

Е.Д.Соловьева, Е.В.Пашкова, А.Г.Белоус

СИНТЕЗ И СВОЙСТВА НАНОДИСПЕРСНЫХ МОДИФИЦИРОВАННЫХ ГЕКСАФЕРРИТОВ $\text{BaFe}_{12-2x}\text{Co}_x\text{Si}_x\text{O}_{19\pm\gamma}$ СО СТРУКТУРОЙ МАГНЕТОПЛОМБИТА

Исследовано влияние модифицирования на свойства и фазовые превращения при синтезе $\text{BaFe}_{12-2x}\text{Co}_x\text{Si}_x\text{O}_{19\pm\gamma}$ М-типа. Показано, что замещение $2\text{Fe}^{3+} \rightarrow \text{Co}^{2+} + \text{Si}^{4+}$ способствует уменьшению размера частиц, снижению температуры ферритизации, существенному снижению коэрцитивной силы (H_c) и увеличению намагниченности (M_s) ГФБ.

ВВЕДЕНИЕ. В последнее время возрос интерес исследователей к нанодисперсному гексаферриту бария со структурой магнетопломбита (ГФБ М-типа). Это обусловлено высокими значениями коэрцитивной силы (H_c) и остаточной индукции (B_r). Поэтому гексаферрит бария широко применяется для производства постоянных магнитов [1–3], систем высокоплотной записи и хранения информации [4–5], различных современных СВЧ-устройств [6]. Отмечена также перспективность ГФБ для изготовления поглотителей электромагнитной энергии в диапазоне сверхвысоких частот [7–9] и для биомедицинского применения в качестве индукторов гипертермии [10, 11]. В зависимости от области применения гексаферрита бария требования к величине коэрцитивной силы (H_c) существенно различаются: для постоянных магнитов требуется величина коэрцитивной силы от 635–480 кА/м и более, для магнитной записи — 210–280 кА/м, а для медицины — минимальные значения. При этом магнитный момент (M_s) независимо от области применения ГФБ должен быть высоким. Одним из возможных путей решения этой задачи может быть замещение ионов Fe^{3+} по схеме $2\text{Fe}^{3+} \rightarrow \text{Me}^{2+} + \text{Me}^{4+}$, где Me^{2+} и Me^{4+} — ферромагнитный и немагнитный ионы соответственно [12–14]. Такое замещение обеспечивает выполнение условия электронейтральности и может влиять на величину коэрцитивной силы и магнитного момента.

Структура ГФБ М-типа состоит из кубического блока S , имеющего структуру шпинели, и гексагонального блока R , содержащего ионы бария Ba^{2+} . Гексагональная элементарная ячейка такой структуры состоит из десяти слоев ионов кислорода O^{2-} . В ней ионы железа Fe^{3+} занимают пять различных кристаллографических позиций: тетраэдрическую ($4f_1$), октаэдрические ($12k$, $2a$, $4f_2$) и

позицию, образованную пятью ионами кислорода с центрами при вершинах тригональной бипирамиды ($2b$) [15]. В магнитно упорядоченном состоянии спины молекулы ГФБ ($\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$) в позициях $12k$, $2a$, $2b$ направлены параллельно оси легкого намагничивания, в то время как в позициях $4f_1$ и $4f_2$ — антипараллельно [16]. Результирующая намагниченность ГФБ определяется антиферромагнитным упорядочением магнитных ионов Fe^{3+} , то есть зависит от катионного распределения ферромагнитных ионов по неэквивалентным позициям (подрешеткам) ГФБ [2, 17]:

$$M_s = M_s(12k + 2a + 2b) - M_s(4f_1 + 4f_2).$$

На распределение катионов в ферритах существенное влияние оказывают не только условия их синтеза, но и природа модифицирующих добавок. В данной работе в качестве модифицирующих добавок выбрана комбинация ионов ($\text{Co}^{2+} + \text{Si}^{4+}$), которые частично замещали ионы Fe^{3+} . Выбор модифицирующих добавок был сделан на основе результатов исследований авторов работ [12–18] с учетом стерического фактора и электронного строения иона Si^{4+} .

