

Физика твёрдого тела

УДК 539.216.2:537.627.6

СУБСТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЁНОК ФЕРРОШПИНЕЛЕЙ

*Л. А. Митлина, Г. С. Бадртдинов, Ю. В. Великанова,
М. Р. Виноградова, Н. В. Мелешко, И. В. Никифорова*

Самарский государственный технический университет,
443100, Самара, ул. Молодогвардейская, 244.

E-mails: gregori2000@mail.ru, juliavl@mail.ru

Анализируются результаты исследования статических и динамических магнитных свойств монокристаллических плёнок феррошпинелей. Показано, что магнитные свойства плёнок зависят от химического состава, степени дефектности структуры и технологических условий синтеза. Установлено, что при уменьшении скорости охлаждения плёнок от температуры синтеза возможно изменение валентности железа, что существенно влияет на магнитные параметры плёнок.

Ключевые слова: *пластическая деформация, дислокации, коэффициент затухания, время релаксации, диэлектрические и магнитные потери.*

Введение. Монокристаллические плёнки феррошпинелей привлекают внимание исследователей в связи с возможностью наблюдения некоторых физических свойств, которые затруднительно изучать в объёмных кристаллах, и технологическими преимуществами при их использовании для создания различного рода устройств техники [1].

В процессе синтеза и охлаждения в монокристаллических плёнках феррошпинелей, полученных газофазным методом на окиси магния, некоторая доля термических и гетероэпиксиальных напряжений релаксирует за счёт образования дислокаций [2]. Дополнительная генерация дислокаций происходит при разориентации зародышей, поскольку рост плёнок феррошпинелей осуществляется трёхмерным зародышеобразованием [3]. Кроме того, в условиях хлоридного процесса синтеза плёнок феррошпинелей трудно осуществить получение точного стехиометрического состава, так как он достигается лишь при строго определённом сочетании температуры и парциальных давлений в газовой среде. Отклонение от стехиометрии эквивалентно присутствию в кристалле точечных дефектов [2, 4].

Людмила Александровна Митлина (д.ф.-м.н., проф.), профессор, каф. общей физики и физики нефтегазового производства. Григорий Сайдашевич Бадртдинов, аспирант, каф. общей физики и физики нефтегазового производства. Юлия Владимировна Великанова (к.ф.-м.н., доц.), доцент, каф. общей физики и физики нефтегазового производства. Маргарита Рудльфовна Виноградова (к.ф.-м.н., доц.), доцент, каф. общей физики и физики нефтегазового производства. Наталья Витальевна Мелешко (старший преподаватель), каф. общей физики и физики нефтегазового производства. Ирина Владимировна Никифорова, аспирант, каф. общей физики и физики нефтегазового производства.

Поскольку субструктурную неравномерность при получении плёнок феррошпинелей нельзя полностью устранить, необходимо рассмотреть возможность управления типами точечных дефектов, плотностью и распределением дислокаций с помощью технологических условий, а также установить влияние дефектов на статические и динамические магнитные свойства плёнок.

Данное исследование является продолжением работ [1, 5–7] по изучению магнитных свойств плёнок феррошпинелей, обладающих большой величиной намагниченности насыщения ($\sim 3000 \div 4000$ Гс), высокими внутренними полями магнитной анизотропии ($\sim 100 \div 200$ Э), перспективных для разработки спин-волновых устройств в высокочастотной областях СВЧ-диапазона, включая миллиметровый [8].

1. Объекты и методы исследований. Для исследования были выбраны плёнки исходного состава $\text{Mn}_x\text{Fe}_{3-x}\text{O}_4$, с $x = 1; 0,65$ и многокомпонентного феррита лития с добавками марганца (Mn), титана (Ti), висмута (Bi) и цинка (Zn), выращенные методом химических транспортных реакций на сколах (001)-плоскости окиси магния.

По данным микроструктурного анализа, проведённого на микроанализаторе “Самеса”, и рентгеноструктурного анализа синтезированные образцы исходного состава $\text{Mn}_x\text{Fe}_{3-x}\text{O}_4$ однофазны и имеют структуру феррошпинели. Химический состав плёнок, полученных при температуре синтеза $T_c \sim 1300 \div 1370$ К, соответствует $x = 1,22$; постоянная решётки $a \sim 8,521 \div 8,538$ Å. Для химического состава плёнок, полученных при $T_c \sim 1100 \div 1200$ К, характерно значение $x = 1,23$; постоянная решётки $a \sim 8,522 \div 8,540$ Å.

