



УДК 621.318.122

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2024-4-35-44>Научная статья
Research article

Особенности фазовых превращений, формирования микроструктуры и магнитных свойств гистерезисного сплава на основе системы Fe–Cr–Co–Mo, легированного Sm, Zr и Cu

М. А. Бельтюкова , А. А. ШацовПермский национальный исследовательский политехнический университет
Россия, 614990, г. Пермь, Комсомольский пр-т, 29 marievamar@rambler.ru

Аннотация. Разработка новых магнитотвердых материалов (МТМ) важна для удовлетворения постоянно растущих требований промышленности. Сегодня развитие энергетической, электротехнической и приборостроительной отраслей требует от производителей изделий из МТМ повышения энергоэффективности, мощности приборов при уменьшении их размеров и массы, что увеличивает интерес ученых к этим сплавам. Среди МТМ наибольшей магнитной энергией при меньших размерах и массе обладают магниты, полученные из редкоземельных элементов, таких как Sm и Nd ($\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$, SmCo_5 , $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$). Наилучшие характеристики надежности, прочности, коррозионной стойкости и высокую технологичность изготовления имеют сплавы на основе системы Fe–Cr–Co, что также делает их особенно востребованными среди МТМ. Создание магнита, в основе которого лежат две системы легирования Sm–Co и Fe–Cr–Co, может способствовать получению материала с уникальными свойствами, сочетающего в себе достоинства каждой из указанных систем. В работе исследован порошковый гистерезисный сплав 22X15K4MC, легированный добавкой редкоземельного магнита марки KC25ДЦ в количестве от 1,5 до 9,0 %. Изучены микроструктура, кинетика превращений, фазовый состав и магнитные свойства разработанных сплавов. Установлено, что магнитные характеристики сплавов зависят от концентрации добавки редкоземельного магнита и режима термической обработки. Показано, что введение сплава KC25ДЦ в количестве 3 % позволяет достичь максимальных магнитных свойств легированного материала: $H_c = 55,6$ кА/м, $B_r = 1,33$ Тл, $(BH)_{\max} = 41$ кДж/м³. Сочетание разработанного состава сплава и режима термической обработки позволяет повысить коэффициент прямоугольности петли магнитного гистерезиса (K_{\square}) – одной из важнейших характеристик прецизионных гистерезисных электрических двигателей.

Ключевые слова: магнитотвердый материал (МТМ), порошковый сплав, магнитные свойства, коэффициент прямоугольности петли магнитного гистерезиса, Fe–Cr–Co–Mo, Sm–Co

Для цитирования: Бельтюкова М.А., Шацов А.А. Особенности фазовых превращений, формирования микроструктуры и магнитных свойств гистерезисного сплава на основе системы Fe–Cr–Co–Mo, легированного Sm, Zr и Cu. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия.* 2024;18(4):35–44. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2024-4-35-44>

Phase transformations, microstructure formation, and magnetic properties of a hysteresis alloy based on the Fe–Cr–Co–Mo system doped with Sm, Zr, and Cu

M. A. Beltyukova , A. A. Shatsov

Perm National Research Polytechnic University Russia
 29 Komsomolskiy Prosp., Perm 614990, Russia

 marievamar@rambler.ru

Abstract. The development of new hard magnetic materials (HMM) is crucial for meeting the ever-increasing demands of industry. Today, the advancement of energy, electrical engineering, and instrumentation sectors requires manufacturers of HMM products to enhance the energy efficiency and power of devices while reducing their size and weight, which increases scientists' interest in these alloys. Among HMM, magnets derived from rare-earth elements such as Sm and Nd ($\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$, SmCo_5 , $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$) possess the highest magnetic energy at smaller sizes and weights. Alloys based on the Fe–Cr–Co system offer the best reliability, strength, corrosion resistance, and manufacturability, making them particularly in demand among HMM. Creating a magnet based on two alloying systems, Sm–Co and Fe–Cr–Co, may yield a material with unique properties that combine the advantages of both systems. This study investigates the powder hysteresis alloy 22Kh15K4MS (22 % Cr–15 % Ni–4 % Mo–Co–Si) doped with the rare-earth magnet KS25DTs in amounts ranging from 1.5 to 9.0 %. The microstructure, transformation kinetics, phase composition, and magnetic properties of the developed alloys were examined. It was found that the magnetic characteristics of the alloys depend on the concentration of the rare-earth magnet additive and the thermal treatment regime. It was demonstrated that the introduction of 3 % KS25DTs achieves the maximum magnetic properties of the alloy: $H_c = 55.6$ kA/m, $B_r = 1.33$ Tl, $(BH)_{\max} = 41$ kJ/m³. The combination of the developed alloy composition and the thermal treatment regime allows for an increase in the rectangularity coefficient of the magnetic hysteresis loop (K_r) – one of the most important characteristics of precision hysteresis electric motors.

Keywords: hard magnetic material (HMM), powder alloy, magnetic properties, rectangularity coefficient of the magnetic hysteresis loop, Fe–Cr–Co–Mo, Sm–Co.

For citation: Beltyukova M.A., Shatsov A.A. Phase transformations, microstructure formation, and magnetic properties of a hysteresis alloy based on the Fe–Cr–Co–Mo system doped with Sm, Zr, and Cu. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2024;18(4): 35–44. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2024-4-35-44>

Введение

В последнее время во всем мире наблюдается тенденция получения магнитных материалов с повышенными потребительскими качествами по низкой стоимости. Проводя сравнение магнитов из редкоземельных металлов (РЗМ) с магнитами системы Fe–Cr–Co (ЖХК), первые кажутся менее привлекательными из-за высокой стоимости, дорогостоящей добычи, импортных обязательств, низкой механической прочности и экологических ограничений при их производстве [1–3]. Исследования сплавов на основе системы Fe–Cr–Co в основном направлены на снижение содержания дорогостоящих элементов, таких как Co [4; 5], и введения микродобавок Si, Mo, Ti, Dy, Nd, Y, Sm [6–11].