Цель данной работы — исследование влияния модифицирования на фазовые превращения и свойства $\text{BaFe}_{12-2x}\text{Co}_x\text{Si}_x\text{O}_{19\pm\gamma}$ М-типа.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ. В качестве исходных реагентов использовали растворы нитратов железа (III), бария (II) и кобальта (II), а также 100 %-й раствор тетраэтоксилана марки ч.д.а. Осадки получали методом последовательного соосаждения из водных растворов солей. На предварительно соосажденные гидроксиды железа (III) и кремния (IV) соосаждали карбонаты бария (II) и

кобальта (II). Гидроксиды железа и кремния осаждали водным раствором NH_4OH при постоянном контролируемом pH 4.3, после чего осадки тщательно промывали дистиллированной водой до отсутствия в них ионов аммония. Карбонаты бария и кобальта осаждали раствором Na_2CO_3 при pH 9. Контроль pH проводили с помощью иономерта И-160МИ с точностью ± 0.05 , а регулирование pH — с помощью блока автоматического титрования БАТ-15. Полученные осадки созрели в течение 20 ч. Затем их фильтровали, отмывали дистиллированной водой до отсутствия в них ионов NO_3^- , а после этого прокаливали в камерной печи в интервале температур 923—1373 К с изотермической выдержкой в течение 2 ч. Исследовали образцы составов $\text{BaFe}_{12-2x}\text{Co}_x\text{Si}_x\text{O}_{19\pm\gamma}$ ($x = 0; 0.05; 0.1; 0.2; 0.3; 0.5$).

Образцы исследовали методами рентгенофазового анализа (РФА) и полнопрофильного анализа Ритвельда на дифрактометре ДРОН-407 ($\text{CuK}\alpha$ -излучение, съемка в каждой точке 10 с). В качестве внешних стандартов применяли SiO_2 (стандарт 2 θ) и сертифицированный стандарт интенсивности Al_2O_3 [19]. Для РФА использовали базу данных JCPDS. Структурные параметры образцов были рассчитаны на основании результатов РФА.

Размер частиц ГФБ оценивали по уширению рентгеновских рефлексов 110 и 220. В качестве эталона использовали ГФБ, прокаленный при температуре 1673 К в течение 5 ч. Линейное уширение линий β вычисляли по формуле $\beta = \sqrt{B^2 - b^2}$, где B — общее линейное уширение исследуемой линии до внесения поправки b . Размер частиц рассчитывали по формуле Шерера [3]:

$$D = \frac{0.9\lambda}{\beta_{hkl} \cdot \cos(\theta_{hkl})}$$

Мессбауэровские спектры (МС) получали на спектрометре динамического типа, работающем в режиме постоянных ускорений. В качестве источников γ -квантов использовали ^{57}Co в матрице Ст. Измерение выполняли при комнатной температуре. Калибровку шкалы скоростей проводили по положению линий поглощения α -Fe. Компьютерную обработку спектров выполняли с использованием программы Univem-2, реализующей метод наименьших квадратов. При аппроксимации спектров суммы секстетов зеемановского расщепления допускалось попарное равенство интенсивностей

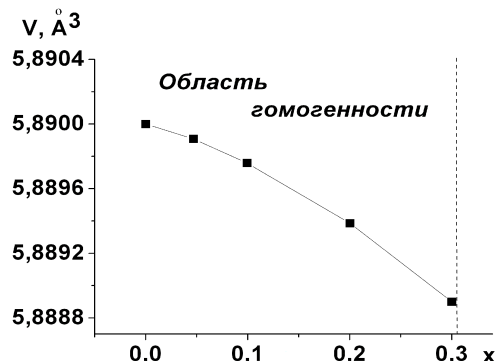


Рис. 1. Концентрационная зависимость объема элементарной ячейки образцов $\text{BaFe}_{12-2x}\text{Co}_x\text{Si}_x\text{O}_{19\pm\gamma}$, прокаленных при 1273 К.

