УДК 621.318.12 **DOI** dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2021-3-14-21

Управление гистерезисными свойствами в порошковых сплавах на основе системы Fe-Cr-Co

© 2021 г. М.А. Мариева, А.А. Шацов

Пермский национальный исследовательский политехнический университет (ПНИПУ), г. Пермь, Россия

Статья поступила в редакцию 18.09.20 г., доработана 23.10.20 г., подписана в печать 30.10.20 г.

Аннотация: Гистерезисные сплавы на основе системы Fe-Cr-Co представляют научный и практический интерес, в первую очередь за счет технологичности изготовления, высокого уровня и температурной стабильности магнитных свойств. обеспечивающих требуемые эксплуатационные характеристики гистерезисных магнитов, такие как остаточная магнитная индукция, коэрцитивная сила и коэффициент прямоугольности петли. Целью работы являлось регулирование и стабилизация магнитных свойств гребневого сплава на основе системы Fe-Cr-Co с использованием повторного старения. Исследован магнитотвердый порошковый сплав 22Х15К4МС после закалки и многоступенчатого старения. Заготовки получены методом холодного прессования при давлении 600 МПа и последующим спеканием в вакууме. Образцы, полученные спеканием в α-фазе в присутствии жидкой фазы, образующейся при контактном плавлении, имели пористость до 1 %. Концентрационная неоднородность распределения хрома и кобальта составила 0,06-0,08. Методами электронной микроскопии определены параметры магнитной структуры сплава. Установлена связь кинетики формирования магнитной структуры при старении и уровня магнитных свойств. После старения тонкая структура сплава 22X15К4МС представляла собой вытянутые участки α1-фазы в матрице из α2-фазы. После первой ступени старения средние размеры частиц α1-фазы составляли около 124 нм в длину и порядка 44 нм в ширину и после окончательного старения не изменялись. Показана возможность регулирования магнитных свойств повторным старением без перезакалки. Установлено незначительное изменение размеров и морфологии частиц магнитной фазы в процессе старения. Определено влияние количества циклов повторного старения на стабильность магнитных свойств во времени.

Ключевые слова: магнитотвердый сплав, порошковый сплав, магнитные свойства, спинодальный распад, Fe–Cr–Co.

Мариева М.А. – аспирант кафедры металловедения, термической и лазерной обработки металлов ПНИПУ (614990, г. Пермь, Комсомольский пр-т, 29). E-mail: marievamar@rambler.ru.

Шацов А.А. – докт. техн. наук, профессор кафедры металловедения, термической и лазерной обработки металлов ПНИПУ. E-mail: shatsov@pstu.ru.

Для цитирования: *Мариева М.А., Шацов А.А.* Управление гистерезисными свойствами в порошковых сплавах на основе системы Fe–Cr–Co. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия.* 2021. Т. 15. No. 3. C. 14–21. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2021-3-14-21.

Control of hysteretic properties in powder alloys based on the Fe-Cr-Co system

M.A. Marieva, A.A. Shatsov

Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russia

Received 18.09.2020, revised 23.10.2020, accepted for publication 30.10.2020

Abstract: Hysteresis alloys based on the Fe–Cr–Co system are of scientific and practical interest, primarily due to their high manufacturability, high level and temperature stability of magnetic properties, which provide the required hysteresis magnet performance including residual magnetic induction, coercive force, and loop squareness ratio. The research was aimed to control and stabilize the Fe–Cr–Co ridge alloy magnetic properties using reageing. The 22Kh15K4MS hard magnetic powder alloy was investigated after quenching and multistage aging. Billets were obtained by cold pressing at a pressure of 600 MPa and subsequent sintering in vacuum. The samples obtained by sintering in the α phase in the presence of the liquid phase formed during contact melting had a porosity of up to 1 %. The concentration heterogeneity of chromium and cobalt distribution was 0.06–0.08. The alloy magnetic structure parameters were determined by electron microscopy. The relationship between the magnetic structure formation kinetics during aging and the level of magnetic properties was established. After aging, the fine structure of the 22Kh15K4MS alloy was represented by elongated α_1 phase sections in the α_2 phase matrix. The average particle sizes of the α_1 phase were \approx 124 nm in length and \approx 44 nm in width after the first stage of aging, and they remained the same after final aging. It was shown that

it is possible to control magnetic properties by reaging without repeated quenching. A slight change in the size and morphology of magnetic phase particles was observed during aging. The influence of the number of reaging cycles on the stability of magnetic properties over time was determined.