Химический состав плёнок исходного состава $\text{Mn}_x\text{Fe}_{3-x}\text{O}_4$ с $x = 0,65$, полученных при скорости охлаждения $3 \div 3,6$ град/с, зависит от температуры синтеза и отношения давления хлористого водорода и воздуха $P_{\text{HCl}}/P_{\text{возд}}$: плёнка $\text{Mn}_{0,78}\text{Fe}_{2,32}\text{O}_4$ (образец 1) получена при $T_c \sim 1370$ К, скорости роста $v_p \sim 0,05$ мкм/с и $P_{\text{HCl}}/P_{\text{возд}} \sim 0,66$; плёнка $\text{Mn}_{0,9}\text{Fe}_2\text{O}_4$ (образец 2) получена при $T_c \sim 1350$ К, $v_p \sim 0,02$ мкм/с и $P_{\text{HCl}}/P_{\text{возд}} \sim 0,88$; плёнка $\text{Mn}_{0,93}\text{Fe}_{2,32}\text{O}_4$ (образец 3) — при $T_c \sim 1250$ К, $v_p \sim 0,02$ мкм/с и $P_{\text{HCl}}/P_{\text{возд}} \sim 1,02$.

Плёнки литиевой шпинели состава $\text{Li}_{0,65}\text{Fe}_{1,85}\text{Zn}_{0,1}\text{Ti}_{0,9}\text{O}_4 + 0,15\text{MnO}_2 + 0,002\text{Bi}_2\text{O}_3$ (образец 4), $\text{Li}_{0,6}\text{Fe}_{1,8}\text{Zn}_{0,2}\text{Ti}_{0,4}\text{O}_4 + 0,15\text{MnO}_2 + 0,002\text{Bi}_2\text{O}_3$ (образец 5), $\text{Li}_{0,55}\text{Fe}_{2,23}\text{Zn}_{0,18}\text{O}_4 + 0,1\text{MnO}_2 + 0,002\text{Bi}_2\text{O}_3$ (образец 6), получены при $T_c \sim 270 \div 1370$ К, $P_{\text{HCl}} \sim 1,1 \cdot 10^3 \div 1,6 \cdot 10^3$ Па, $P_{\text{возд}} \sim 1,6 \cdot 10^3 \div 2,66 \times 10^3$ Па. Плёнка образца 5 имеет следующий состав: $\text{Li}_{0,05}\text{Fe}_{2,84}\text{Zn}_{0,09}\text{Ti}_{0,02}\text{O}_4$.

Исследование спектров ферромагнитного резонанса (ФМР) проводилось в трёхсантиметровом диапазоне длин волн. Исследование морфологии растущей поверхности плёнок и дислокационной структуры проводилось оптическим методом с использованием микроскопа МБИ-6. Дислокационная структура выявлялась методом химического травления в кипящем растворе $\text{HCl}/\text{H}_2\text{O} \approx 1/1$. Внутренние напряжения оценивались по термическим напряжениям, возникших после охлаждения плёнки от температуры синтеза, с учётом соотношений толщины плёнки и подложки [9, 10]. Намагниченность насыщения измерялась с помощью магнитометра.

2. Результаты эксперимента и их обсуждение. Результирующая дислокационная структура эпитаксиальных феррошпинелей существенно зависит от скорости, от температуры синтеза и скорости охлаждения по окончании процесса наращивания [5, 10]. Это означает, что термические напряжения, возникающие в гетероструктуре феррит-оксид магния в процессе их охлаждения,

также могут релаксировать с образованием дислокаций и перестройкой дислокационных ансамблей.

Феррошпинели имеют слегка искажённую гранецентрированную плотно упакованную решётку. В кристаллах с ГЦК-решёткой наиболее вероятны дислокации с вектором Бюргерса $a/2\langle 110 \rangle$, плоскостями скольжения являются плоскости $\{111\}$. Однако для нестехиотетрических феррошпинелей [11] первичной системой скольжения является система $\{110\}\langle 1\bar{1}0 \rangle$. Объясняется это тем, что октаэдрические катионные вакансии во время деформации диффундируют к дислокациям, делая благоприятным для скольжения плоскости $\{110\}$.

Процесс пластической деформации для плёнок магний-марганцевых ферритов [5] и для других материалов [12, 13] характеризуется кристаллографичностью, заключающейся в том, что деформация кристаллов осуществляется путём относительного перемещения их различных частей по определённым кристаллографическим плоскостям вдоль определённых кристаллографических направлений [5].

Распределение дислокаций в плёнках феррошпинелей существенно влияет на величину и знак магнитной анизотропии [5], на СВЧ-свойства [7, 14, 15] плёнок феррошпинелей.

Рассмотрим влияние распределения дислокаций на параметр затухания волн и время релаксации.