линий 1–6, 2–5, 3–4 и полуширин всех линий секстетов. Магнитные свойства порошков ГФБ определяли на баллистическом магнитометре при комнатной температуре в диапазоне полей $H = 0$ —10 кЭ.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ. Результаты рентгенофазового анализа образцов $\text{BaFe}_{12-2x}\text{Co}_x\text{Si}_x\text{O}_{19\pm\gamma}$ ($x=0$ —0.5), прокаленных в интервале температур 923—1373 К, приведены в табл. 1. Как видно, температура начала ферритобразования для чистого ГФБ ($x=0$) и модифицированных (x 0.1, 0.3 и 0.5) образцов составляет 1023 и 973 К, а однофазность достигается при температурах 1273 и 1173 К соответственно. Это указывает на то, что модифицирование ГФБ Co^{2+} и Si^{4+} способствует ускорению образования конечного продукта, что обусловлено, вероятно, уменьшением размера частиц при увеличении концентрации модифицирующих добавок (x):

x	0	0.005	0.01	0.03	0.05	0.1	0.3	0.5
d , нм	66.1	51	44.55	42.62	39.02	37.8	36.9	38.52

Уменьшение размеров частиц связано с образованием защитной оболочки вокруг частиц из слоя SiO_2 , обусловленной частичной сегрегацией SiO_2 на границе зерен [20]. Это придает частицам устойчивость к самопроизвольной агрегации и замедляет рост частиц с повышением температуры. На основании приведенных результатов РФА (табл. 1) видно, что при температуре прокаливания 1273 К образцы в интервале $x = 0$ —0.3 являются однофазными и характеризуются гексагональной структурой М-типа (структура магнетопломбита, пр.гр. $R\bar{6}_3/mmc$). С увеличением $x > 0.3$, кроме фазы ГФБ, появляются следы второй фазы $\text{BaFe}_{18}\text{O}_{27}$ с гексагональной структурой W-типа. На рис. 1 представлена концен-

Т а б л и ц а 1

Результаты рентгенофазового анализа образцов $\text{BaFe}_{12-2x}\text{Co}_x\text{Si}_x\text{O}_{19\pm g}$, прокаленных при различных температурах

Образец	923 К	973 К	1023 К	1073 К	1173 К	1273 К	1373 К
1 ($x=0$)	BaCO_3 (57.00 %), $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ (43.00 %)	BaCO_3 (22.00 %), $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ (78.00 %)	BaFe_2O_4 (12.0 %), $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ (59.00 %), $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ (29.00 %)	$\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ (35.6 %), $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ (64.4 %)	$\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ (9.00 %), $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ (91.00 %)	$\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ (100 %)	$\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ (100%)
2 ($x=0.1$)	BaCO_3 (58.63 %), $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ (41.37 %)	BaCO_3 (15.65 %), BaFe_2O_4 (12.32 %), $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ (38.44 %), $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ (33.63 %)	BaFe_2O_4 (18.0 %), $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ (15.53 %), $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ (66.47 %)	BaFe_2O_4 (17.43 %), $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ (15.29 %), $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ (67.28 %)	$\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ (100 %)	$\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ (100 %)	$\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ (100 %)
3 ($x=0.3$)	BaCO_3 (37.5 %), $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ (62.5 %)	BaCO_3 (28.46 %), $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ (56.32 %), $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ (15.22 %)	BaFe_2O_4 (9.17 %), $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ (33.94 %), $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ (56.89 %)	BaFe_2O_4 (7.7 %), $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ (30.88 %), $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ (61.42 %)	$\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ (100 %)	$\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ (100 %)	$\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ (100 %)
4 ($x=0.5$)	BaCO_3 (46.6 %), $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ (56.4 %)	BaCO_3 (33.23 %), $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ (47.45 %), $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ (19.32 %)	$\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ (39.8 %), $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ (60.2 %)	$\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ (37.74 %), $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ (62.26 %)	$\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ (100 %)	$\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ (82.89 %), $\text{BaFe}_{18}\text{O}_{27}$ (17.11 %)	$\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ (58.85 %), $\text{BaFe}_{18}\text{O}_{27}$ (41.15 %)

трационная зависимость объема кристаллической решетки (V) образцов $\text{BaFe}_{12-2x}\text{Co}_x\text{Si}_x\text{O}_{19\pm g}$. Как видно, в области гомогенности ($x = 0-0.3$) наблюдается уменьшение V модифицированных ГФБ при замещении ионов Fe^{3+} к.ч. б. нс ($r = 0.645 \text{ \AA}$) на ионы Co^{2+} и Si^{4+} ($\tilde{r} = 0.567 \text{ \AA}$), что соответствует правилу Вегарда. Это указывает на образование твердых растворов замещения.