Наибольший интерес представляют исследования, в которых легирование сплавов ЖХК проводят РЗМ, а также W [8; 9–11]. В работе [9] литой сплав 43Fe–28Cr–23Co–3Mo–2V–1Zr¹ легировали

0–3 % иттрия. Наилучшие магнитные свойства были получены в сплаве с 2 % Y: максимальная магнитная энергия $(BH)_{\max}$ возросла с 51,3 до 61,6 кДж/м³, остаточная магнитная индукция (B_r) – с 0,71 до 1,05 Тл и коэрцитивная сила (H_c) – с 97 до 130 кА/м по сравнению с исходным сплавом. Дальнейшее повышение содержания иттрия до 3 % привело к снижению магнитных свойств из-за укрупнения фаз и неоднородности структуры. В работе [10] при добавлении до 2 % самария при металлургическом получении литых слитков значение $(BH)_{\max}$ увеличилось на 86 %, B_r – на 47 % и H_c на 28,7 %. Такой рост магнитных характеристик авторы объясняют усилением магнитной анизотропии формы и анизотропии магнитного поля за счет интерметаллидных соединений редкоземельного магнита SmCo_5 . Кроме того, при рентгенофазовом анализе было обнаружено, что атомы самария концентрируются в α_1 -фазе, тем самым увеличивая параметр решетки сильномагнитной Fe–Co-фазы и ее объемную долю.

Сплавы SmCo_5 и $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ были разработаны в 1960–1980-х годах и до сих пор широко применяются в составе вентильных двигателей погруж-

¹ Здесь и далее по тексту имеются в виду мас. %, если не указано иное.

ных насосов, магнитов дефектоскопов, магнитных линз и муфт [13]. Согласно исследованиям сплавы SmCo_5 и $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ обладают высокими значениями магнитокристаллической анизотропии (до $(15\div 20) \cdot 10^6$ Дж/м³) [14], коррозионной стойкости (0,1 мг/см² в Na_2S и NaCl , 20 мг/см² HCl) [15], температуры Кюри (727 °С для соединения SmCo_5 и 920 °С для $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$) и превосходят магниты Nd–Fe–B по температурной стабильности [16–17].

Сплавы системы Fe–Cr–Co уже нашли широкое применение в мехатронных системах, роторах высокоскоростных и сверхвысокоскоростных электромеханических преобразователей энергии, гистерезисных двигателях и даже поглотителях микроволнового излучения [18–20]. Введение в ЖК-сплав элементов, обладающих анизотропией формы ферромагнитных анизотропных частиц, с высокими значениями константы кристаллической анизотропии и намагниченности насыщения может способствовать повышению магнитных свойств сплава: H_c , B_r , $(BH)_{\max}$ [21] и K_{Π} – коэффициента прямоугольности петли магнитного гистерезиса, связанных формулой

$$K_{\Pi} = \frac{B_r}{B_{\max}},$$

где B_r – остаточная магнитная индукция, B_{\max} – максимальная магнитная индукция (ГОСТ 19693-74).

Повышение остаточной индукции магнита позволит достичь большего потока возбуждения при сохранении значения крутящего момента в электродвигателе при меньшем токе якоря, что увеличит КПД прибора. Из-за действия размагничивающего фактора индукция в рабочей точке ниже B_r , поэтому важным является обеспечение выпуклости и прямоугольности петли магнитного гистерезиса [22]. Увеличение мощности магнитотвердых сплавов Fe–Cr–Co позволит расширить области их применения.

Целью настоящего исследования является определение возможности повышения магнитных свойств порошкового гистерезисного магнитотвердого сплава на основе системы Fe–Cr–Co за счет легирования сплавом KC25ДЦ.

Материал и методики исследований

В работе исследован порошковый сплав марки 22X15K4MC, легированный добавкой KC25ДЦ в количестве от 0 до 9 % взамен железа (табл. 1). В качестве исходных компонентов шихты использовали следующие порошки металлов и сплавов:

– хром ПХ-1С (ТУ 14-5-298-99) со средним размером частиц $d = 10$ мкм и стандартным отклонением $\sigma = 5$ мкм;

– кобальт ГП-ОК (ТУ 1793-008-92), $d = 24$ мкм, $\sigma = 13$ мкм;

– железо квалификации ОСЧ 6-2 (ТУ 6-09-05808008-262-92), $d = 2$ мкм, $\sigma = 2$ мкм;

– феррокремний ФС50 (ГОСТ 1415-93), $d = 8$ мкм, $\sigma = 4$ мкм;

– молибден МПЧ (ТУ 48-19-69-80), $d = 2$ мкм, $\sigma = 1$ мкм.

Порошок чистого самария имеет низкую коррозионную стойкость и относительно высокую температуру спекания, поэтому в экспериментах использовали порошок сплава KC25ДЦ (ГОСТ 21559-76), содержащий 24–27 % Sm, 1,5–3,5 % Zr, 13–20 % Fe, 4–6 % Cu и 57,5–43,5 % Co, полученный при дроблении лома магнитов. Рециклинг спеченных сплавов SmCo_5 , измельченных в среде водорода, позволяет получать магниты с улучшенной микроструктурой и повышенными магнитными характеристиками относительно исходных магнитов [23].

Все компоненты шихты 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 в металлической пресс-форме в 2 этапа с промежуточной операцией подспекания. Прессование проводили с давлением 29,4 МПа, далее следовало подспекание при температуре 860 °С и выдержке 3 ч в среде водорода, после чего образцы калибровали с давлением 34,3 МПа и окончательно спекали в вакууме с остаточным давлением 10^{-2} Па по режиму $t = 1350$ °С, $\tau = 4$ ч. Плотность после всех этапов спекания определяли гидростатически на приборе ВЛР-200 («Госмер», Россия) по ГОСТ 25281-82.

Закалку всех образцов проводили от температуры 1250 °С в 15 %-ном водном растворе NaCl . Старение заготовок выполняли последовательно на 7 ступенях с приложением внешнего магнитного поля 150 кА/м. Параметры обработки указаны в табл. 2. Фазовые переходы в исследуемых образцах изучали методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) при нагреве и охлаждении образцов мас-

Таблица 1. Химический состав опытных сплавов
 Table 1. Chemical composition of experimental alloys

№ состава	Содержание, мас. %					
	Fe	Cr	Co	Mo	Si	KC25ДЦ (Sm)
1	57,5	22,5	15,0	4,0	1,0	0
2	55,5					1,5 (0,36)
3	54,5					3,0 (0,77)
4	53,0					4,5 (1,15)
5	51,5					6,0 (1,53)
6	48,5					9,0 (2,30)

сой 3–4 г на приборе STA 449 F3 Jupiter («Netzsch», Германия). Скорость нагрева составляла 10 °С/мин. Основные параметры и форму петли магнитного гистерезиса опытных образцов определяли после закалки и многоступенчатого старения на гистерезисографе Permagraph L («Magnet Physik», Германия) с программным обеспечением PERMA. Обработку экспериментальных данных осуществляли с применением пакетов Fityk, Proteus Analyses («Marcin Wojdyr», Польша).

