



УДК 621.318.122

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2023-1-12-20>

Научная статья

Research article



Прогнозирование концентрационной неоднородности порошковых магнитотвердых сплавов на основе системы Fe–Cr–Co–Mo и влияние добавок Sm на их магнитные свойства

М. А. Мариева[✉], А. А. Шацов

Пермский национальный исследовательский политехнический университет
Россия, 614990, г. Пермь, Комсомольский пр-т, 29

✉ marievamar@rambler.ru

Аннотация. Гистерезисные сплавы на основе системы Fe–Cr–Co широко применяют в приборостроении в качестве материала для синхронных двигателей навигационных систем, в электронной промышленности и других областях машиностроения. К сплавам Fe–Cr–Co предъявляется ряд требований: температурная стабильность магнитных характеристик во времени, технологичность изготовления, низкая пористость и концентрационная неоднородность, – позволяющих добиваться сочетания высоких магнитных и механических свойств. Материалы на основе традиционных систем легирования, такие как Fe–Cr–Co, исчерпывают себя. Актуальным направлением при разработке новых материалов и повышении свойств существующих является легирование редкоземельными металлами. Эффект, производимый добавкой Sm на порошковые аналоги системы Fe–Cr–Co, остается неизученным. В работе исследован магнитотвердый порошковый сплав 22X15K4MC, легированный самарием в количестве 0,5 мас. %. Заготовки получены методом холодного прессования при давлении 600 МПа и последующим спеканием в вакууме. Определена концентрационная неоднородность Cr, Co, Mo, Sm после 12 различных режимов спекания. Построена модель диффузионной гомогенизации гребневых сплавов, позволяющая численно оценивать влияние режимов спекания на концентрационную неоднородность. Распределения хрома, кобальта и молибдена соответствуют асимптотически логарифмически нормальному закону, самарий распределен в структуре неравномерно. Показано влияние добавок самария на магнитные характеристики сплава. Легирование сплава 22X15K4MC самарием в количестве 0,5 мас. % позволяет получать порошковые гистерезисные магниты с коэрцитивной силой 3,9–33,0 кА/м и остаточной магнитной индукцией 0,44–0,95 Тл.

Ключевые слова: магнитотвердый сплав, порошковый сплав, магнитные свойства, концентрационная неоднородность, диффузия, коэффициент вариации концентрации, Fe–Cr–Co–Mo

Для цитирования: Мариева М.А., Шацов А.А. Прогнозирование концентрационной неоднородности порошковых магнитотвердых сплавов на основе системы Fe–Cr–Co–Mo и влияние добавок Sm на их магнитные свойства. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия.* 2023;17(1):12–20.
<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2023-1-12-20>

Prediction of the concentration inhomogeneity of powder magnetic hard alloys based on the Fe–Cr–Co–Mo system and the effect of Sm additions on their magnetic properties

М. А. Marieva[✉], А. А. Shatsov

Perm National Research Polytechnic University
29 Komsomolskiy Prosp., Perm 614990, Russian Federation

✉ marievamar@rambler.ru

Abstract. Hysteresis alloys based on Fe–Cr–Co system are extensively used in the instrument-making industry as a material for synchronous motors of navigation systems, in the electronic industry, and other mechanical engineering fields. The following requirements are imposed on Fe–Cr–Co alloys: temperature stability of magnetic characteristics over time, manufacturability, low porosity and concentration inhomogeneity, which allow to obtain high-quality magnetic and mechanical properties. Materials based on conventional alloying systems, such as Fe–Cr–Co, have outlived themselves. An urgent line of the development of new materials and improvement of the properties of existing ones is alloying with rare-earth metals. The effect produced by Sm addition on powder analogs of Fe–Cr–Co system remains unstudied. In this paper, 22Kh15K4MS powder magnetic hard alloy alloyed with samarium in an amount of 0.5 wt. % was studied. The billets were obtained by cold pressing at a pressure of 600 MPa followed by vacuum sintering. The concentration inhomogeneity of Cr, Co, Mo, Sm was determined after 12 different sintering modes. A model of diffusion homogenization of ridge alloys, which allows to numerically evaluate the effect of sintering modes on the concentration inhomogeneity, was plotted. The distributions of chromium, cobalt, and molybdenum correspond to the asymptotically logarithmically normal law. Samarium is unevenly distributed in the structure. The effect of samarium additions on the magnetic properties of the alloy has been demonstrated. The alloying of 22Kh15K4MS alloy with 0.5 wt. % of samarium allows to obtain powder hysteresis magnets with a coercive force in the range from 3.9 to 33.0 kA/m and a residual magnetic induction from 0.44 to 0.95 T.