Для однофазных образцов исследовали мессбауэровские спектры (МС). В табл. 2 представлены зависимости относительных площадей компонент МС в неэквивалентных позициях $\text{BaFe}_{12-2x}\text{Co}_x\text{Si}_x\text{O}_{19\pm g}$ от степени замещения ионов Fe^{3+} . Как следует из табл. 2, при замещении 2Fe^{3+} на $\text{Co}^{2+} + \text{Si}^{4+}$ наблюдается уменьшение площадей компонент $4f_1$ и $12k$ в интервале $0 < x \leq 0.3$ и $4f_2$ — в интервале $0 < x \leq 0.1$. Это указывает на уменьшение концентрации ионов Fe^{3+} в этих позициях и на

Т а б л и ц а 2

Относительные площади компонент МС (S , %) в неэквивалентных позициях $\text{BaFe}_{12-2x}\text{Co}_x\text{Si}_x\text{O}_{19\pm g}$ в зависимости от степени замещения (x)

x	S , %				
	$12k$	$2a$	$2b$	$4f_1$	$4f_2$
0	52.4	9.1	3	23.4	12.1
0.1	50.2	16.2	4.5	19.8	9.3
0.3	46.1	20.4	4.4	17.6	11.5

заселенность в них ионов Si^{4+} и Co^{2+} .

Известно [21], что при образовании связей для кремния характерна sp^3 -гибридизация с образованием четырех равноценных гибридных sp^3 -орбиталей, ориентированных в пространстве к четырем

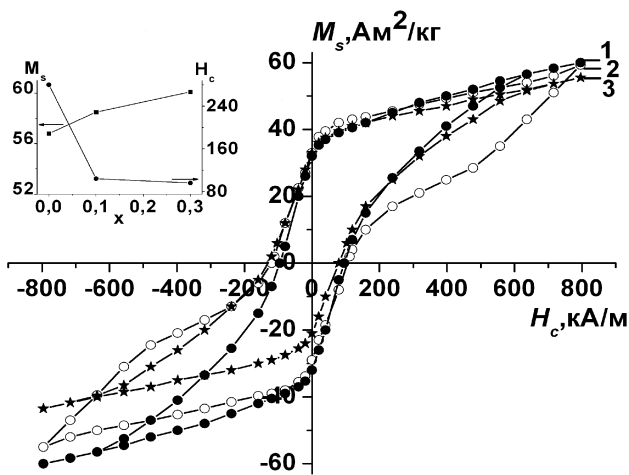


Рис. 2. Магнитные характеристики образцов $\text{BaFe}_{12-2x}\text{Co}_x\text{Si}_x\text{O}_{19\pm\gamma}$, прокаленных при температуре 1273 К: 1, 3 — $x=0.3$; 2 — $x=0.1$.

вершинам правильного тетраэдра. Поэтому для кремния логично заселение тетраэдрической позиции $4f_1$. Заселяя эту позицию, ионы Si^{4+} , вероятно, вытесняют ионы Fe^{3+} в октаэдрические позиции $2a$ в интервале $0 < x \leq 0.3$, $2b$ — в интервале $0 < x \leq 0.1$ и $4f_2$ — в интервале $0.1 \leq x \leq 0.3$ (табл. 2). Ионы Co^{2+} вследствие d^2sp^3 -гибридизации предпочитают октаэдрическую координацию и могут заселять позицию $12k$ [22].

Результаты исследования магнитных характеристик образцов $\text{BaFe}_{12-2x}\text{Co}_x\text{Si}_x\text{O}_{19\pm\gamma}$ ($x = 0, 0.1$ и 0.3) представлены на рис. 2. Видно, что коэрцитивная сила (H_c) образцов с увеличением x уменьшается и равняется 378, 104 и 96 кА/м для $x = 0, 0.1$ и 0.3 соответственно. При этом магнитный момент указанных выше образцов увеличивается и составляет 43.7, 49.5 и 60.1 кА/м² соответственно (рис. 2, вставка).