Рентгенофазовый анализ образцов проводили методом рентгеновской дифракции на порошковом дифрактометре D8 Advance ECO («Bruker», Германия) в следующих условиях: кобальтовое излучение с длиной волны $\lambda = 1,78897 \text{ \AA}$, ускоряющее напряжение – 35 кВ, ток накала рентгеновской трубки – 25 мА.

Качественный и полуколичественный анализы выполнены с помощью программы Diffrac.Eva. Для идентификации фаз использовали базу данных порошковой дифрактометрии PDF-2 (релиз 2013 г.).

Твердость измеряли на твердомере Роквелла («Точ-прибор», Россия) по ГОСТ 9013-59 при нагрузке 150 кг. Микроструктуру образцов исследовали на металлографическом микроскопе GX-51 («Olympus», Япония) с программным обеспечением SIAMS 800. Для анализа структуры высокого разрешения использовали электронные микроскопы VEGA 3 («TESCAN», Чехия) и FEI Quanta 650FEG (FEI, США).

Экспериментальные результаты

Магнитные характеристики порошкового сплава 22X15K4МС показаны на рис. 1. Исходный сплав, обработанный по режиму с 1-й по 7-ю ступень (табл. 2) с приложением внешнего магнитного поля, обладает следующими максимальными свойствами: $H_c = 38,9 \text{ кА/м}$, $B_r = 1,16 \text{ Тл}$, $(BH)_{\max} = 20 \text{ кДж/м}^3$. Они увеличились у образцов, содержащих добавки КС25ДЦ (концентрация Sm при этом была в интервале от 0,36 до 0,77 %), и достигли максимума при введении 0,77 % Sm: $H_c = 55,6 \text{ кА/м}$, $B_r = 1,33 \text{ Тл}$, $(BH)_{\max} = 41 \text{ кДж/м}^3$. В то же время свойства магни-

тов ухудшились с повышением содержания добавки Sm от 1,15 до 2,3 % из-за укрупнения фаз [10] и замыкания самария на границах зерен (см. рис. 2, в).

Многоступенчатое старение сплавов с применением внешнего магнитного поля привело к спинальному распаду α -твердого раствора на α_1 -фазу, обогащенную железом и кобальтом, и α_2 -фазу, обогащенную хромом. Благодаря чередованию сильномагнитной фазы α_1 в слабомагнитной матрице α_2

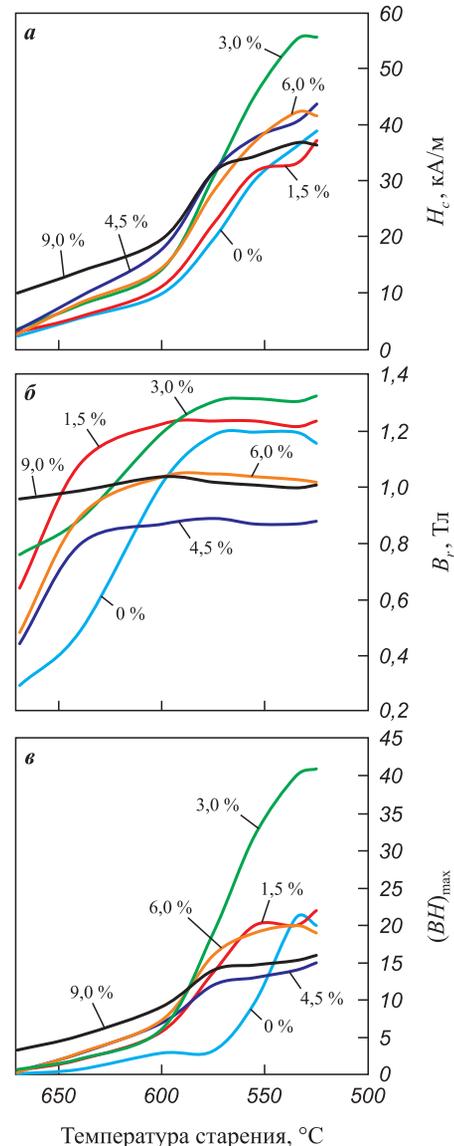


Рис. 1. Зависимость коэрцитивной силы H_c (а), магнитной индукции B_r (б) и максимальной магнитной энергии $(BH)_{\max}$ (в) от температуры старения исходного сплава 22X15K4МС и образцов с добавкой КС25ДЦ от 0 до 9 % (цифры у кривых)

Fig. 1. Dependence of coercive force H_c (а), magnetic induction B_r (б) and maximum magnetic energy $(BH)_{\max}$ (в) on the aging temperature of the base alloy 22Kh15K4MS and samples with KS25DTs additive in concentrations ranging from 0 to 9 % (values indicated on the curves)

Таблица 2. Режимы старения

Table 2. Aging mode

№ ступени	t , °С	τ , мин
1	670	15
2	640	40
3	600	40
4	575	40
5	555	30
6	535	30
7	525	30

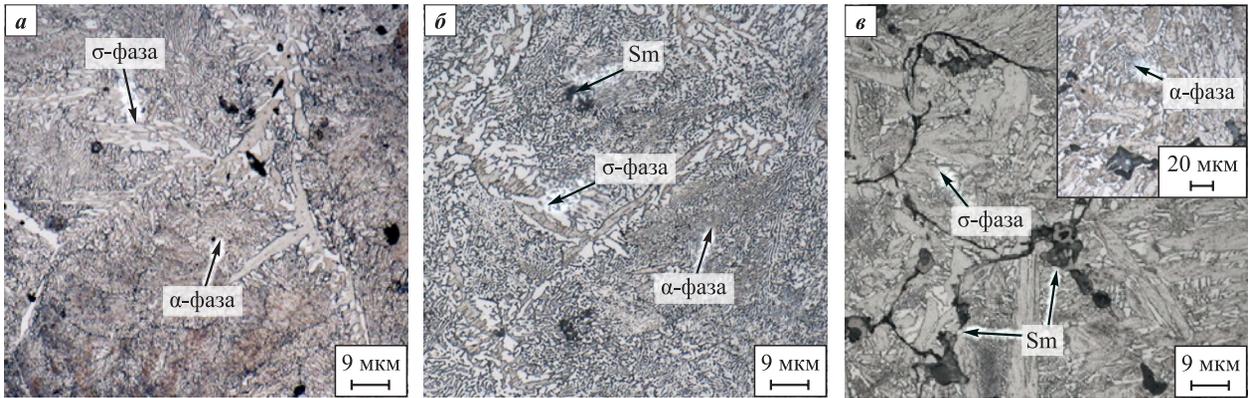


Рис. 2. Микроструктура сплавов после спекания ($\times 1000$)
 Состав 1 (без добавки) (а), 3 (б) и 6 (в) (см. табл. 1)