Keywords: hard magnetic alloy, powder alloy, magnetic properties, concentration inhomogeneity, diffusion, concentration variation coefficient, Fe–Cr–Co–Mo

For citation: Marieva M.A., Shatsov A.A. Prediction of the concentration inhomogeneity of powder magnetic hard alloys based on the Fe–Cr–Co–Mo system and the effect of Sm additions on their magnetic properties. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2023;17(1):12–20. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2023-1-12-20>

Введение

Для получения материалов с заданными характеристиками необходимо установление связи между структурой и свойствами [1]. Пористость и концентрационная неоднородность оказывают большое влияние на процессы структурообразования и магнитные свойства сплавов [2–4], снижая механические, физические и эксплуатационные характеристики [5]. Неоднородность сплавов оценивают с помощью коэффициентов диффузии [6–8], однако их определение не позволяет с достаточной точностью прогнозировать концентрационную неоднородность, поскольку она связана не только с диффузией, но зависит еще и от ряда других факторов [9; 10]. Исследование диффузии на стадии спекания порошковых материалов проводят на диффузионных парах, но применение данного способа в многокомпонентных системах приводит к большим экспериментальным трудностям [11; 12]. Численные методы решения гомогенизационных уравнений [13–15] не учитывают свойства частиц порошка, их форму и дефектность, а модели, основанные на статистической обработке данных о диффузионной гомогенизации, дают лишь качественную информацию о распределении элементов. Одним из современных подходов к исследованию диффузии является экспериментальное изучение закономерностей гомогенизации [13].

В работе [16] было экспериментально доказано немонотонное влияние концентрационной неоднородности на магнитные свойства материала. Кроме того, существует подход, основанный на утверждении, что процесс гомогенизации оказывает заметное

влияние на свойства за счет изменения фазового состава и распределения фаз и параллельной трансформации пористой структуры. В настоящей работе в качестве критерия неоднородности распределения легирующих элементов использовали статистическую величину – коэффициент вариации концентрации (V). Методика позволяет определять и прогнозировать неоднородность и распределение элементов, дает критерий для сравнения однородности порошковых сталей и сплавов, позволяет выбрать состав материалов и технологию их получения. Обоснованность данного метода оценки неоднородности неоднократно была подтверждена в работах [1; 11].

В последнее время ведется активное изучение сплавов на основе системы Fe–Cr–Co с легирующими добавками, в том числе редкоземельных металлов. Ферромагнитные материалы на основе соединений SmCo_5 , $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ широко применяются для изготовления постоянных магнитов [17]. Они обладают высокой температурой Кюри, полем анизотропии и остаточной намагниченностью, однако демонстрируют высокую твердость и низкую обрабатываемость. Сплавы системы Fe–Cr–Co имеют высокую температурную стабильность, коррозионную стойкость, пластичность и меньшую стоимость производства по сравнению с твердыми магнитами из редкоземельных металлов. В работе [18] при легировании литого сплава системы Fe–Cr–Co самарием до 2 мас. % происходил значительный рост магнитных характеристик: BH_{max} – на 86 %, B_r – на 47 % и H_c – на 28,7 %. Описанный подход к легированию сплавов ХК представляет научный и практический интерес, однако при этом не изучено влияние кон-

центрационной неоднородности на эффект от добавок самария.

Цель исследования – построение модели гомогенизации для прогнозирования режимов спекания концентрационно-неоднородных порошковых магнитотвердых сплавов на основе системы Fe–Cr–Co с самарием.

Методика проведения исследований

В работе исследовали порошковый сплав 22X15K4MC, легированный самарием, имеющий следующий химический состав, мас. %:

Fe	Cr	Co	Mo	Si	Sm
57,0	22,5	15,0	4,0	1,0	0,5

В качестве исходных компонентов шихты использовали порошки металлов и сплавов: хром ПХ-1С (ТУ 14-5-298-99, средний размер частиц $r = 10$ мкм, стандартное отклонение $\sigma = 5$ мкм); кобальт ГП-ОК (ТУ 1793-008-92, $r = 24$ мкм, $\sigma = 13$ мкм); железо ОСЧ 6-2 (ТУ 6-09-05808008-262-92, $r = 2$ мкм, $\sigma = 2$ мкм); феррокремний ФС50 (ГОСТ 1415-93-92, $r = 8$ мкм, $\sigma = 4$ мкм); молибден МПЧ (ТУ 48-19-69-80, $r = 2$ мкм, $\sigma = 1$ мкм); самарий–кобальт (ГОСТ 21559-76, $r = 39$ мкм, $\sigma = 21$ мкм).

Шихту просеивали через сетку с размером ячейки 63 мкм и усредняли в смесителе со смещенной осью вращения в течение 8 ч.

Заготовки образцов получали холодным прессованием при давлении 600 МПа с последующим спеканием в вакууме с остаточным давлением 10^{-2} Па по режимам, указанным в табл. 1.

Интервал температур спекания был выбран исходя из рассуждений, что спекание при температурах ниже 1200 °С приводит к получению магнитов с выделениями немагнитной γ -фазы. Повышение температуры спекания до 1400 °С провоцирует испарение компонентов с поверхности заготовок. В обоих случаях эти процессы обуславливают ухудшение магнитных характеристик сплава [19].