Экспериментальные данные из спектров ферромагнитного резонанса [16] позволяют рассчитать эффективный параметр затухания $\alpha = \Delta H / H_{\text{рез}}$, где ΔH — полуширина резонансной кривой, $H_{\text{рез}}$ — резонансное поле, и эффективное время релаксации $\tau = (\alpha\omega)^{-1}$, где ω — частота, на которой проводились исследования.

Результаты исследований (табл. 1) показали, что для образцов исходного состава $\text{Mn}_x\text{Fe}_{3-x}\text{O}_4$ с $x = 1,22$, полученных при $T_c \sim 1300$ К (образцы 7–9), наблюдаются минимальные значения коэффициента затухания, а время релаксации τ составляет $\sim 10^{-9}$ с. Для этих образцов характерны минимальный градиент термических напряжений ($\sim 5 \div 7$ МПа по толщине образца), хаотическое распределение дислокаций по поверхности образца и короткие скопления (рис. 1), высокое удельное сопротивление ρ ($\sim 10^{-6}$ Ом·см) и незначительная скорость роста ($\sim 0,04$ мкм/с).



Рис. 1. Дислокационная структура плёнок $\text{Mn}_{1,22}\text{Fe}_{1,78}\text{O}_4$ толщиной 20 мкм ($\times 1500$)

Для образцов $\text{Mn}_x\text{Fe}_{3-x}\text{O}_4$ с $x = 1,23$, полученных при $T_c \sim 1200$ К (образцы 10–12), наблюдаются увеличение коэффициента затухания (почти в 2 раза) и изменение времени затухания (на один порядок). Для этих образцов характерны увеличение градиента термических напряжений (до $\sim 8 \div 9$ МПа по толщине образца) и ориентированные скопления дислокаций по поверхности образца (рис. 2).

Наибольшие изменения коэффициента затухания с частотой наблюдаются у образцов $\text{Mn}_x\text{Fe}_{3-x}\text{O}_4$ с $x = 1,22$ (табл. 2), выращенных с высокой скоростью ($0,1 \div 0,086$ мкм/с) при $T_c \sim 1330$ К (образцы 13, 14). Они имеют



Рис. 2. Дислокационная структура плёнок $Mn_{1,23}Fe_{1,77}O_4$ толщиной 30 мкм ($\times 350$) при $v_{охл} \sim 5$ град/с (а) и $v_{охл} \sim 10$ град/с (б)

градиент термических напряжений $\sim 20 \div 29$ МПа по толщине образца и высокую плотность ориентированных скоплений дислокаций (рис. 3).

Для плёнок состава $Mn_{0,65}Fe_{2,35}O_4$ (образцы 1–3), полученных при скорости охлаждения 5 град/с, недонасыщение хлористого водорода приводит к росту ионов Fe^{2+} в плёнке, о чём свидетельствуют данные о концентрации химических доноров $N_{хд}$ [4].

У образца с избыточным содержанием двухвалентных ионов железа (образец 1) значение коэффициента затухания α почти в три выше значений остальных образцов, а время релаксации составляет 10^{-10} с (табл. 3).

Для применения ферритов в высокочастотной технике существенные значения имеют магнитные и диэлектрические потери. Диэлектрические свойства характеризуются диэлектрической проницаемостью ϵ и тангенсом угла диэлектрических потерь [16, 17]:

$$\text{tg } \delta_\epsilon = \epsilon''/\epsilon',$$

где ϵ' и ϵ'' — компоненты комплексной диэлектрической проницаемости.

Таблица 1

Коэффициенты затухания и время релаксации плёнок исходного состава $MnFe_2O_4$

№ образца	d , мкм	f , ГГц	T_c , К	v_p , мкм/с	$v_{охл}$, гр/с	$\alpha_{[100]} \cdot 10^2$	$\tau_{[100]} \cdot 10^9$, с
7	17	8,82	1330	0,036	3,3	0,97	1,85
8	22	8,82	1330	0,036	5	1,08	1,67
9	20	8,82	1330	0,036	10	0,99	1,82
10	30	10,89	1210	0,046	3,2	1,6	0,91
11	30	10,89	1210	0,047	5	2,26	0,65
12	30	10,89	1210	0,049	10	2,07	0,72

Таблица 2

Коэффициенты затухания и время релаксации плёнок состава $Mn_{1,22}Fe_{1,72}O_4$ на различных частотах