Keywords: hard magnetic alloy, powder alloy, magnetic properties, spinodal decomposition, Fe-Cr-Co.

Marieva M.A. – Postgraduate student of the Department of physical metallurgy, heat and laser treatment of metals, Perm National Research Polytechnic University (614990, Russia, Perm, Komsomolsky pr., 29). E-mail: marievamar@rambler.ru.

Shatsov A.A. – Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Department of physical metallurgy, heat and laser treatment of metals, Perm National Research Polytechnic University. E-mail: shatsov@pstu.ru.

For citation: *Marieva M.A., Shatsov A.A.* Control of hysteretic properties in powder alloys based on the Fe–Cr–Co system. *Izvestiya Vuzov. Poroshkovaya Metallurgiya i Funktsional'nye Pokrytiya (Powder Metallurgy and Functional Coatings).* 2021. Vol. 15. No. 3. P. 14–21 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2021-3-14-21.

Введение

В прецизионном приборостроении широкое применение находят гистерезисные магниты, используемые в составе синхронных двигателей навигационных систем [1]. Магнитотвердые сплавы на основе системы Fe—Cr—Co (XK) представляют научный и практический интерес, в первую очередь за счет хорошей технологичности изготовления, коррозионной стойкости, высокого уровня и температурной стабильности магнитных свойств, обеспечивающих требуемые эксплуатационные характеристики гистерезисных магнитов [2—4].

Так, в работе [5] показана возможность достижения магнитных свойств на уровне сплавов алнико (Al—Ni—Co). Одним из перспективных материалов для гистерезисных систем является сплав 22X15K4MC, позволяющий реализовать требуемый уровень и стабильность параметров магнитного гистерезиса и обладающий высокими технологичностью и механической прочностью [6]. Его магнитные свойства обеспечивает структура, представляющая наноразмерные выделения α_1 -фазы в α_2 -фазе матрицы, форму и размеры которых можно регулировать термическим воздействием [7] и приложением внешнего магнитного поля [8, 9].

Сплавы XK в закаленном состоянии обладают хорошей обрабатываемостью и позволяют получить тонкостенные элементы магнитных систем со сложной формой, однако в некоторых случаях коэффициент использования материала при изготовлении с применением обработки резанием может быть менее 50 %. На сегодняшний день широко распространено производство магнитов сложной формы с помощью методов порошковой металлургии, например холодным прессованием механолегированной шихты с последующим спеканием [2, 10]. Методы порошковой металлургии имеют и ряд недостатков, таких как закрытая пористость, концентрационная неоднородность получаемых сплавов [11] и, следовательно, пониженные магнитные свойства по сравнению компактными аналогами, полученными литьем и пластической деформацией [12, 13]. Среди актуальных способов минимизации перечисленных недостатков активно используют метод жидкофазного спекания, при котором часть компонентов вводится в шихту в виде ферросплавов, имеющих температуру плавления (или образования эвтектики) ниже температуры спекания [14, 15].

В зависимости от размеров и характеристик изделия требуемый уровень магнитных свойств может быть ниже максимально достижимых показателей применяемых сплавов. Оптимальное соотношение остаточной магнитной индукции (B_r) , коэрцитивной силы (H_c) и коэффициента прямоугольности петли (K_n) достигается корректировкой параметров термической обработки (TO): температуры нагрева под закалку в заготовке, температуры и времени выдержки при ступенчатом старении в окончательном виде. Однако при TO возможно получение широкого диапазона значений магнитных свойств, что нежелательно для серийного производства.