Результирующий магнитный момент ГФБ определяется разницей между суммой магнитных моментов ионов в позициях $12k$, $2a$, $2b$ и в позициях $4f_1$, $4f_2$ [15] в соответствии с уравнением [2]:

$$M_s = M_s(12k + 2a + 2b) - M_s(4f_1 + 4f_2).$$

В связи с этим увеличение намагниченности модифицированных ГФБ (рис. 2, вставка) обусловлено увеличением концентрации ферромагнитных ионов (Fe^{3+} и Co^{2+}) в положительной составляющей $M_s = M_s(12k + 2a + 2b)$ и уменьшением ионов Fe^{3+} в отрицательной составляющей $M_s = M_s(4f_1 + 4f_2)$, что подтверждают

результаты МС (рис. 2). Как видно, параметры МС исследуемых образцов соответствуют высокоспиновым ионам Fe^{3+} с октаэдрической ($12k$, $4f_2$ и $2a$), тетраэдрической ($4f_1$) и бипирамидальной ($2b$) координациями.

Таким образом, исследовано влияние модифицирования на свойства и фазовые превращения при синтезе $\text{BaFe}_{12-2x}\text{Co}_x\text{Si}_x\text{O}_{19\pm\gamma}$ М-типа (в интервалах $x = 0-0.5$). Установлена гомогенная область образования твердых растворов замещения $\text{BaFe}_{12-2x}\text{Co}_x\text{Si}_x\text{O}_{19\pm\gamma}$ при $x = 0-0.3$. Отмечено, что в гексагональных ферритах $\text{BaFe}_{12-2x}\text{Co}_x\text{Si}_x\text{O}_{19\pm\gamma}$ ионы Si^{4+} занимают тетраэдрические позиции $4f_1$, а ионы Co^{2+} — октаэдрические позиции $12k$. Показано, что замещение $2\text{Fe}^{3+} \rightarrow \text{Co}^{2+} + \text{Si}^{4+}$ способствует уменьшению размера частиц, снижению температуры ферритизации, существенному снижению коэрцитивной силы (H_c) и увеличению намагниченности (M_s) ГФБ. Полученные результаты позволяют синтезировать ГФБ с заданными свойствами.

РЕЗЮМЕ. Досліджено вплив модифікування на властивості та фазові перетворення при синтезі $\text{BaFe}_{12-2x}\text{Co}_x\text{Si}_x\text{O}_{19\pm\gamma}$ М-типу. Показано, що заміщення $2\text{Fe}^{3+} \rightarrow \text{Co}^{2+} + \text{Si}^{4+}$ сприяє зменшенню розміру часток, зниженню температури феритизації, значному зменшенню коэрцитивної сили (H_c) та збільшенню намагніченості (M_s) ГФБ.

SUMMARY. The effect of modification on the properties and phase transformations in the synthesis of M-type $\text{BaFe}_{12-2x}\text{Co}_x\text{Si}_x\text{O}_{19\pm\gamma}$. It has been shown that substitution $2\text{Fe}^{3+} \rightarrow \text{Co}^{2+} + \text{Si}^{4+}$ facilitates decreasing of particle size, temperature of single-phase BHF synthesis, coercivity (H_c) and increasing saturation magnetization (M_s) of BHF.

ЛИТЕРАТУРА

1. Крупичка С. Физика ферритов и родственных им магнитных окислов. -М.: Мир., 1976. -Т. 2. -С. 504.
2. Смит Я., Вейн Х. Ферриты. -М.: Изд-во иностр. лит., 1962. -С. 504.
3. Губин С.П., Кокиаров Ю.А., Хомутов Г.Б., Юрков Г.Ю. // Успехи химии. -2005. -74, № 6. -С. 539—574.
4. Lei Fu, Xiangang Liu, Zhang Yi et al. // Nano letters. -2003. -3, № 6. -P. 757—760.
5. Pankhurst Q.A., Pollard R.S. // J. Phys. Condens. Mater. -1993. -№ 5. -P. 8487—8508.
6. Lebedev S.V., Patton C.E., Wittenauer M.A. et al. // J. Appl. Phys. -2002. -91, № 7. -P. 4426—4431.
7. Haijun Z., Zhichao L., Chenliang Ma et al. // Mater.