№ образца	Коэффициент затухания $\alpha_{[100]} \cdot 10^2$			Время релаксации $\tau_{[100]} \cdot 10^{10}$, с		
	8,82 ГГц	9,75 ГГц	11,40 ГГц	8,82 ГГц	9,75 ГГц	11,40 ГГц
8	1,22	1,37	1,4	14,7	11,9	9,5
13	1,25	1,70	2,1	14,4	11,6	6,8
14	1,55	2,02	2,7	11,0	8,0	5,0

Таблица 3

Коэффициенты затухания и время релаксации плёнок состава $Mn_{0,65}Fe_{2,35}O_4$ на частоте 10,89 ГГц

№ образца	$N_{\text{зд}} \cdot 10^{-26}, \text{ м}^{-3}$	$\text{tg } \delta_\varepsilon \cdot 10^4$	$\text{tg } \delta_\mu \cdot 10^3$	$\alpha_{[100]} \cdot 10^2$	$\tau_{[100]} \cdot 10^{10}, \text{ с}$
1	12,7	6,3	2,4	2,77	5,27
2	8,3	3,4	3,0	0,69	2,12
3	7,5	2,8	1,0	1,08	1,35

Величина магнитных потерь определяется как

$$\text{tg } \delta_\mu = \mu' / \mu'',$$

где μ' и μ'' — компоненты комплексной магнитной проницаемости. Исследования плёнок марганцевых ферритов [2] показали, что $\text{tg } \delta_\varepsilon \sim 10^{-4}$, $\text{tg } \delta_\mu \sim 1,3 \times 10^{-2} \div 2,6 \cdot 10^{-2}$.

Для плёнок состава $Mn_{0,65}Fe_{2,35}O_4$ наибольшие диэлектрические и магнитные потери соответствуют составу с избыточным содержанием Fe^{2+} (см. табл. 3, образец 1).

Для плёнок многокомпонентных литиевых ферритов коэффициенты затухания и время релаксации на частоте 10,87 ГГц изменяются для образцов 4–6 следующим образом: $\alpha_{[100]} \sim 7,8 \cdot 10^{-2} \div 1,58 \cdot 10^{-2}$, $\tau_{[100]} \sim 1,78 \cdot 10^{-9} \div 9,25 \times 10^{-10}$ с, $\alpha_{[110]} \sim 1,8 \cdot 10^{-2} \div 3,0 \cdot 10^{-2}$, $\tau_{[110]} \sim 8,3 \cdot 10^{-10} \div 5,7 \cdot 10^{-10}$ с, а фактор спектроскопического расширения — $g_{\text{эфф}} \sim 2,12 \div 1,98$ [18].

На частоте $\sim 9,24$ ГГц коэффициенты затухания $\alpha_{[001]}$ (в магнитных полях перпендикулярных плоскости плёнки) на порядок ниже, чем $\alpha_{[100]}$ (в полях ориентированных в плоскости). Для образцов 4 и 5 соответственно имеем $\alpha_{[001]} \sim (1,22 \cdot 10^{-3} \div 3,16 \cdot 10^{-3})$, $\alpha_{[100]} \sim 2,74 \cdot 10^{-2} \div 6,4 \cdot 10^{-3}$. Время релаксации составляет $\sim 10^{-8} \div 10^{-9}$ с, эффективная намагниченность насыщения — $\sim 3724 \div 3452$ Гс, а фактор спектроскопического расширения $g_{\text{эфф}} \sim 1,83 \div 1,74$. Таким образом, коэффициенты затухания и время релаксации в плёнках феррошпинелей не противоречит данным для объёмных феррошпинелей [16, 17].

Исследование резонансных полей по направлениям [100], [110], [001] (см. табл. 4) позволяют определить эффективную намагниченность насыщения, поле анизотропии и фактор спектроскопического расщепления (табл. 5) из следующих соотношений [16,19]:

$$M_{\text{эфф}} = \frac{2H_2 + H_1^{[100]} - \sqrt{5(H_1^{[100]})^2 + 4H_2H_1^{[100]}}}{8\pi};$$

$$H_k = \frac{(H_1^{[110]} - H_1^{[100]})(4\pi M_{\text{эфф}} + H_1^{[100]} + H_1^{[110]})}{8\pi M_{\text{эфф}} + 2H_1^{[100]} + \frac{1}{2}H_1^{[110]}};$$

$$\gamma_{\text{эфф}} = \frac{\omega}{2H_2 - 4\pi M_{\text{эфф}} + H_k}; \quad g_{\text{эфф}} = 2\gamma_{\text{эфф}} mc/e.$$



Рис. 3. Ориентированные скопления дислокаций в плёнках состава $Mn_{1,22}Fe_{1,78}O_4$ толщиной 40–50 мкм, выращенных при скорости роста $0,1 \div 0,086$ мкм/с ($\times 350$)