По данным работ [16, 17] с помощью ТО в сплавах системы Fe—Cr—Co возможно реализовать различные морфологические состояния фаз, их расположение и элементный состав. Одним из способов корректировки уровня свойств магнитов является повторное старение. В ходе старения выделяются сильно- и слабомагнитная фазы α_1 и α_2 с характерным для каждой температуры уровнем свойств. Большая дисперсия и возможное изменение свойств при вылеживании деталей (уменьшение H_c во времени) существенно влияют на стабильность характеристик петли магнитного гистерезиса и во многом определяют надежность работы приборов.

Таким образом, важным фактором, оказывающим влияние на магнитные свойства данных сплавов, является не только продолжительность выдержки [12], но и количество циклов отпуска.

Цель настоящей работы состояла в регулировании и стабилизации магнитных свойств гребневого сплава на основе системы Fe—Cr—Co повторным старением.

Методика иследований

Объектом исследования был порошковый сплав 22X15K4MC, химический состав которого приведен в табл. 1. В качестве шихты использовали порошки металлов и сплавов: хром ПХ-1С (ТУ 14-5-298-99), кобальт ГП-ОК (ТУ 1793-008-92), железо ОСЧ 6-2 (ТУ 6-09-05808008-262-92), феррокремний ФС50 (ГОСТ 1415-93) и молибден МПЧ (ТУ 48-19-69-80). Шихту просеивали через сетку с размером ячейки 63 мкм и усредняли в смесителе со смещенной осью вращения в течение 8 ч.

Таблица 1. Химический состав сплава 22X15K4MC Table 1. 22Kh15K4MS alloy chemical composition

Содержание компонентов, мас.%					
Cr	Co	Мо	FeSi	Fe	
22,5	15	4	2	Осн.	

В качестве опытных образцов использовали тороиды с формой и размерами, близкими к серийным деталям.

Заготовки образцов получали холодным прессованием при давлении 600 МПа и последующим спеканием в вакууме с остаточным давлением 10^{-2} Па при t = 1350 °C в течение 2 ч. Их термическая обработка включала закалку от 1250 °C в 15 %-ном водном растворе NaCl. В закаленном состоянии заготовки образцов были пластичными и имели твердость в интервале 18—25 HRC, что позволило обеспечить требуемые форму и точность размеров до ±0,004 мм.

С целью изучения процессов формирования структуры использовали 2 режима старения (табл. 2): первый — для определения количества, размера и морфологии частиц α_1 - и α_2 -фаз включал 5 ступеней старения; второй — для оценки стабильности магнитных свойств образцов с окончательными размерами включал 3 ступени при температурах 635, 575 и 555 °С в течение 40, 50 и 5 мин соответственно с охлаждением в потоке воздуха. Корректировку уровня магнитных свойств проводили повторными циклами старения при указанных температурах с выдержками 15, 50 и 5 мин соответственно. Исходя из технологических особенностей процесса, общее количество циклов было ограничено тремя.

Химический состав полученных заготовок в высококоэрцитивном состоянии определяли методом микрорентгеноспектрального анализа (MPCA) на электронном микроскопе Tescan Mira 3 (Чехия). Для оценки концентрационной неоднородности распределения основных элементов использовали статистический микрорентгено-

Таблица 2. Режимы термической обработки сплава 22X15K4MC

Table 2. 22Kh15K4MS alloy heat treatment modes

Режим ТО	№ обр.	Температура закалки, °С	Температура старения, °С	Время выдержки, мин	
	1		635	120	
	2		635, 575	120, 120	
Ι	3	1250	635, 575, 555	120, 120, 180	
	4		635, 575, 555, 535	120, 120, 180, 180	
	5		635, 575, 555, 535, 520	120, 120, 180, 180, 240	
II	1		635	40	
	2	1250	575	50	
	3		555	5	

Izvestiya Vuzov. Poroshkovaya Metallurgiya i Funktsional'nye Pokrytiya • 2021 • Vol. 15 • № 3

спектральный и рентгенофлуоресцентный методы анализа. Коэффициент вариации концентрации определяли по результатам измерения в 150 точках на шлифованной поверхности образцов из выражения

$$V = \sqrt{D}/C$$
,

где *D* — дисперсия концентрации элемента, *C* — средняя концентрация.