- Sci. Eng. -2002. -**96**. -P. 289.
8. Ragotani T., Fujiwara D., Sugimoto S. et al. // J. Magn. Mater. -2004. -**1813**. -P. 272—276.
 9. Meshram M.R., Agarwal N.K., Sinha B., Misra P.S. // J. Magn. Magnet. Mater. -2004. -**271**. -P. 207.
 10. Müller R., Hergt R., Dutz S. et al. // J. Phys. Condens. Matter. -2006. -**18**. -P. 2527—2542.
 11. Pollert E., Veverka P., Veverka M. et al. // Progr. Solid State Chem. -2009. -P. 1—14.
 12. He H.Y., Huang J.F., Cao L.Y. et al. // Mater. Techn. -2007. -**2**. -P. 30—32.
 13. Koga N., Tsutaoka T. // J. Magn. Magnet. Mater. -2007. -**313**. -P. 168—175.
 14. Haijun Z., Zhichao L., Chenliang M. et al. // Mater. Chem. Phys. -2003. -**80**. -P. 129—134.
 15. Kim C.S., Lee S.W., An S.Y. // J. Appl. Phys. -2000. -**87**. -P. 6244—6246.
 16. Liu X.S., Hernandez-Gomez P., Huang K. et al. // J. Magn. Magnet. Mater. -2006. -**305**. -P. 524—528.
 17. Левин Б.Е., Третьяков Ю.Д., Летюк Л.М. Физико-химические основы получения, свойства и применение ферритов. -М.: Металлургия, 1979. -С. 232.
 18. An S.Y., Lee S.W., Shim I.B., Kim C.S. // J. Appl. Phys. -2002. -**91**, № 10. -P. 8465—8467.
 19. Rosler S., Wartewing P., Laugbein H. // Cryst. Res. Technol. -2003. -**38**, № 11. -P. 927—934.
 20. Dong-Young Kim, Hong-Yeol Lee, Dong-Suk Jun, Sang-Seog Lee // Jpn. J. Appl. Phys. -2005. -P. 3015—3016.
 21. Горшков В.С., Савельев В.Г., Федоров Н.Ф. Физическая химия силикатов и других тугоплавких соединений. -М: Высш. шк., 1988.
 22. Orgel L.E. An introduction to transition – metal chemistry. -London: Methuen & Co LTD, 1966.

Институт общей и неорганической химии
им. В.И.Вернадского НАН Украины, Киев

Поступила 08.09.2011

УДК 546.16 : 546.817 + 546.832

Е.В.Тимухин, В.Ф.Зинченко, О.В.Мозговая, В.П.Соболь

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ В СИСТЕМЕ $PbF_2(PbO)$ — HfF_4 И ЕЕ ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Исследован характер твердофазного взаимодействия между PbF_2 , содержащим примесь PbO , и HfF_4 . Методами РФА и ИК-спектроскопии установлено образование фазы сложного фторида неустановленной структуры. Выявлен факт батохромного сдвига полосы валентных колебаний связей $Hf-F$, обусловленного комплексобразованием. Тонкопленочные покрытия, полученные термическим испарением материала в вакууме, неравномерны по толщине и поверхности и обладают недостаточной климатической стойкостью. В то же время по уровню светорассеяния и механической прочности покрытие отвечает предъявляемым требованиям.

ВСТУП. Фториды металлов являются основой создания материалов для интерференционной оптики, работающей в широком диапазоне спектра — от вакуумного ультрафиолетового (ВУФ) до среднего инфракрасного (СИК) диапазона, включая так называемое окно прозрачности (ОП) атмосферы Земли (8—14 мкм). Практически ни один из оксидов и фторидов не перекрывает полностью упомянутое выше ОП. Редким исключением являются фториды „сверхтяжелых” металлов, в частности, ThF_4 и PbF_2 . Если не учитывать ThF_4 из-за его радиоактивности, фторид свинца остается единственным материалом для нанесения слоев с низким показателем преломления (в паре с $ZnSe$) для

интерференционной оптики, функционирующей в ОП атмосферы [1, 2].

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В СИСТЕМЕ $PbF_2(PbO)$ — HfF_4 . Главным недостатком фторидных материалов является невысокая механическая прочность и климатическая стойкость наносимых из них покрытий. Основной причиной этого является наличие в них остаточных оксидных примесей (оксиды, карбонаты, гидроксиды), а также склонность к диспропорционированию в процессе нанесения покрытий (особенно, при термическом испарении в вакууме).

Влияние оксидных примесей (что особенно характерно для PbF_2) [3, 4] существенно сказыва-