Здесь $\gamma_{\text{эфф}}$ — эффективное значение магнитомеханического соотношения, по которому находится гиромагнитный фактор $g_{\text{эфф}}$; ω — частота ФМР; H_k — поле анизотропии; $H_1^{[110]}$ и $H_1^{[100]}$ — резонансные поля в плоскости плёнки; H_2 — резонансное поле нормальное к плоскости плёнки. Определив резонансные поля, можно вычислить константу кристаллографической анизотропии $H_k = 2K_1/M_s$, фактор спектроскопического расщепления, начальную магнитную восприимчивость $\chi = M_s^2/(3K_1)$, а также магнитную проницаемость $\mu = 1 + 4\pi\chi$ [17].

Результаты для рассматриваемых плёнок представлены в табл. 5. Данные по магнитной проницаемости на частоте 9,6 ГГц не противоречат данным для объёмного феррита марганца [20].

Плёнкам с составом $x = 1,22$ (образцы 13, 18, 19) соответствуют меньшие значения констант кристаллографической анизотропии и поля анизотропии, что обусловлено положительным вкладом в \uparrow ионов Fe^{2+} [21].

Между гиромагнитным отношением и фактором спектроскопического расщепления g существует соотношение $1/g + 1/g' = 1$ [17], из которого легко подсчитывается g -фактор для рассматриваемых плёнок (см. табл. 5).

Уменьшение скорости охлаждения от 10 град/с до 3,3 град/с приводит к росту эффективного фактора спектроскопического расщепления: для плёнок с $x = 1,23$ — $g_{\text{эфф}} \sim 2,03 \div 2,11$, для плёнок с $x = 1,22$ — $g_{\text{эфф}} \sim 2,08 \div 2,19$.

Зависимость фактора спектроскопического расщепления от скорости охлаждения образцов можно объяснить следующим образом. Принятое распределение в феррите марганца $\text{Fe}_{0,2}^{3+} \text{Mn}_{0,8}^{2+} [\text{Mn}_{0,2}^{2+} \text{Fe}_{1,8}^{3+}]$ может при охлаждении

Таблица 4

Технологические условия получения плёнок исходного состава $\text{Mn}_x\text{Fe}_{3-x}\text{O}_4$, параметры ФМР по частоте 9,6 ГГц

№ образца	T_c , К	v_p , мкм/с	$v_{\text{охл}}$, град/с	Резонансные поля		
				$H_{[110]}$, Э	$H_{[100]}$, Э	H_2 , Э
15	1210	0,06	3,3	2200	1840	6350
11	1180	0,05	5	2160	1880	6600
16	1180	0,04	10	1880	1880	7130
13	1330	0,10	3,3	1970	1732	7450
17	1330	0,08	3,3	2158	1838	7027
18	1330	0,09	5	2100	1834	6730
19	1330	0,09	10	2126	1834	7700

Таблица 5

Намагниченность насыщения, эффективная намагниченность, поля анизотропии и константа анизотропии плёнок исходного состава $\text{Mn}_x\text{Fe}_{3-x}\text{O}_4$

№ образца	M_s , Гс	$4\pi M_{\text{эфф}}$, Гс	H_k , Э	$K_1 \cdot 10^{-4}$, эрг·см ⁻³	$g_{\text{эфф}}$	μ
15	240	2965	-221	-2,69	1,920	11,55
11	250	3198	-174	-2,17	1,918	12,80
16	260	3594	-178	-2,13	1,967	14,05
13	230	4016	-140	-1,61	1,918	14,80
17	220	3527	-196	-2,15	1,843	10,41
18	230	3348	-164	-1,89	1,934	12,80
19	250	4070	-140	-1,75	1,819	13,68

в интервале температур $1170 \div 1270$ К нарушаться [22] в связи с переходом $\text{Mn}^{2+} + \text{Fe}^{3+} \leftrightarrow \text{Mn}^{3+} + \text{Fe}^{2+}$. Согласно [21] для ионов Mn^{3+} (конфигурация $3d^4$), Fe^{2+} , Mn^{3+} (конфигурация $3d^5$) $g = 2,0$, для ионов Fe^{2+} (конфигурация $3d^6$) $g = 2,2$. Переход $\text{Fe}^{3+} \rightarrow \text{Fe}^{2+}$ при медленном охлаждении плёнок от температуры синтеза может привести к росту $g_{\text{эфф}}$.

Выводы. Таким образом, результаты эксперимента показали, что статические и динамические магнитные свойства плёнок феррошпинелей зависят от химического состава и субструктуры, сформировавшейся в процессе получения образца.