Структуру магнитных образцов исследовали на сканирующем электронном микроскопе Tescan Mira 3 и металлографическом световом микроскопе Olympus GX 51 (США).

Основные параметры и форму петли магнитного гистерезиса опытных образцов определяли на гистерезисграфе Permagraph L (Германия) с программным обеспечением PERMA. Микротвердость образцов после термической обработки измеряли на приборе KB-30S (Германия) при нагрузке 100 г.

Средний размер зерен оценивали по результатам металлографического анализа с помощью программного обеспечения SIAMS Photolab (Россия). Разнозернистость вычисляли по отношению максимального размера зерна к среднему значению [18]. Разноразмерность частиц α_1 -фазы рассчитывали аналогично.

Результаты и их обсуждение

Контроль состава заготовок опытных образцов показал некоторое изменение соотношения компонентов в процессах спекания и термической обработки по сравнению с исходным составом, что может быть связано с воздействием вакуума на стадии спекания. Состав заготовок опытных образцов в спеченном состоянии (табл. 3), полученный при локальном рентгенофазовом анализе, на 10—48 % отличается от требуемого (см. табл. 1) и соответствует ему при рентгенофлуоресцентном анализе образца целиком. Полученная концентрационная неоднородность связана с неравномерным распределением компонентов в процессе спекания и исправляется закалкой.

Коэффициенты вариации концентраций $V_{\rm Cr}$ и $V_{\rm Co}$ в сплаве 22X15К4МС определены статистичес-ким МРСА.

Неоднородность распределения хрома и кобальта получили на уровне $V = 0,06 \div 0,08$, что в несколько раз меньше, чем у легированных порошковых сталей ($V = 0,5 \div 0,6$) [19, 20], изготовленных по аналогичным режимам, и сопоставимо с данными для деформируемого сплава 30Х23К (ГОСТ 24897-81, допускающий отклонение от среднего содержания кобальта и хрома на уровне 10 %).

Микроструктура сплава 22Х15К4МС после закалки представляет собой α -твердый раствор (рис. 1, *a*). При многоступенчатом старении в структуре порошкового сплава образуется двухфазный твердый раствор (рис. 1, *б*, *в*). Средний размер зерна составил 197 мкм, коэффициент разнозернистости R = 2,4, пористость — 1,0 %.

Снимок высокого разрешения структуры образцов сплава 22X15К4МС на различных этапах старения представлен на рис. 2. Видно, что она представляет собой вытянутые участки фазы α_1 в матрице из α_2 -фазы. Согласно модели Стонера— Вольфарта, которая объясняет проблему поведения малых однодоменных частиц, произвольно ориентированных к внешнему магнитному полю,

Таблица 3. Химический состав и концентрационная неоднородность порошкового сплава 22X15К4МС после спекания и термообработки

Table 3. Chemical composition and concentration heterogeneity of 22Kh15K4MS powder alloy after sintering and heat treatment

Параметр	Fe	Cr	Со	Мо	Si	
После спекания в вакууме 10 ⁻² Па при 1350 °C в течение 2 ч						
Ср. содержание, мас.%	50,01	29,52	12,79	6,18	1,10	
После закалки от 1250 °C в 15 %-ном водном растворе NaCl						
Ср. содержание, мас.%	59,3	21,84	14,32	4,03	0,57	
Коэффициент вариации концентрации	_	0,06	0,08	-	_	
Дисперсия	6,59	5,21	0,51	0,73	0,018	

высокие значения коэрцитивной силы достигаются, когда отношение длины частицы к ее диаметру больше 10 [21].

После первой ступени старения сплава 22X15К4МС средние размеры частиц α₁-фазы со-



ставляли ≈ 124 нм в длину и ≈ 44 нм в ширину, а после пятой — соответственно ≈ 117 нм и ≈ 44 нм (рис. 2). Таким образом, ступени старения 2—5 не приводят к росту частиц α_1 -фазы, а это значит, что изменение свойств сплава обуславливает в первую



Рис. 1. Микроструктура сплава 22X15K4MC после закалки от 1250 °C с охлаждением в воде (*a* – обр. *1*) и после закалки + старение (*б* и *в* – обр. *2* и *4*, см. табл. 2)

Fig. 1. 22Kh15K4MS alloy microstructure after quenching at a temperature from 1250 °C with water cooling (a – Sample 1) and after quenching + aging (δ and a – Sample 2 and Sample 4, see Table 2)



Рис. 2. Структура образцов 1 (*a*) и 5 (*б*) сплава 22X15K4MC после старения **Fig. 2.** Structure of 1 (*a*) and 5 (*б*) 22Kh15K4MS alloy samples after aging

очередь перераспределение элементов между фазами и определяющее значение имеет химический состав фаз, что было ранее показано в работе [22].