Fig. 2. Microstructure of the alloys after sintering ($\times 1000$)
 Composition 1 (without additive) (a), 3 (b) and 6 (c) (see Table 1)

и наличию включений фазы с самарием, усиливающих магнитную анизотропию сплава, достигнуты повышенные характеристики магнитных свойств H_c , B_r , $(BH)_{\max}$ по сравнению с исходным образцом (см. рис. 1).

Структура образцов после спекания представляет собой пластинчатую σ -фазу в количестве 70–80 об. %, располагающуюся преимущественно по границам зерен, с прослойками α -фазы (рис. 2). Самарий на фотографиях рис. 2, б, в в виде темных областей также наблюдается преимущественно по границам зерен.

В связи с наличием σ -фазы твердость образцов после спекания составляла 35–42 HRC, но с повышением концентрации добавки КС25ДЦ от 0 до 9 % она снижалась так же, как и плотность (табл. 3). Изменение пористости, соответственно, имело обратный характер.

Температуру нагрева под закалку выбирали на основании имеющихся результатов исследований [24] и данных ДСК. Микроструктура исходного сплава после закалки представляла α -твердый раствор (рис. 3, а), в образцах, содержащих добавку КС25ДЦ, помимо α -фазы присутствуют нерастворенные включения Sm (рис. 3, б, в).

Твердость образцов после закалки была в интервале 20–24 HRC и снижалась с повышением концентрации КС25ДЦ.

С целью установления характера распределения добавки КС25ДЦ в структуре сплава 22Х15К4МС было проведено исследование образца после закалки с использованием сканирующего электронного микроскопа. Выявлено, что основу структуры закаленного сплава составляет α -твердый раствор с включениями, содержащими самарий и цирконий. Согласно картам распределения (рис. 4, б) самарий

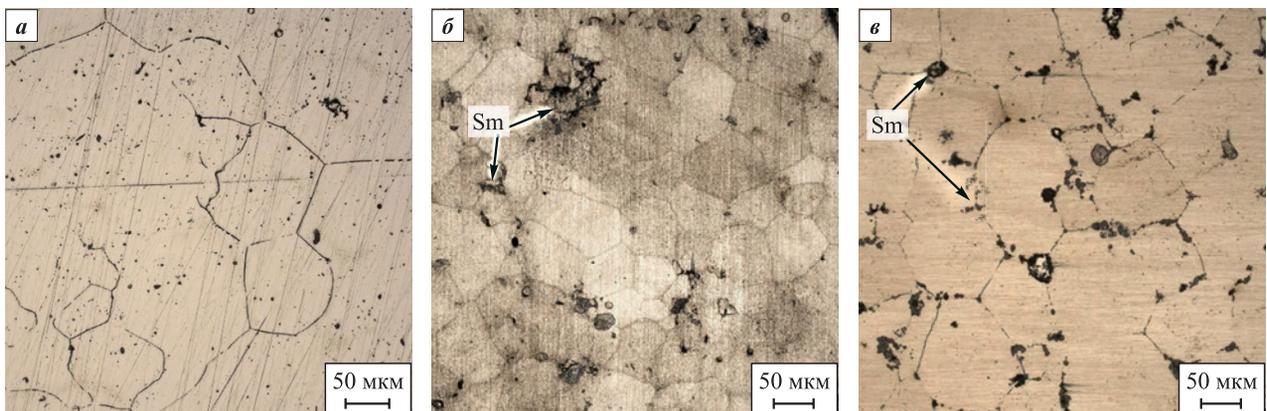


Рис. 3. Микроструктура сплавов после закалки ($\times 1000$)
 Состав 1 (без добавки) (а), 3 (б) и 6 (в) (см. табл. 1)

Fig. 3. Microstructure of the alloys after quenching ($\times 1000$)
 Composition 1 (without additive) (a), 3 (b) and 6 (c) (see Table 1)

распределен в структуре неравномерно, имеются участки его скопления.

Участки распределения Sm и Zr совпадают, когда размер включения составляет от 1 мкм (см. рис. 4, б). По мнению авторов, это связано с тем, что в исходных крупных частицах KC25ДЦ были затруднены диффузионные процессы перераспределения компонентов. При размере частиц добавки до 1 мкм в них Zr не обнаружен (рис. 4, з), что указывает на его неравномерное распределение в исходном шихтовом материале. Участки, обогащенные Sm, обеднены по содержанию Co, что также свидетельствует о частичном перераспределении самария из KC25ДЦ в α -твердый раствор.

Тепловые эффекты при нагреве закаленных образцов исходного состава и с добавкой 3 % KC25ДЦ имели близкую кинетику (рис. 5, а, б): превращения в обоих сплавах протекали в интервале $t = 500 \div 1100$ °С.

Таблица 3. Плотность, пористость и твердость заготовок образцов после спекания

Table 3. Density, porosity and hardness of sample blanks after sintering

Концентрация KC25ДЦ, %	Плотность, г/см ³	Пористость, %	Твердость, HRC
0	7,9	0,3	42
1,5	7,9	0,5	41
3,0	7,8	1,4	38
4,5	7,7	2,7	39
6,0	7,7	2,7	38
9,0	7,6	4,2	35

При температуре 500 °С в них начинается спинодальный распад α -фазы на сильномагнитную и слабомагнитную фазы, характеризующийся поглощением тепла. Добавка 3 % KC25ДЦ не оказала существенного влияния на положение первого локального экстремума в области $t = 520$ °С. При $t = 670 \div 680$ °С начинался процесс выделения σ -фазы из твердого раствора. Соответствующий локальный экстремум у обоих образцов зафиксирован в области 700 °С. Температура третьего локального экстремума для исходного сплава без добавки составляла 830 °С, а с добавкой – 848 °С.