Таблица 1. Режимы спекания сплава 22X15K4MC с 0,5 мас. % Sm

Table 1. The sintering modes of 22Kh15K4MS alloy with 0.5 wt. % Sm

№ образца	Температура спекания, °С	Время выдержки, ч
1	1250	1, 3, 8
2	1300	
3	1350	
4	1380	

Закалку всех образцов проводили от 1250 °С в 15 %-ном водном растворе NaCl. Старение заготовок выполняли последовательно на 9 ступенях, показатели обработки представлены в табл. 2. Основные параметры и форму петли магнитного гистерезиса опытных образцов определяли после закалки и многоступенчатого старения на гистерезисграфе «Permagraph L» (Magnet-Physik, Германия) с программным обеспечением PERMA.

С целью изучения закономерностей изменения концентрационной неоднородности распределения элементов в процессе спекания проводили измерение концентраций Cr, Co, Mo и Sm в 100 точках, равноудаленных друг от друга на поверхности шлифа. Замер концентраций осуществляли на электронном микроскопе «Tescan Mira 3» (Tescan, Чехия) методом микрорентгеноспектрального анализа. Мерой концентрационной неоднородности принята относительная флуктуация концентрации – коэффициент вариации концентрации V , равный отношению квадратного корня из дисперсии концентрации к ее среднему значению:

$$V = \frac{\sqrt{D}}{C}, \quad (1)$$

где D – дисперсия концентрации элемента, C – средняя концентрация [16].

Предположение о логарифмической нормальности распределений проверяли по критерию Пирсона χ^2 . Весь диапазон измерений случайной величины разбивали на k непересекающихся интервалов. В соответствии с заданным разбиением подсчитывали число выборочных значений, попавших в i -й интервал (обозначено как n_i). Полученная гистограмма выборочного распределения служит основанием для выбора закона распределения [20]. Величина, характеризующая отклонение выборочного распределения от прогнозируемого, определяется следующей формулой:

Таблица 2. Режимы старения заготовок

Table 2. Billet aging modes

№ ступени	Температура старения, °С	Время выдержки, мин
1	670	30
2	640	40
3	600	40
4	575	40
5	555	30
6	535	30
7	525	30
8	500	30
9	480	30

$$\chi^2 = \frac{(n_i - np_i)^2}{np_i}, \quad (2)$$

где n – объем выборки; n_i – число элементов выборки, попавших в i -й интервал; p_i – вероятность попадания изучаемой случайной величины в i -й интервал, вычисляемая в соответствии с гипотетическим законом распределением $F(x)$.

Для прогнозирования концентрационной неоднородности использовано уравнение гомогенизации, которое имеет следующий вид:

$$V_j = \alpha_j \exp \left(\beta_j t c_j^{2/3} \exp \left[-\frac{Q_j}{RT} \right] \right), \quad (3)$$

где V_j и c_j – коэффициент вариации и средняя концентрация j -го компонента матрицы; t (ч) и T (К) – время и температура спекания соответственно; R – газовая постоянная, Дж/(моль·К); Q_j – эффективная энергия активации взаимной диффузии в системе, Дж/(моль·К); α_j и β_j – коэффициенты [16].

Результаты исследований и их обсуждение

Структура сплавов после закалки представляла α -твердый раствор Cr, Co, Mo и Si. Самарий находился в виде отдельных включений (рис. 1) с весьма малой растворимостью в α -фазе. Наличие темных областей на рис. 1 свидетельствует об остаточной пористости в материале.

Первым этапом были получены значения концентрационной неоднородности для Cr, Co, Mo, Sm. С повышением температуры спекания и времени

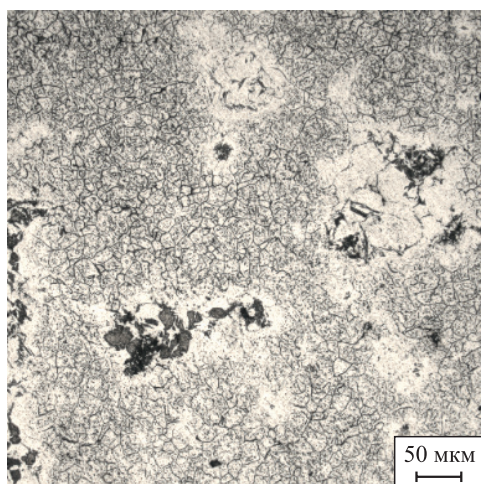


Рис. 1. Микроструктура сплава 22Х15К4МС, легированного 0,5 мас. % Sm, после закалки

Fig. 1. The microstructure of 22Kh15K4MS alloy alloyed with 0.5 wt. % of Sm after the quenching

выдержки концентрационная неоднородность снижалась (табл. 3).

Для определения закона распределения концентраций, после каждого из 12 режимов спекания рассчитывали критерий Пирсона χ^2 . Для хрома распределений, соответствующих нормальному закону, не выявлено. Логарифмически нормальному закону соответствовали 7 из 12 распределений. Похожую картину наблюдали при расчете χ^2 для кобальта и молибдена. Самарий распределен в структуре неравномерно, поэтому закон его распределения в обозначенных границах эксперимента установить не представляется возможным.