На 2-й, 3-й и последующих стадиях наблюдали повышение H_c образцов с увеличением количества ступеней старения с одновременным снижением B_r (табл. 4). При повторном нагреве характерные для данной температуры значения коэрцитивной силы и индукции изменялись незначительно по сравнению с 1-м (предыдущим) циклом старения, из этого следует, что воспроизводился химический состав фаз.

Материал обладает своеобразной структурной наследственностью, характеризующейся обратимостью магнитных свойств и состава фаз.

На 1-й ступени старения доминирует процесс образования и роста частиц, на 2-й и 3-й — происходит образование новых частиц и изменяется состав фаз [23, 24], а на 4-й и 5-й — доминируют процессы концентрационного расслоения, кото-

Table 4. Sample parameters after Stages 1–5 of aging

рые оказывают большее влияние на величину H_c . Снижение индукции со 2-й по 5-ю ступень старения связано со смыканием частиц α_1 -фазы, что является неблагоприятной конфигурацией частиц [7].

Установлено повышение твердости образцов с увеличением количества циклов старения (табл. 4), что в совокупности с анализом размеров частиц α_1 -фазы (см. рис. 1, *б*, *в*) указывает на протекание процессов дораспада твердого раствора и повышения уровня напряжений за счет увеличения разницы периодов решетки α_1 - и α_2 -фазы [7].

Для исследования стабильности магнитных свойств во времени были проведены повторные циклы старения по второму режиму (см. табл. 2). Результаты измерения магнитных свойств после повторных циклов старения показали, что с увеличением их количества происходит снижение окончательных свойств образцов: H_c в среднем на 20 % и B_r на 4 % (рис. 3).

Таблица 4.	Параметры о	бразцов после 🛾	1–5-й ступеней	старения
------------	-------------	-----------------	----------------	----------

№ обр.	Кол-во частиц на площади 1 мкм ²		Разноразмерность		D. T.		
	1-е измерение	2-е измерение	Среднее значение	частиц α ₁ -фазы	H_c , кА/м	<i>В_r</i> , Тл	$HV_{0,1}$
1	12	18	15	1,4	13,4	0,89	353
2	_	_	_	_	19,6	0,84	370
3	_	_	_	_	28,5	0,78	465
4	_	_	_	_	30,9	0,77	483
5	26	35	30,5	1,6	32,5	0,76	500





Fig. 3. Dependence of sample magnetic induction (a) and coercive force (δ) on aging temperature for three cycles (figures near curves)





Fig. 4. Dependence of sample coercive force after 5 aging cycles on air exposure time

Дополнительные эксперименты показали, что увеличение количества циклов старения с 3 до 5 приводит к значительному снижению стабильности магнитных свойств, но в рамках данной работы это не представляет практической значимости.

В результате пребывания образцов на воздухе в течение 120 ч в нормальных условиях наблюдали снижение величины H_c в среднем на 25 % (рис. 4). Дальнейшие выдержки до 9 мес. также не привели к существенному снижению этого показателя. При этом магнитная индукция оставалась неизменной во всем исследованном временном интервале. По мнению авторов настоящей работы, снижение коэрцитивной силы может быть связано с релаксацией напряжений в структуре материала, что подтверждается результатами исследования [6].

Выводы

1. Спекание в присутствии жидкой фазы и закалка сплава 22X15К4МС способствуют получению заготовок с высокой однородностью состава с коэффициентом вариации в 7—8 раз ниже, чем в аналогичных порошковых материалах.

