, А.К. Petford-Long, *J. Magn. Magn. Mater.* **156**, 65 (1996).
13. S. Tumanski, *Thin film magnetoresistive sensors* (London: IOP Publishing: 2001).
14. В.Б. Лобода, В.О. Кравченко, Ю.О. Шкурдода, *Ж. нано-електрон. фіз.* **1** №2, 21 (2009).
15. К.-М.Н. Lenssen, H.W. van Kesteren, Th. G.S.M. Rijks, J.C.S. Kools, M.C. de Nooijer, R. Coehoorn, W. Folkerts, *Sens. Actuat. A-Phys.* **60**, 90 (1997).
16. О.В. Сынашенко, А.И. Салтыкова, И.Е. Проценко, *Ж. нано-електрон. фіз.* **1** №2, 89 (2009).

17. В.А. Буравихин, В.С. Христосенко, *Физика магнитных пленок* (Иркутск: Типография ИОУП: 1967).
18. F. Petroff, A. Barthelemy, D.H. Mosca, D.K. Lottis, A. Fert, P.A. Schroeder, W.P. Pratt, R. Loloee, S. Lequien, *Phys. Rev. B* **44**, 5355 (1991).
19. С.И. Проценко, И.В. Чешко, Д.В. Великодний, И.М. Пазуха, Л.В. Однодворець, И.Ю. Проценко, О.В. Синашенко, *Успехи физ. мет.* **8** №4, 247 (2007).