При построении гистограмм распределения элементов весь диапазон данных разбивали на 8 интервалов (рис. 2). Гистограммы распределения хрома,

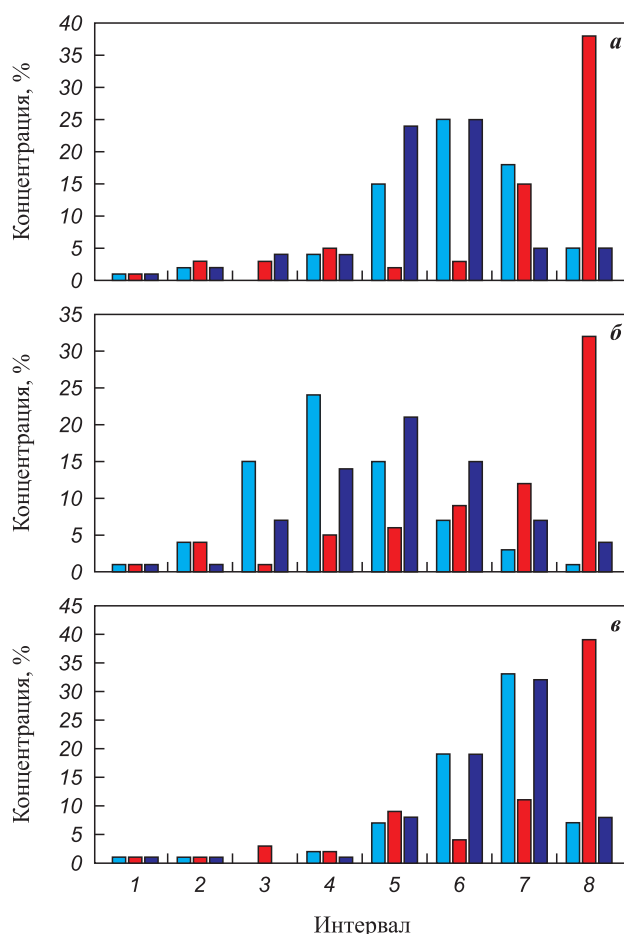


Рис. 2. Гистограммы распределения концентраций кобальта (а), молибдена (б) и хрома (в) после спекания при температуре 1250 °С в течение 3 ч
■ – наблюдаемое распределение, ■ – ожидаемое распределение по нормальному закону, ■ – ожидаемое распределение по логарифмически нормальному закону

Fig. 2. Distribution histograms of cobalt concentrations (а), molybdenum (б) and chromium (в) after sintering at a temperature of 1250 °C, 3 h
■ – observed distribution, ■ – expected normal distribution, ■ – expected log-normal distribution

Таблица 3. Экспериментальные (числитель) и прогнозируемые (знаменатель) коэффициенты вариации концентрации

Table 3. Experimental (numerator) and predicted (denominator) concentration variation coefficients

Режим спекания	Температура спекания, °С	Время выдержки при спекании, ч	V			
			Cr	Co	Mo	Sm
1	1250	1	$\frac{0,16}{0,15}$	$\frac{0,30}{0,20}$	$\frac{0,52}{0,37}$	$\frac{0,87}{-}$
2		3	$\frac{0,14}{0,15}$	$\frac{0,14}{0,18}$	$\frac{0,29}{0,29}$	$\frac{1,07}{-}$
3		8	$\frac{0,12}{0,14}$	$\frac{0,13}{0,13}$	$\frac{0,21}{0,23}$	$\frac{0,88}{-}$
4	1300	1	$\frac{0,20}{0,15}$	$\frac{0,19}{0,19}$	$\frac{0,34}{0,31}$	$\frac{0,70}{-}$
5		3	$\frac{0,17}{0,15}$	$\frac{0,18}{0,17}$	$\frac{0,25}{0,29}$	$\frac{1,08}{-}$
6		8	$\frac{0,09}{0,13}$	$\frac{0,11}{0,12}$	$\frac{0,29}{0,22}$	$\frac{1,03}{-}$
7	1350	1	$\frac{0,11}{0,13}$	$\frac{0,10}{0,90}$	$\frac{0,33}{0,31}$	$\frac{1,23}{-}$
8		3	$\frac{0,15}{0,15}$	$\frac{0,20}{0,14}$	$\frac{0,30}{0,27}$	$\frac{1,19}{-}$
9		8	$\frac{0,10}{0,11}$	$\frac{0,90}{0,70}$	$\frac{0,20}{0,20}$	$\frac{1,15}{-}$
10	1380	1	$\frac{0,15}{0,14}$	$\frac{0,16}{0,17}$	$\frac{0,34}{0,31}$	$\frac{0,91}{-}$
11		3	$\frac{0,11}{0,15}$	$\frac{0,10}{0,12}$	$\frac{0,18}{0,27}$	$\frac{0,70}{-}$
12		8	$\frac{0,09}{0,10}$	$\frac{0,06}{0,07}$	$\frac{0,16}{0,19}$	$\frac{1,66}{-}$

кобальта и молибдена имели правую асимметрию, которая усиливалась по мере повышения температуры и продолжительности спекания.