2. Установлена прямая зависимость остаточной магнитной индукции от размера частиц α_1 -фазы и коэрцитивной силы от количества ступеней старения, оказывающих влияние на полноту спинодального распада и уровень напряжений на межфазных границах, что согласуется с литературными данными о сплавах на основе системы Fe— Cr—Co.

3. Показана возможность управляемого варьирования и воспроизводимости магнитных свойств порошкового сплава 22X25K4MC. Установлено малое влияние температуры старения на морфологию и размер магнитной фазы. Значительные изменения свойств обусловлены изменениями химического состава фаз.

4. В течение 60 ч в сплаве 22Х15К4МС при многократном старении происходит максимальное изменение коэрцитивной силы, не превышающее 25 %.

Литература/References

1. Виноградов А.Б. Векторное управление электроприводами переменного тока. Иваново: Изд-во ИГЭУ, 2008.

Vinogradov A.B. Vector control of AC drives. Ivanovo: IGEU, 2008 (In Russ.).

 Практика и дальнейшие перспективы промышленного использования высокопрочных наноструктурных магнитотвердых сплавов системы Fe—Cr—Co. URL: http://www.ntsr.info/science/library/3201.htm (дата обращения: 18.06.2020).

Practice and further prospects of industrial use of high strength nanostructured hard magnetic alloys of the Fe— Cr—Co system. URL: http://www.ntsr.info/science/ library/3201.htm (accessed: 18.06.2020) (In Russ.).

- Kaneko H., Homma M.Г., Nakamura K. New ductile permanent magnet of Fe—Cr—Co system: AIP Conf. Proc. J. Magnetism and Magnetic Materials. 1971. No. 5. P. 1088—1092.
- Shan Taoa, Zubair Ahmad. Phase, microstructure and magnetic properties of 45.5Fe-28Cr-20Co-3Mo1.5Ti-2Nb permanent magnet. J. Magnetism and Magnetic Materials. 2019. Vol. 469. P. 342-348.
- Homma M., Okada M., Minowa T., Horikoshi E. Fe-Cr-Co permanent magnet alloys heat-treated in Ridge region of the miscibility Gap. *IEEE Trans. Magn.* 1981. Vol. 17. No. 6. P. 3473–3478.
- 6. *Generalova K.N.* Effect of Mo and W additions on the magnetic hysteresis properties of a powder ridge alloy. *Metal Sci. Heat Treat.* 2020. Vol. 61. No. 9-10. P. 657–662.

 Кекало И.Б. Физическое материаловедением прецизионных сплавов. Сплавы с особыми магнитными свойствами: М.: Металлургия, 1989. Kekalo I.B. Physical materials science of precision al-

loys. alloys with special magnetic properties Moscow: Metallurgiya, 1989 (In Russ.).

 Zhen Liang, Sun Xue Yin, Xu Gao, Run Sheng, Xu Ren Gen, Qin Lu Chang. Magnetic anisotropy in Fe-25Cr-12Co-1Si alloy induced by external magnetic field. *Trans. Nonferr. Met. Soc. China* (Eng. ed.). 2007. Vol. 17. No. 2. P. 346-350.

- Lin Zhang, Zhaolong Xiang, Xiaodi Li. Spinodal decomposition in Fe-25Cr-12Co alloys under the influence of high magnetic field and the effect of grain boundary. *Nanomaterials*. 2018. Vol. 578. No. 8. P. 1–14.
- Green M.L., Sherwood R.C., Wong C.C. Powder metallurgy processing of Cr-Co-Fe permanent magnet alloys containing 5-25 wt. % Co. J. Appl. Phys. 1982. Vol. 53. No. 3. P. 2398-2400.
- 11. Анциферов В.Н., Пещеренко С.Н. Шацов А.А. Диффузионная гомогенизация порошковых материалов системы Fe—Ni—Cr—Mo. Известия вузов. Черная металлуреия. 1987. No. 9. C. 65—68. Antsiferov V.N., Peshherenko S.N., Shatsov A.A. Diffusion homogenization of powder materials of the Fe—Ni—

Cr—Mo system. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya*. 1987. No. 9. P. 65—68 (In Russ.).