Данные по динамическим свойствам (коэффициенты затухания, время релаксации, диэлектрические и магнитные потери) не противоречат данным для объёмных ферритов. Оптимальные параметры соответствуют образцам, полученным с низкой скоростью роста и хаотическим распределением дислокаций по поверхности образца.

Изменение эффективного фактора спектроскопического расщепления при снижении скорости охлаждения свидетельствует о возможности перехода $\text{Fe}^{3+} \rightarrow \text{Fe}^{2+}$, что существенно влияет на статические и динамические магнитные параметры плёнок феррошпинелей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Митлина Л. А., Великанова Ю. В., Виноградова М. Р., Бадртдинов Г. С. Затухание спиновых колебаний и волн в плёнках феррошпинелей // *Вестн. Сам. гос. техн. ун-та. Сер. Физ.-мат. науки*, 2005. № 34. С. 82–90. [Mitlina L. A., Velikanova Yu. V., Vinogradova M. R., Badrtidinov G. S. Damping of spin fluctuations and waves in spinel ferrite films // *Vestn. Samar. Gos. Tekhn. Univ. Ser. Fiz.-Mat. Nauki*, 2005. no. 34. Pp. 82–90].
2. Митлина Л. А. Физико-химические основы получения, дефекты структуры и свойства монокристаллических плёнок феррошпинелей // *Вестн. Сам. гос. техн. ун-та. Сер. Физ.-мат. науки*, 2004. № 30. С. 114–149. [Mitlina L. A. Single crystal spinel ferrite films: physicochemical principles of preparation, structural perfection, and properties (review) // *Vestn. Samar. Gos. Tekhn. Univ. Ser. Fiz.-Mat. Nauki*, 2004. no. 30. Pp. 114–149].
3. Митлина Л. А., Молчанов В. В., Костылов В. Н. Кинетика образования и структура феррошпинелей при газофазной эпитаксии // *Вестн. Сам. гос. техн. ун-та. Сер. Физ.-мат. науки*, 1996. № 4. С. 138–145. [L. A. Mitlina, V. V. Molchanov, V. N. Kostyllov Formation kinetics and spinel ferrite structure in gas epitaxy // *Vestn. Samar. Gos. Tekhn. Univ. Ser. Fiz.-Mat. Nauki*, 1996. no. 4. Pp. 138–145].
4. Митлина Л. А., Харламов А. Д., Колосова И. В., Левин А. Е. Структурные дефекты и явления переноса в эпитаксиальных феррошпинелях // *Вестн. Сам. гос. техн. ун-та. Сер. Физ.-мат. науки*, 1998. № 6. С. 46–54. [Mitlina L. A., Kharlamov A. D., Kolosova I. V., Levin A. E. Structural defects and transport phenomena in epitaxial spinel ferrite // *Vestn. Samar. Gos. Tekhn. Univ. Ser. Fiz.-Mat. Nauki*, 1998. no. 6. Pp. 46–54].
5. Митлина Л. А., Пец А. В., Молчанов В. В. Анизотропия пленочных монокристаллов магний-марганцевого феррита, наведённая пластической деформацией // *Изв. вузов. Физика*, 1982. № 3. С. 31–34; англ. пер.: Mitlina L. A., Pets A. V., Molchanov V. V. Anisotropy of thin-film single crystals of magnesium-manganese ferrite induced by plastic strain // *Russian Physics Journal*, 1982. Vol. 25, no. 3. Pp. 217–220.
6. Митлина Л. А., Сидоров А. А., Великанова Ю. В., Виноградова М. Р., Бадртдинов Г. С. Дефекты структуры, кристаллографическая и наведённая анизотропия монокристаллических плёнок феррошпинелей // *Неорганические материалы*, 2010. Т. 46, № 2. С. 253–256; англ. пер.: Mitlina L. A., Sidorov A. A., Velikanova Yu. V., Vinogradova M. R., Badrtidinov G. S. Crystalline and induced anisotropy and structural defects in single-crystal spinel ferrite films // *Inorganic Materials*, 2010. Vol. 46, no. 2. Pp. 212–215.