Аппроксимация экспериментальных данных (табл. 3, числитель) позволила определить коэффициенты уравнения гомогенизации α_j , β_j и энергию активации Q (табл. 4), а также прогнозируемые значения V (табл. 3, знаменатель). Из-за неравномерного распределения самария в структуре и высоких значений концентрационной неоднородности прогноз V_{Sm} не проводили.

Построена зависимость отношения V_3 (экспериментального коэффициента вариации) к V_n (прогно-

зируемому) от режима спекания (рис. 3). Наиболее близкие V_3 и V_n получили при режимах 4, 6, 8, 9, 10, которые соответствуют спеканию при температурах 1300 °С (1 и 8 ч), 1350 °С (3 и 8 ч) и 1380 °С (1 ч).

Значения Q_{Cr} соответствуют энергии активации хрома в фазе α -Fe литого сплава, полученного в работе [21]. Для сплава с 25,8 мас. % Cr энергия активации составила 197 ± 10 кДж/(моль·К), что, вероятно, обусловлено образованием труднораство-

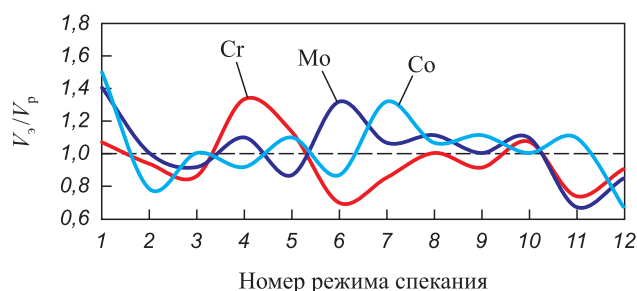


Рис. 3. Зависимость отношения V_3 (эксперимент) к V_n (прогноз) от режима спекания

Fig. 3. The dependence of V_3 ratio (experimental) to V_n ratio (predicted) on the sintering mode

Таблица 4. Энергии активации и коэффициенты уравнений

Table 4. Activation energies and equation coefficients

Элемент	Q , кДж/(моль·К)	α	β
Cr	209,2	0,157	0,252
Co	288,0	0,207	5,134
Mo	282,0	0,340	1,190
Sm	40,3	0,940	0,003

римых соединений при нагреве. Значение Q_{Co} оказалось выше, чем указано в литературе [22].

Увеличение температуры и продолжительности спекания приводило к росту однородности и снижению коэффициента V . Энергия активации Q_{Mo} оказалась на уровне энергии активации в двойных сплавах железа с Mo [20], что связано с высокой долей поверхностей и образованием труднорастворимых соединений в процессе нагрева. В сплаве Fe–6%Mo энергия активации находится на уровне 262,5 кДж/(моль·К), в порошковом сплаве Q_{Mo} составляет 282 кДж/(моль·К) (табл. 4).

Спекание при температуре 1250 °С позволяет получить V на уровне 0,16–0,12 для Cr, 0,3–0,1 для Co, 0,5–0,2 для Mo и 0,9–1,1 для Sm в зависимости от продолжительности спекания. Отмечено, что полученная концентрационная неоднородность прямо пропорциональна атомной массе элемента. Повышение температуры спекания до 1300 °С приводит к снижению V только при 8-часовой выдержке: до 0,09 для Cr и до 0,11 для Co, для Mo значения неоднородности сохраняются. Самые низкие значения концентрационной неоднородности получили после спекания при температуре 1380 °С в течение 8 ч: 0,09 для Cr, 0,06 – Co и 0,16 – Mo. Дальнейшее повышение температуры спекания требует больших энергозатрат и может повлечь интенсивное испарение хрома с поверхности заготовок, что приведет, в свою очередь, к неоднородности химического состава между поверхностным слоем и объемом образца и снижению магнитных свойств [5; 23]. Таким образом, для порошковых магнитов из сплава 22Х15К4МС, легированного Sm, оптимальным является режим спекания при температуре 1350 °С в течение 1–3 ч. Концентрационная неоднородность Cr, Co и Mo в зависимости от продолжительности выдержки

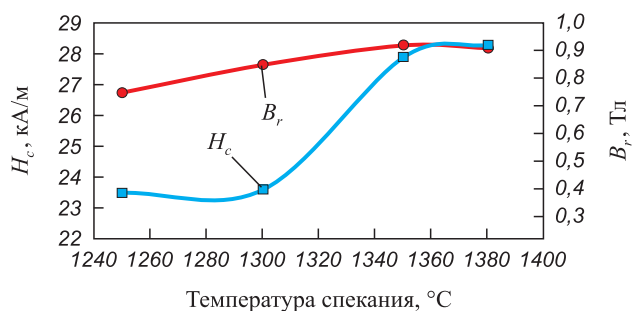


Рис. 4. Зависимость коэрцитивной силы (H_c) и магнитной индукции (B_r) от температуры спекания

Fig. 4. The dependence of coercive force (H_c) and magnetic induction (B_r) on the sintering temperature

меняется в пределах 0,01–0,06 (табл. 3). Применение закалки после спекания позволяет снизить концентрационную неоднородность хрома и кобальта до уровня $V = 0,06 \div 0,08$ [24].