Для сплава с добавкой 3 % KC25ДЦ (рис. 5, б) при $t = 300$ °С наблюдался перегиб кривой, который отсутствовал в исходном образце. Такой же пик получили на ДСК-кривой сплава KC25ДЦ (рис. 5, з) при $t = 275$ °С. Согласно исследованию [25] эвтектичный распад SmCo_5 на фазы Sm_2Co_7 и $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ происходит при температурах ниже 750 °С, что подтверждается кривой ДСК сплава KC25ДЦ (рис. 5, з). При повышении концентрации добавки в сплаве 22X15K4MC до 9 % на кривой ДСК (рис. 5, в) наблюдали не характерный для него пик при $t = 800$ °С.

Таким образом, добавка самария в количестве 3 % не оказывает существенного влияния на температуры распада α -твердого раствора на основе Fe–Cr–Co, однако повышение ее концентрации до 9 % приводит к появлению в сплаве 22X15K4MC не характерных для него фазовых переходов.

С целью оценки изменения фазового состава сплава 22X15K4MC при легировании 3 % KC25ДЦ было проведено рентгенофазовое исследование образцов после закалки и старения. Результаты приведены на рис. 6.

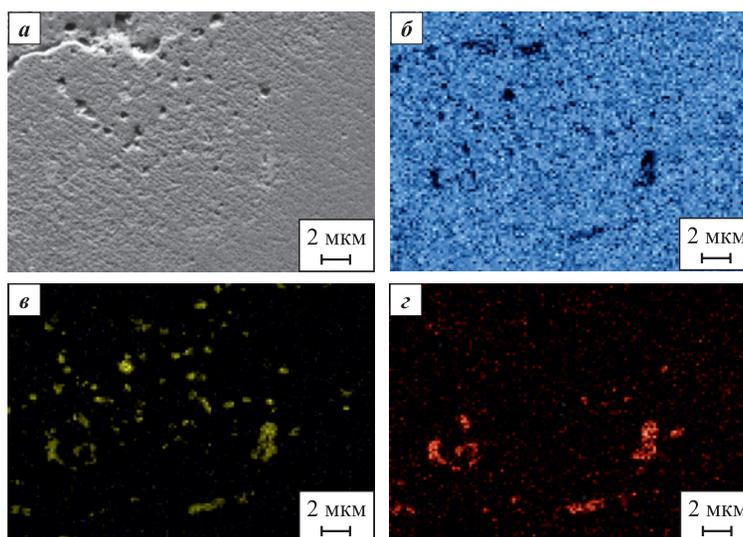


Рис. 4. Микроструктура сплава состава 3 (см. табл. 1) после закалки (а) и карты распределения Sm (б), Co (в) и Zr (г) в структуре

Fig. 4. Microstructure of alloy composition 3 (see Table 1) after quenching (а) and distribution maps of Sm (б), Co (в) and Zr (г) in the structure

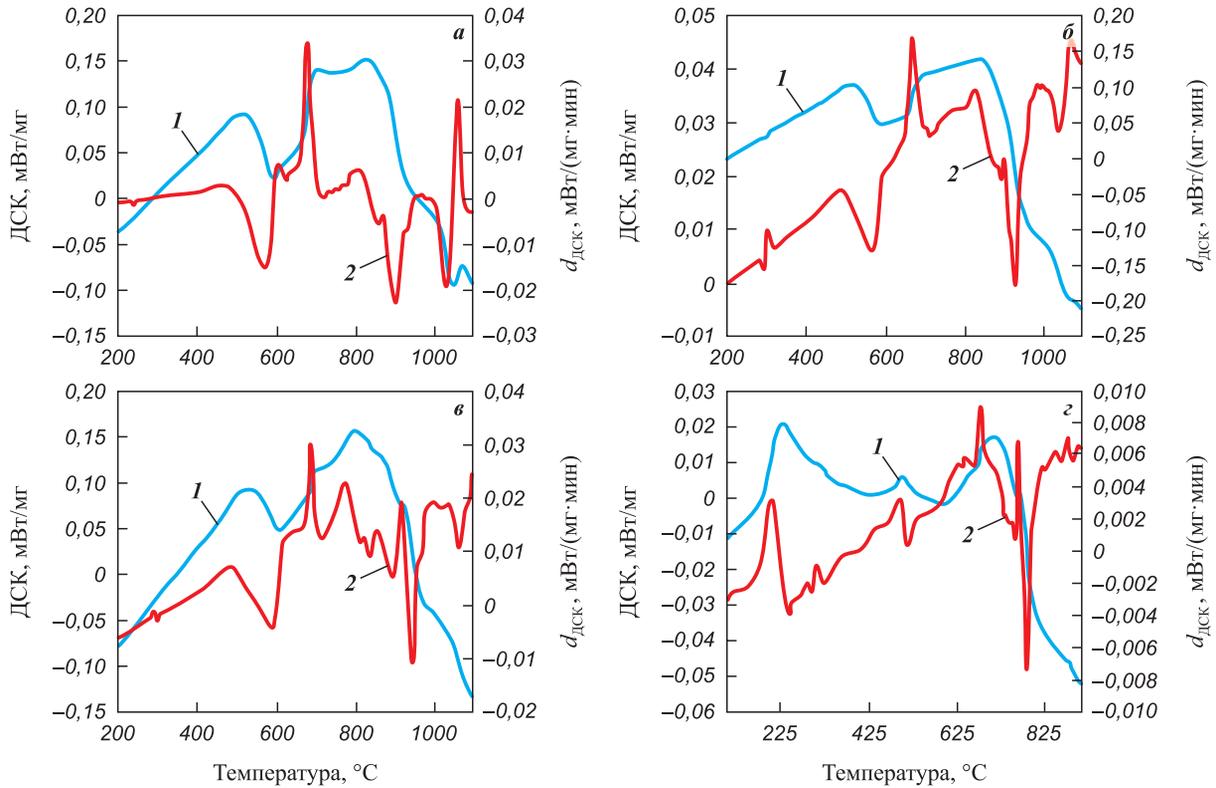


Рис. 5. Кривые ДСК (1) и $d_{\text{ДСК}}$ (2) сплавов 22X15K4MC (а), 22X15K4MC + 3 % KC25DЦ (б), 22X15K4MC + 9 % KC25DЦ (в) и KC25DЦ (г) при нагреве со скоростью 10 °C/мин

Fig. 5. DSC (1) and d_{DSC} (2) curves of alloys 22Kh15K4MS (a), 22Kh15K4MS + 3 % KS25DTs (б), 22Kh15K4MS + 9 % KS25DTs (в) and KS25DTs (г) when heated at a rate of 10 °C/min

На рентгенограмме исходного образца после закалки присутствует α -фаза ($2\theta = 52,2^\circ$). Многоступенчатое старение привело к существенному росту магнитных свойств. Фазовый состав после 7 ступеней старения претерпел следующие изменения.