7. Митлина Л. А., Сидоров А. А., Бадртдинов Г. С. Несовершенство структуры, магнитные и СВЧ-свойства монокристаллических плёнок марганцевых феррошпинелей // *Вестн. Сам. гос. техн. ун-та. Сер. Физ.-мат. науки*, 2008. № 1(16). С. 136–140. [Mitlina L. A., Sidorov A. A., Badrtdinov G. S. Imperfection of structure, magnetic and ohf properties of monocrystal films manganous ferrosipinel // *Vestn. Samar. Gos. Tekhn. Univ. Ser. Fiz.-Mat. Nauki*, 2008. no. 1(16). Pp. 136–140].
8. Анфиногенов В. Б., Высоцкий С. Л., Гуляев Ю. В., Зильберман П. Е., Казаков Г. Т., Луговской А. В., Маряхин А. В., Медников А. М., Нам Б. П., Никитов С. А., Огрин Ю. Ф., Ползикова Н. И., Раевский А. О., Сухарев А. Г., Темиряев А. Г., Тихомирова М. П., Тихонов В. В., Филлимонов Ю. А., Хе А. С. Устройства на основе спиновых волн для обработки радиосигналов в диапазоне 50 МГц – 20 ГГц // *Радиотехника*, 2000. № 8. С. 6–14. [Anfinogenov V. B., Vysotskiy S. L., Gulyaev Yu. V., Zil'berman P. Ye., Kazakov G. T., Lugovskoy A. V., Maryahin A. V., Mednikov A. M., Nam B. P., Nikitov S. A., Ogrin Yu. F., Polzikova N. I., Raevskiy A. O., Suharev A. G., Temiryazev A. G., Tihomirova M. P., Tihonov V. V., Filimonov Yu. A., He A. S. Spin wave based device for signal processing range 50 MHz – 200 MHz // *Radiothehnika*, 2000. no. 8. Pp. 6–14].
9. Мильвидский М. Г., Освенский В. Б. Структурные дефекты в эпитаксиальных слоях полупроводников. М.: Металлургия, 1985. 160 с. [Milvidskiy M. G., Osvenskiy V. B. Structural defects in the epitaxial layers of semiconductors. Moscow: Metallurgiya, 1985. 160 pp.]
10. Митлина Л. А., Молчанов В. В., Левин А. Е., Кривошеева Е. В., Великанова Ю. В. Деформационные эффекты в эпитаксиальных феррошпинелях // *Вестн. Сам. гос. техн. ун-та. Сер. Физ.-мат. науки*, 2002. № 16. С. 122–128. [Mitlina L. A., Molchanov V. V., Levin A. E., Krivosheeva E. V., Velikanova Yu. V. Epitaxial strain effects in the spinel ferrites // *Vestn. Samar. Gos. Tekhn. Univ. Ser. Fiz.-Mat. Nauki*, 2002. no. 16. Pp. 122–128].
11. Орлов А. И., Семенов В. Е. Структура расщепленных дислокаций в ферритах с решёткой шпинели // *Кристаллография*, 1968. Т. 16, № 3. С. 462–470. [Orlov A. I., Semenov V. E. Structure of split dislocations in ferrites with spinel lattice // *Kristallografiya*, 1968. Vol. 16, no. 3. Pp. 462–470].
12. Смирнов В. И. Дислокационные структуры и упрочнение кристаллов. Л.: Наука, 1981. 236 с. [Smirnov V. I. Dislocation structure and hardening of crystals. Leningrad: Nauka, 1981. 236 pp.]
13. Панин В. Е., Гриняев Ю. В., Данилов В. И. и др. Структурные уровни пластической деформации и разрушения. Новосибирск: Наука. Сибирское отд., 1990. 255 с. [Panin V. E., Grinyayev Yu. V., Danilov V. I. et al. Structural levels of plastic deformation and fracture. Novosibirsk: Nauka. Sibirskoe Otd., 1990. 225 pp.]
14. Митлина Л. А., Олихов И. М., Белицкий А. М., Харламов А. Д., Сидоров А. А. Повышение уровня СВЧ параметров эпитаксиальных плёнок феррошпинелей путём управления их реальной структурой // *Электронная техника. Сер. 1. Электроника СВЧ*, 1983. № 7. С. 54–58. [Mitlina L. A., Olihov I. M., Belitskiy A. M., Harlamov A. D., Sidorov A. A. Improved microwave parameters of epitaxial spinel ferrites by managing their real structure // *Elektronnaya tehnika. Ser. 1. Elektronika SVCH*, 1983. no. 7. Pp. 54–58].
15. Митлина Л. А., Сидоров А. А., Харламов А. Д. Неоднородные моды ФМР в плёнках марганцевых феррошпинелей // *Изв. вузов. Физика*, 1987. № 11. С. 57–61; англ. пер.: Mitlina L. A., Sidorov A. A., Kharlamov A. D. Nonuniform FMR modes in manganese ferrosipinel films // *Russian Physics Journal*, 1987. Vol. 30, no. 11. Pp. 952–956.
16. Яковлев Ю. М., Генделев С. Ш. Монокристаллы ферритов в радиоэлектронике. М.: Советское радио, 1975. 360 с. [Yakovlev Yu. M., Gendelev S. Sh. Single crystals of ferrites in radio electronics. Moscow: Sovetskoe Radio, 1975. 360 pp.]
17. Smit J., Wijn. H. P. J. Ferrites: Physical properties of ferrimagnetic oxides in relation to their technical applications. Eindhoven (Netherlands): Philips' Technical Library, 1959. 369 pp.; русск. пер.: Смит Я., Вейн Ч. Ферриты. М.: Ин. лит-ра, 1962. 503 с.