Определены магнитные свойства образцов после спекания в течение 8 ч, закалки и многоступенчатого старения (см. табл. 2) для различных температур спекания (рис. 4). При увеличении температуры спекания от 1250 до 1380 °С наблюдали повышение уровня магнитных свойств на 18–20 %, что связано со снижением концентрационной неоднородности сплава (табл. 3). Оптимальные магнитные свойства были также получены после спекания при температуре 1350 °С.

С целью проверки модели гомогенизации по уравнению (3) был проведен расчет продолжительности спекания для каждого режима и элемента. В табл. 5 представлено расчетное время спекания для элемента с наибольшей продолжительностью гомогенизации при данной температуре. Согласно полученным

Таблица 5. Расчетные значения времени спекания

Table 5. Calculated sintering times

Температура спекания, °С	Элемент с наибольшей продолжительностью гомогенизации	V	Время выдержки при спекании, ч	
			Фактическое	Расчетное
1250	Co	0,30	1	0,82
	Mo	0,29	3	1,10
	Mo	0,21	8	3,20
1300	Mo	0,34	1	0,61
	Mo	0,25	3	2,10
	Mo	0,29	8	2,90
1350	Mo	0,33	1	0,61
	Mo	0,30	3	0,83
	Cr	0,10	8	11,80
1380	Mo	0,34	1	0,61
	Co	0,10	3	6,90
	Co	0,06	8	13,50

результатам, уровень концентрационной неоднородности достигается за меньшее время при температурах 1250 и 1300 °С (1, 3 и 8 ч), 1350 °С (1–3 ч), 1380 °С (1 ч). При температурах спекания 1350 °С, 1380 °С и выдержках 3–8 ч расчетная продолжительность спекания значительно превышает фактическое время. Это связано с тем, что энергия активации может не совпадать со значением, применяемым в расчете. Используемая эффективная энергия активации применима именно для данного процесса на границе существующей модели.

Для оценки влияния добавки самария на магнитные характеристики сплава 22X15K4MC было проведено многоступенчатое старение образцов без самария и с 0,5 мас. % Sm. На первых трех ступенях старения происходил наиболее быстрый рост магнитных свойств (B_r и H_c) у сплава с 0,5 мас. % Sm. На последующих ступенях продолжался рост только H_c , при этом магнитная индукция B_r на 4-й ступени старения достигала пика и далее только снижалась (табл. 6).

Коэффициент прямоугольности петли магнитного гистерезиса (K_n) имел наибольшее значение после 3-й ступени старения (табл. 6). В сравнении с исходным сплавом, у легированного сплава K_n выше на 9–11 % при данном режиме термообработки. Согласно рентгеноструктурному анализу, проведенному в работе [25], в образцах после старения, кроме α -фазы, также были обнаружены дифракционные пики, соответствующие фазам $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ (64,9°, 74,68°) и SmCo_5 (50,798°). Это, в свою очередь, говорит о перераспределении самария в процессе старения и получении стехиометрического состава, отличного от исходного компонента.

Таблица 6. Магнитные свойства сплава 22X15K4MC с добавкой самария после старения

Table 6. Magnetic properties of the 22Kh15K4MS alloy with a additive of samarium after aging

Температура старения, °С:	22X15K4MC		22X15K4MC + 0,5 мас. % Sm	
	H_c , кА/м	B_r , Тл	H_c , кА/м	B_r , Тл
670	2,7	0,40	3,9	0,44
640	5,1	0,77	6,5	0,82
600	8,5	0,97	10,7	0,93
575	16,8	0,99	19,5	0,95
555	24,7	0,99	26,4	0,92
535	28,4	0,98	29,7	0,90
525	28,4	0,93	29,4	0,86
500	31,3	0,92	32,9	0,86
480	32,1	0,92	33,0	0,85
BH_{max} , кДж/м ³	12		11	
K_n , при 600 °С	0,66		0,73	

Выводы

1. Распределения хрома, кобальта и молибдена соответствуют асимптотически логарифмически нормальному закону. Самарий распределен в структуре неравномерно, поэтому закон его распределения в обозначенных границах эксперимента установить не представляется возможным. Процесс гомогенизации не повлиял на равномерность распределения самария, что, по-видимому, связано с отсутствием растворимости Sm в железе.