В процессе старения происходило расслоение пика α -фазы на две изоморфные фазы: α_1 , обогащенную FeCo, и α_2 – на основе FeCr, что хорошо заметно на сплаве 22X15K4MC (рис. 6, а) по увеличению полуширины пиков интенсивности α -фазы в области

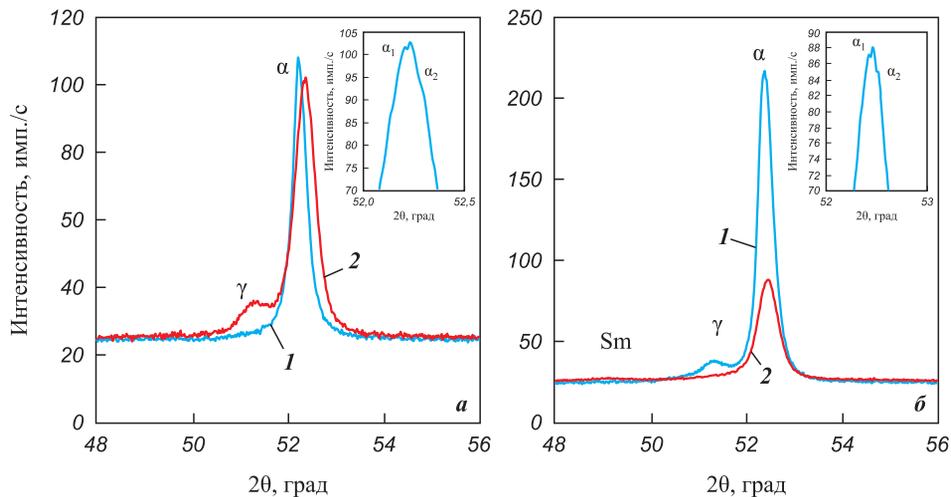


Рис. 6. Рентгенограммы исходного образца 22X15K4MC (а) и с добавкой 3 % KC25DЦ (б) после закалки (1) и термомагнитной обработки (2)

Fig. 6. X-ray diffraction patterns of the base 22Kh15K4MS sample (a) and with the addition of 3 % KS25DTs (б) after quenching (1) and thermomagnetic treatment (2)

$2\theta = 52,24^\circ$, что не наблюдается в образцах с добавкой КС25ДЦ (рис. 6, б). На рентгенограмме сплава, содержащего добавку КС25ДЦ, после закалки обнаружен пик γ -фазы ($2\theta = 51,36^\circ$), который отсутствовал в нелегированном образце (см. рис. 6, а). Это может свидетельствовать о сужении области существования α -твердого раствора и снижении его устойчивости в связи с введением легирующих добавок. Слабый пик фазы самария с гексагональной кристаллической решеткой выявлен при $2\theta = 49,2^\circ$, что объясняется его низкой концентрацией (23–25 %) в сплаве КС25ДЦ. Это, а также высокие значения константы кристаллической анизотропии и намагниченности насыщения самария привели к росту магнитной анизотропии легированного им сплава, что способствовало повышению его магнитных свойств [10; 21].

Исходя из данных рентгенофазового анализа параметры решетки α -фазы исходного сплава и сплава с 3 %-ной добавкой КС25ДЦ равны и составляют $a = 2,87 \text{ \AA}$. Межплоскостное расстояние при легировании сплава 22Х15К4МС уменьшилось: после закалки оно составляло $2,032 \text{ \AA}$, а в сплаве с добавкой 3 % КС25ДЦ – $2,027$. Неизменность параметра решетки и уменьшение межплоскостного расстояния указывают на отсутствие растворения Sm в α -фазе сплавов системы ЖХК.

С целью определения коэффициента прямоугольности петли магнитного гистерезиса на сплаве 22Х15К4МС + 3 % КС25ДЦ было проведено испытание образца с коэрцитивной силой 10 кА/м при напряженности перемагничивающего поля 100 А/см (10 кА/м), соответствующей напряженности поля статора гистерезисного опытного двигателя (рис. 7). Сплав с добавкой 3 % КС25ДЦ был состарен по пер-

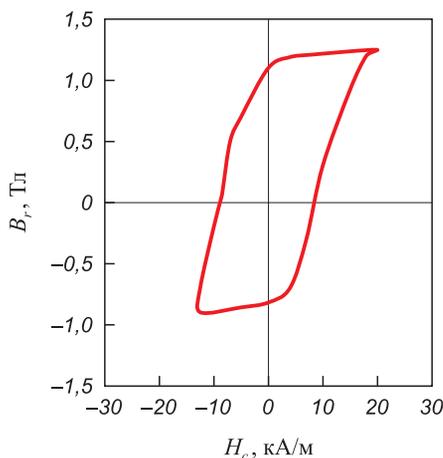


Рис. 7. Петля магнитного гистерезиса сплава 22Х15К4МС с 3 % КС25ДЦ при намагниченности магнитного поля $H_m = 100 \text{ А/см}$ после старения

Fig. 7. Magnetic hysteresis loop of the 22Kh15K4MS alloy with 3 % KS25DTs at a magnetizing field intensity $H_m = 100 \text{ A/cm}$ after aging

вым 3 ступеням режима, представленного в табл. 2, с приложением внешнего магнитного поля. Выдержка на каждой ступени составляла от 5 до 40 мин. Сочетание состава сплава и режима термомагнитной обработки обеспечило достижение высоких значений K_n – до 0,87.