18. Митлина Л. А., Козлов В. И., Сидоров А. А., Васильев А. Л. Магнитные свойства плёнок феррошпинелей многокомпонентных составов // *Электронная техника. Сер. 6. Материалы*, 1985. № 2. С. 6–10. [Mitlina L. A., Kozlov V. I., Sidorov A. A., Vasil'ev A. L. Magnetic properties of multicomponent spinel ferrite films // *Elektronnaya tehnika. Ser. 6. Materialy*, 1985. no. 2. Pp. 6–10].
19. Червинский М. М. Ферромагнитный резонанс в монокристаллических плёнках Mg-Mn феррита // *Изв. вузов. Физика*, 1968. № 9. С. 154–156; англ. пер.: Chervinskii M. M. Ferromagnetic resonance in single-crystal films of Mg-Mn ferrite // *Russian Physics Journal*, 1968. Vol. 11, no. 9. Pp. 150–152.
20. Кондорский Е. И., Шахов В. И. Магнитные спектры ферритов систем $Mg_{1-x}Ni_xFe_2O_4$ и $Mg_{1-x}Mn_xFe_2O_4$ / В сб.: *Ферриты: Материалы III Всесоюзн. совещан.* Минск: АН БССР, 1960. С. 458–465. [Kondorskiy Ye. I., Shahov V. I. Magnetic spectra of ferrites $Mg_{1-x}Ni_xFe_2O_4$ and $Mg_{1-x}Mn_xFe_2O_4$ / In: *Ferrites: Materialy III Vsesoyuzn. soveshchan.* Minsk: AN BSSR, 1960. Pp. 458–465].
21. Крупичка С. Физика ферритов и родственных им магнитных окислов. Т. 1. М.: Мир, 1976. 353 с.; ориг.: *Krupička S. Physik der Ferrite und der verwandten magnetischen Oxide.* Braunschweig: Vieweg-Verlag, 1973. 780 pp.
22. Летюк Л. М., Журавлёв Г. И. Химия и технология ферритов. Л.: Химия, 1983. 255 с. [Letjuk L. M., Zuravelev G. I. Chemistry and Technology of Ferrites. Leningrad: Khimiya, 1983. 255 pp.]

Поступила в редакцию 03/XI/2010;
в окончательном варианте — 27/V/2011.

MSC: 82D40; 82D25, 74K35

SUBSTRUCTURE AND MAGNETIC PROPERTIES OF SINGLE-CRYSTAL SPINEL FERRITES FILMS

*L. A. Mitlina, G. S. Badrtdinov, Yu. V. Velikanova,
M. R. Vinogradova, N. V. Meleshko, I. V. Nikiforova*

Samara State Technical University,
244, Molodogvardeyskaya st., Samara, 443100, Russia.
E-mails: gregori2000@mail.ru, juliavl@mail.ru

The results of the study of static and dynamic magnetic properties of single-crystal spinel ferrites films. It is shown that the magnetic properties of films depend on the chemical composition, degree of structural defects and technological conditions of synthesis. We conclude that decreasing the cooling rate of the films on the synthesis temperature may change the valence of iron that significantly affects the magnetic parameters of the films.

Key words: plastic deformation, dislocation, damping coefficient, relaxation time, dielectric and magnetic losses.

Original article submitted 03/XI/2010;
revision submitted 27/V/2011.

Ludmila N. Mitlina (Dr. Sci. (Phys. & Math.)), Professor, Dept. of General Physics & Physics of Oil and Gas Production. *Gregoriy S. Badrtdinov*, Postgraduate Student, Dept. of General Physics & Physics of Oil and Gas Production. *Yulia V. Velikanova* (Ph. D. (Phys. & Math.)), Associate Professor, Dept. of General Physics & Physics of Oil and Gas Production. *Margarita R. Vinogradova* (Ph. D. (Phys. & Math.)), Associate Professor, Dept. of General Physics & Physics of Oil and Gas Production. *Nataliya V. Meleshko*, Lecturer, Dept. of General Physics & Physics of Oil and Gas Production. *Irina V. Nikiforova*, Postgraduate Student, Dept. of General Physics & Physics of Oil and Gas Production.