2. Дано полное статистическое описание распределения Cr, Co, Mo гребневого сплава 22X15K4MC с добавкой самария в количестве 0,5 мас. %. На основе экспериментального определения критерия V получено уравнение гомогенизации, позволяющее численно оценивать влияние режимов спекания на концентрационную неоднородность.

3. Для порошковых магнитов из сплава 22X15K4MC, легированного самарием, экспериментально подобран оптимальным режим спекания.

4. Легирование сплава 22X15K4MC самарием в количестве 0,5 мас. % позволяет получать порошковые гистерезисные магниты с коэрцитивной силой 3,9–33 кА/м и остаточной магнитной индукцией 0,44–0,95 Тл при K_n до 0,73, что является актуальным показателем для прецизионного приборостроения.

Список литературы / References


1. Анциферов В.Н., Беклемишев А.М., Гилев В.Г., Порозова С.Е., Швейкин Г.П. Проблемы порошкового материаловедения. Часть 2: Высокопористые проницаемые материалы. Екатеринбург: УрО РАН, 2002. 261 с.
2. Yamashita M., Fujimura S. Sintered Fe–Cr–Co type magnetic alloy and method for producing article made thereof: Pat. 4601876 (USA). 1986.
3. Ternero F., Rosa L.G., Urban P., Montes J.M., Cuevas F.G. Influence of the total porosity on the properties of sintered materials – A review. *Metals*. 2021;11(5):730. <https://doi.org/10.3390/met11050730>
4. Bocchini G.F. The influences of porosity on the characteristics of sintered materials. *International Journal of Powder Metallurgy* (Princeton, New Jersey). 1986;07: 185–186, 188. <https://doi.org/10.4271/860148>
5. Устюхин А.С., Алымов М.И., Миляев И.М. Магнитные гистерезисные свойства Fe–26Cr–16Co порошковых магнитотвердых сплавов. *Письма о материалах*. 2014;4(1):59–61. <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2014-1-59-61>
Ustyuhin A.S., Alymov M.I., Milyaev I.M. Magnetic hysteresis properties of Fe–26Cr–16Co hard magnetic alloys. *Letters on Materials*. 2014;4(1):59–61. (In Russ.). <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2014-1-59-61>
6. Zhang B. Calculation of self-diffusion coefficients in iron. *AIP Advances*. 2014;4(1):017128. <https://doi.org/10.1063/1.4863462>