Таким образом, повышение содержания добавки КС25ДЦ от 1,5 до 3 % способствует изменению характеристик магнитных свойств сплава 22Х15К4МС.

Заключение

Наилучшее сочетание параметров петли магнитного гистерезиса достигнуто при содержании 3 % сплава КС25ДЦ в сочетании с термомагнитной обработкой: $H_c = 55,6 \text{ кА/м}$, $B_r = 1,33 \text{ Тл}$, $(BH)_{\max} = 41 \text{ кДж/м}^3$. Однако дальнейшее повышение количества добавки КС25ДЦ с 4,5 до 9 % приводит к снижению магнитных характеристик сплава из-за укрупнения фаз, повышения пористости и «замыкания» самария по границе зерна.

Введение КС25ДЦ до 3 % не оказывает практически значимого влияния на кинетику превращений сплава 22Х15К4МС, а повышение концентрации добавки от 4,5 до 9 % приводит к возникновению в нем превращений, не характерных для этой марки. Возникновение фаз Sm, обладающих высокими значениями константы кристаллической анизотропии и намагниченности насыщения, приводит к росту магнитных характеристик легируемого сплава 22Х15К4МС.

Сочетание состава сплава с 3 % КС25ДЦ и режима термомагнитной обработки позволяет достичь повышенного значения $K_n = 0,87$, что в перспективе может оказать положительное влияние на динамические характеристики прецизионных гистерезисных двигателей.

Список литературы / References

1. Nakamura E., Sato K. Managing the scarcity of chemical elements. *Nature materials*. 2011;10(3):158–161. <https://doi.org/10.1038/nmat2969>
2. Garganeev A.G., Padalko D.A. Application of Fe–Cr–Co hard magnetic materials as the alternative to Sm–Co and Nd–Fe–B. In: *Proceedings of the 15th International Conference of Young Specialists in the Field of Micro/Nanotechnologies and Electronic Devices* (Novosibirsk, 30 June – 4 July 2014). IEEE. 2014. P. 392–394. <https://doi.org/10.1109/EDM.2014.6882555>
3. Zhou X., Huang A., Cui B., Sutherland J.W. Techno-economic assessment of a novel SmCo permanent magnet manufacturing method. In: *Proceedings of the 28th CIRP Conference on Life Cycle Engineering* (India, Jaipur, 10–12 March 2021). 2021. Vol. 98(2). P. 127–132. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2021.01.017>

4. Белозеров Е.В., Мушников Н.В., Иванова Г.В., Щеголева Н.Н., Сериков В.В., Клейнерман Н.М., Вершинин А.В., Уймин М.А. Высокопрочные магнитотвердые сплавы на основе Fe–Cr–Co с пониженным содержанием хрома и кобальта. *Физика металлов и металловедение*. 2012;113(4):339–346.
 Belozеров E.V., Mushnikov N.V., Ivanova G.V., Shchegoleva N.N., Serikov V.V., Klejnerman N.M., Vershinin A.V., Ujmin M.A. High-strength magnetic hard alloys based on Fe–Cr–Co with a reduced content of chromium and cobalt. *Fizika metallov i metallovedenie*. 2012;113(4):339–346. (In Russ.).
5. Gao Q, Gong M., Wang Y., Qu F., Huang J. Phase transformation and properties of Fe–Cr–Co alloys with low cobalt content. *Materials Transactions*. 2015;56(9):1491–1495. <https://doi.org/10.2320/matertrans.M2015077>
6. Алымов М. И., Анкудинов А.Б., Зеленский В.А., Мильяев И.М., Юсупов В.С., Устюхин А.С. Влияние легирования и режима спекания на магнитные гистерезисные свойства Fe–Cr–Co порошкового сплава. *Физика и химия обработки материалов*. 2011;3:34–37.
 Alymov M. I., Ankudinov A.B., Zelenskii V.A., Milyaev I.M., Yusupov V.S., Ustyuhin A.S.. Influence of alloying and sintering mode on magnetic hysteresis properties of Fe–Cr–Co powder alloy. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*. 2011;3:34–37. (In Russ.).
7. Мильяев И.М., Алымов М.И., Юсупов В.С., Анкудинов А.Б., Зеленский В.А., Мильяев А.И. Влияние кремния и молибдена на магнитные гистерезисные свойства магнитотвердого порошкового сплава 22X15KA. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2011;(4):54–57. <https://powder.misis.ru/jour/issue/view/34>
 Milyaev I.M., Alymov M.I., Yusupov V.S., Ankudinov A.B., Zelenskii V.A., Milyaev A.I. The influence of silicon and molybdenum on the magnetic hysteresis properties of the magnetic hard powder alloy 22X15KA. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2011;(4):54–57. (In Russ.). <https://powder.misis.ru/jour/issue/view/34>
8. Ustyukhin A.S., Zelenskii V.A., Milyaev I.M., Alymov M.I., Kovalev D.Y., Shustov V.S. Magnetic hysteresis properties of isotropic hard magnetic Fe–Cr–Co compositions alloyed with tungsten. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2023;7:933–939. <https://doi.org/10.1134/S003602952307011X>
9. Tao S., Ahmad Z., Zhang P., Zheng X., Wang F., Xu X. Enhancement of magnetic and microstructural properties in Fe–Cr–Co–Mo–V–Zr–Y permanent magnetic alloy. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2019;484:88–94. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2019.04.004>
10. Tao S., Ahmad Z., Zhang P., Zheng X., Zhang S. Effects of Sm on structural, textural and magnetic properties of Fe–28Cr–20Co–3Mo–V–2Ti hard magnetic alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020;816:152619. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.152619>
11. Ustyukhin A.S., Zelenskii V.A., Milyaev I.M., Yusupov B.S., Alymov M.I., Kovalev D.Y. The Influence of molybdenum and titanium on magnetic and mechanical properties of Fe–30Cr–16Co (Kh30K16) powder hard magnetic alloy. *Steel in Translation*. 2021;51(12):939–944. <https://doi.org/10.3103/S0967091221120135>
12. Han X.H., Sun J.B., Yu X., Wang S., Chen S.Y., Zhang Y., Cui C.X. Effects of annealing and magnetic field on the structure and magnetic properties of Fe–Cr–Co alloy-doped Sm (Co_{0.9}Cu_{0.1})₅ ribbons. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2020;515:167308. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2020.167308>
13. Король В.И., Ланкин И.М., Ланкин М.В. Применение постоянных магнитов в разных отраслях. *Вестник молodeжной науки России*. 2020;5:3–13.
 Korol' V. I., Lankin I. M., Lankin M. V. Application of permanent magnets in various industries. *Vestnik molodyozhnoy nauki Rossii*. 2020;5:3–13. (In Russ.).
14. Larson P., Mazin I. I. Magnetic properties of SmCo₅ and YCo₅. *Journal of Applied Physics*. 2003;93(10):6888–6890. <https://doi.org/10.1063/1.1556154>
15. Tsutsui H., Kinouchi Y., Sasaki H., Shiota M., Ushita T. Studies on the Sm–Co magnet as a dental material. *Journal of Dental Research*. 1979;58(6):1597–1606. <https://doi.org/10.1177/00220345790580060901>
16. Liu J. F., Walmer M. H. Thermal stability and performance data for SmCo 2:17 high-temperature magnets on PPM focusing structures. *IEEE Transactions on Electron Devices*. 2005;52(5):899–902. <https://doi.org/10.1109/TED.2005.845868>
17. Haavisto M., Paju M. Temperature stability and flux losses over time in sintered Nd–Fe–B permanent magnets. *IEEE Transactions on Magnetics*. 2009;45(12):5277–5280. <https://doi.org/10.1109/TMAG.2009.2023907>
18. Делекторский Б.А., Тарасов В.Н. Управляемый гистерезисный привод. М.: Энергоатомиздат, 1983. 128 с.
19. Никаноров В.Б., Останин С.Ю., Шмелева Г.А. Моделирование процессов перемагничивания нестабилизированных магнитно-твердых материалов. *Электричество*. 2002;11:28–36.
 Nikanorov V.B., Ostanin S.Yu., Shmeleva G.A. Modeling of magnetization reversal processes of unstabilized magnetically hard materials *Elektrichestvo*. 2002;11:28–36. (In Russ.).
20. Ajia S., Asa H., Toyoda Y., Sato M., Matsuura M., Tezuka N., Sugimoto S. Development of an alternative approach for electromagnetic wave absorbers using Fe–Cr–Co alloy powders. *Journal of Alloys and Compounds*. 2022;903:163920. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.163920>
21. Бурханов Г.С., Мильяев И.М., Юсупов В.С. Современное состояние и тенденции развития магнитотвёрдых материалов. *Перспективные материалы*. 2011;11:208–215. <https://www.elibrary.ru/item.asp?id=17561313>
 Burhanov G.S., Milyaev I.M., Yusupov V.S. Current state and development trends of magnetic hard materials. *Perspektivnye materialy*. 2011;11:208–215. (In Russ.). <https://www.elibrary.ru/item.asp?id=17561313>
22. Нагайцев В.И., Сергеев С.В., Сизякин А.В. Эволюция требований к свойствам материалов постоянных магнитов для электрических машин. *Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Энергетика*. 2021;21(1):99–108. <https://doi.org/10.14529/power210111>
 Nagajcev V.I., Sergeev S.V., Sizyakin A.V. Evolution of requirements to the material properties of permanent mag-