- Жукова Э.Х. Термическая обработка и магнитные свойства холоднодеформированного сплава 30X15K2MT. *MuTOM*. 2014. No. 2. С. 15—19. *Zhukova E.H.* Heat treatment and magnetic properties of cold—worked alloy 30Kh15K2MT. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2014. No. 2. P. 15—19 (In Russ.).
- Сидорова Г.В., Корнеев В.П. Исследование структурных изменений в сплаве Fe—Cr—Co на начальной стадии процесса формирования высококоэрцитивного состояния. Металлы. 1997. No. 6. С. 90—92. Sidorova G.V., Korneev V.P. Investigation of structural

changes in the Fe–Cr–Co alloy at the initial stage of the formation of a highly coercive state. *Metally.* 1997. No. 6. P. 90-92 (In Russ.).

 Ряпосов И. В., Шацов А.А. Особенности легирования, структура и свойства порошкового магнитотвердого сплава с повышенными эксплуатационными характеристиками. Перспективные материалы. 2009. No. 1. C. 57—61.

Ryaposov I.V., Shatsov A.A. Specific features of alloying, structure and properties of a hard magnetic powder alloy with increased performance characteristics. *Perspektivnye materialy.* 2009. No. 1. P. 57–61 (In Russ.).

15. *Adams E., Hubbard W.M.* Sintered magnetic alloy and method of production: Pat. 298806 (USA). 1958.

- Rossiter P.L., Houghton M.E. Magnetic properties and microstructure of an Fe-27.5Cr-17.5Co-0.5Al alloy. *Phys. Stat. Sol. A.* 1978. Vol. 48. P. 71-77.
- Okada M., Thomas G., Homma M., Kaneko H. Microstructure and magnetic properties of Fe-Cr-Co alloys. *IEEE Trans. Magn.* 1978. Vol. 14. No. 4. P. 245-252.
- Ахназарова С.Л., Кафаров В.А. Методы оптимизации эксперимента в химической технологии: Уч. пос. М.: Высш. школа, 1985.
 Akhnazarova S.L., Kafarov V.A. Experiment optimization methods in chemical technology: textbook: Manual. Moscow: Vysshaya shkola, 1985 (In Russ.).
- Шацов А.А. Порошковые материалы системы железо-хром-кобальт. MuTOM. 2004. No. 4. С. 17-20. Shatsov A.A. Powder materials of the iron-chromiumcobalt system. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov. 2004. No. 4. P. 17-20 (In Russ.).
- Федорченко И.М., Францевич И.Н., Радомысельский И.Д. Порошковая металлургия: Материалы, технология, свойства, области применения. Киев: Наук. Думка, 1985.

Fedorchenko I.M., Frantsevich I.N., Radomyselsky I.D. Powder metallurgy: Materials, technology, properties, applications. Kiev: Nauk. Dumka, 1985 (In Russ.).

- Stoner E.C., Wohlfarth E.P. A mechanism of magnetic hysteresis in heterogenous alloys. *Phil. Trans. Royal Soc.* 1948. Vol. A240. P. 599–642.
- Gao R.S., Zhen L., Shao W.Z., Sun X.Y., Zhu D.Y., Xu R.G. Magnetic stability of Fe—Cr—Co permanent magnet materials at high temperature. *Mater. Sci. Forum.* 2005. Vol. 475-479. P. 2135—2138. DOI: 10.4028/www. scientific.net/MSF.475—479.2135.
- Kaneko H., Homma M., Nakamura K., Okada M., Thomas G. Phase. diagram of Fe-Cr-Co permanent magnet system. *IEEE Trans. Magn.* 1977. Vol. 13. P. 1325–1327.
- Генералова К.Н., Ряпосов И.В., Шацов А.А. Порошковые сплавы системы Fe—Cr—Co, термообработанные в области «гребня». Письма о материалах. 2017. No. 2(26). C. 133—136.

Generalova K.N., Ryaposov I.V., Shatsov A.A. Powder alloys of the Fe–Cr–Co system, heat–treated in the ridge area. *Pis'ma o materialakh.* 2017. No. 2(26). P.133–136 (In Russ.).