7. Xiao Y.Z., Ji-Hua Z., Yuan W., Xu-Sheng Y., Turab L., Hong-Hui W. Machine learning assisted design of FeCoNiCrMn high-entropy alloys with ultra-low hydrogen diffusion coefficients. *Acta Materialia*. 2022; 224:117535. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2021.117535>
8. Serin B., Ellickson R.T. Determination of diffusion coefficients. *Journal of Chemical Physics*. 1941;(9):742–747.
9. Balogh J., Kemény T., Vincze I., Bujdosó L., Tóth L., Vincze G. Amorphous alloy formation by mechanical alloying and consecutive heat treatment in Fe₅₀B₅₀ powder mixture. *Journal of Applied Physics*. 1995;77(10):4997–5003. <https://doi.org/10.1063/1.359522>
10. Ivasishin O.M., Eylon D., Bondarchuk V.I., Savvakina D.G. Diffusion during powder metallurgy synthesis of titanium alloys. *Defect and Diffusion Forum*. 2008;277:177–185. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.277.177>
11. Dash A., Paul A. Body diagonal diffusion couple method for estimation of tracer diffusion coefficients in a multi-principal element alloy. <https://doi.org/10.48550/arXiv.2205.06550> (accessed: 25.11.2022).
12. Purdy G.R., Kirkaldy J.S. Homogenization by diffusion. *Metallurgical Transactions*. 1971;2(2):371–378. <https://doi.org/10.1007/BF02663324>
13. Анциферов В.Н., Пещеренко С.Н., Курилов П.Г. Взаимная диффузия и гомогенизация в порошковых материалах. М.: Металлургия, 1988. 152 с.
14. Буланов В.Я., Крашанинин В.А., Оглезнева С.А. Моделирование гомогенизации бинарных порошковых сплавов. *Конструкции из композиционных материалов*. 2006;(4):181–187.
Bulanov V.Ya., Krashaninin V.A., Oglezneva S.A. Modeling of homogenization of binary powder alloys. *Konstruktsii iz kompozitsionnykh materialov*. 2006;(4):181–187. (In Russ.).
15. Engquist B., Souganidis P.E. Asymptotic and numerical homogenization. *Acta Numerica*. 2008;(17):147–190. <https://doi.org/10.1017/S0962492906360011>
16. Ряпосов И.В., Клейнер Л.М., Шацов А.А. Концентрационно-неоднородные прецизионные магнитно-мягкие сплавы на основе системы Fe–Si–Al. *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение*. 2011;13(3):92–102.
Ryapsov I.V., Kleiner L.M., Shatsov A.A. Concentration-precision non-uniform soft-magnetic alloys based on the system Fe–Si–Al. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroyeniye, materialovedeniye*. 2011;13(3):92–102. (In Russ.).
17. Ormerod J. Powder metallurgy of rare earth permanent magnets. *The International Journal of Powder Metallurgy*. 1989;25(3):197–205.
18. Tao S., Ahmad Z., Zhang P., Zheng X., Zhang S. Effects of Sm on structural, textural and magnetic properties of Fe–28Cr–20Co–3Mo–2V–2Ti hard magnetic alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020;816:152619. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.152619>
19. Устюхин А.С., Алымов М.И., Ашмарин А.А., Миляев И.М., Зеленский В.А. Анкудинов А.Б. Исследование фазового состава порошковых магнитотвердых сплавов Fe–30Cr–(8–24)Co, спеченных при различных температурных режимах. *Доклады Академии наук*. 2018;483(2):172–176. <https://doi.org/10.31857/S086956520003475-5>
Ustyukhin A., Alymov M., Ashmarin A., Milyaev I., Zelenskii V., Ankudinov A. The phase composition of powder hard magnetic Fe–30Cr–(8–24)Co alloys sintered under different temperature conditions. *Doklady Akademii Nauk*. 2018;482(2):172–176. (In Russ.). <https://doi.org/10.31857/S086956520003475-5>
20. Ахназарова С.Л., Кафаров В.В. Оптимизация эксперимента в химии и химической технологии. М.: Высшая школа, 1978. 319 с.
21. Блантер М.Е. Теория термической обработки. Учебник для вузов. М.: Металлургия, 1984. 328 с.
22. Павлинов Л.В. Диффузия в двойных и многокомпонентных сплавах на основе железа в области α- и γ-твердых растворов. Обнинск: Физико-энергетический институт, 1976. 38 с.
23. Устюхин А.С., Анкудинов А.Б., Зеленский В.А. Миляев И.М., Алымов М.И. Эффект повышения магнитных свойств при горячей прокатке спеченного порошкового сплава системы Fe–Cr–Co. *Доклады Академии наук*. 2017;476(6):656–659. <https://doi.org/10.7868/S0869565217300120>
Ustyukhin A.S., Ankudinov A.B., Zelenskii V.A., Milyaev I.M., Alymov M.I. Improvement of magnetic properties by hot rolling of sintered powder alloy in the Fe–Cr–Co system. *Doklady Physical Chemistry*. 2017;476(2):193–196. <https://doi.org/10.1134/S0012501617100074>
24. 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;15(3):14–21. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2021-3-14-21>
Marieva M.A., Shatsov A.A. Control of hysteretic properties in powder alloys based on the Fe–Cr–Co system. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2021; 15(3):14–21. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2021-3-14-21>
25. Мариева М.А., Козвонин В.А., Шацов А.А. Повышение прямоугольности петли магнитного гистерезиса магнитотвердого сплава на основе системы Fe–Cr–Co за счет легирования Sm. *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение*. 2021;23(3):39–46.
Marieva M.A., Kozvonin V.A., Shatsov A.A. Increasing the rectangularity of the loop of magnetic hysteresis of magnetic hysteresis based on the Fe–Cr–Co system due to the alloying Sm. *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*. 2021;23(3):39–46. (In Russ.).

Сведения об авторах



Мария Александровна Мариева – аспирант кафедры «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов», Пермский национальный исследовательский политехнический университет

 **ORCID:** 0000-0002-6599-5091

 **E-mail:** marievamar@rambler.ru


Александр Аронович Шацов – д.т.н., профессор кафедры «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов», Пермский национальный исследовательский политехнический университет

 **ORCID:** 0000-0002-2723-964X

 **E-mail:** shatsov@pstu.ru

Information about the Authors

Marya A. Marieva – Postgraduate Student of the Department of metal science, thermal and laser processing of metals, Perm National Research Polytechnic University

 **ORCID:** 0000-0002-6599-5091

 **E-mail:** marievamar@rambler.ru

Alexandr A. Shatsov – Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Department of metal science, thermal and laser processing of metals, Perm National Research Polytechnic University

 **ORCID:** 0000-0002-2723-964X

 **E-mail:** shatsov@pstu.ru

Вклад авторов



М. А. Мариева – проведение расчетов, экспериментов и испытаний образцов; обработка и анализ результатов исследования; написание текста статьи.

А. А. Шацов – научное руководство, формирование основной концепции, постановка цели и задачи исследования, обеспечение ресурсами, подготовка экспериментов, корректировка текста статьи и выводов.

Contribution of the Authors

M. A. Marieva – conducting of calculations, experiments and testing of samples; processing and analysis of research results; writing the text of the article.

A. A. Shatsov – scientific of guidance, formation of the basic concept, statement of research goal and objectives, resources provision, preparation of the experiments, correction the text of the article and conclusions.

Статья поступила 07.07.2022 г.
Доработана 27.07.2022 г.
Принята к публикации 01.08.2022 г.

Received 07.07.2022
Revised 27.07.2022
Accepted 01.08.2022