- nets for electrical machines. *Vestnik Yuzhno-Ural'skogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Energetika*. 2021; 21(1):99–108. <https://doi.org/10.14529/power210111>
23. Eldosouky A., Škulj I. Recycling of SmCo₅ magnets by HD process. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2018;454:249–253. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2018.01.064>
24. Корзников А.В., Корзникова Г.Ф., Гладковский С.В., Потекаев А.И., Дмитриев С.В. Влияние режима термообработки на структуру и физико-механические свойства магнитотвердого сплава 23X15КТ. *Известия высших учебных заведений. Физика*. 2014;57(10):10–14. <https://www.elibrary.ru/item.asp?id=22754364>
Korznikov A.V., Korznikova G.F., Gladkovskij S.V., Potekaev A.I., Dmitriev S.V. The effect of the heat treatment regime on the structure and physical and mechanical properties of the magnetohard alloy 23X15KT. *Izvestija vysshikh uchebnykh zavedeniy. Fizika*. 2014;57(10):10–14. (In Russ.). <https://www.elibrary.ru/item.asp?id=22754364>
25. Менушенков В.П. Структурные превращения и коэрцитивная сила в сплавах для постоянных магнитов. Часть 2. Спеченные сплавы на основе Sm–Co и Nd–Fe–B. *Горный информационно-аналитический бюллетень (научно-технический журнал)*. 2007;(S1):163–178. <https://www.elibrary.ru/item.asp?id=15196761>
Menushenkov V.P. Structural transformations and coercive force in permanent magnet alloys. Part 2. Sintered alloys based on Sm–Co and Nd–Fe–B. *Gornyy informatsionno-analiticheskiy byulleten' (nauchno-tekhnicheskii zhurnal)*. 2007; (S1):163–178. (In Russ.). <https://www.elibrary.ru/item.asp?id=15196761>

Сведения об авторах



Information about the Authors

Мария Александровна Бельтюкова – аспирант кафедры «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов», Пермский национальный исследовательский политехнический университет (ПНИПУ)
 ORCID: 0000-0002-6599-5091
 E-mail: marievamar@rambler.ru

Maria A. Beltyukova – 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

Александр Аронович Шацов – д.т.н., профессор кафедры «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов», ПНИПУ
 ORCID: 0000-0002-2723-964X
 E-mail: shatsov@pstu.ru

Alexander A. Shatsov – Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Department “Metal science, heat and laser treatment of metals”, Perm National Research Polytechnic University
 ORCID: 0000-0002-2723-964X
 E-mail: shatsov@pstu.ru

Вклад авторов



Contribution of the Authors

М. А. Бельтюкова – подготовка смеси и исходных образцов, проведение экспериментов, написание текста статьи.
А. А. Шацов – определение цели работы, участие в обсуждении результатов, корректировка текста статьи.

M. A. Beltyukova – preparation of the mixture and initial samples, conducting experiments, writing the manuscript.
A. A. Shatsov – defining the study's objective, participating in the discussion of results, editing the manuscript.

Статья поступила 27.07.2023 г.
Доработана 12.03.2024 г.
Принята к публикации 15.03.2024 г.

Received 27.07.2023
Revised 12.03.2024
Accepted 15.03.2024