Процессы получения и свойства порошков
Production Processes and Properties of Powders

УДК 621.762.34

https://doi.org/10.17073/1997-308X-2025-2-5-14

Научная статья
Research article

Сравнение характеристик магнитотвердых порошковых изотропных Fe–Cr–Co-сплавов, легированных титаном и гидридом титана

А. С. Устюхин[1], В. А. Зеленский[1], И. М. Миляев[1], Д. Ю. Ковалев[2], В .С. Шустов[1], М. И. Алымов[1, 2]

[1] **Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук**
Россия, 119334, г. Москва, Ленинский пр-т, 49
[2] **Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова Российской академии наук**
Россия, 142432, Московская обл., г. Черноголовка, ул. Акад. Осипьяна, 8

fcbneo@yandex.ru

Аннотация. В работе проведено сравнительное исследование плотности, фазового состава, магнитных и механических свойств изотропных порошковых сплавов Fe–28Cr–15Co и Fe–32Cr–22Co, легированных 2 мас. % титана в виде обычного порошка титана ПТС-1 и порошка гидрида титана. Процесс получения образцов состоял из приготовления исходной смеси порошков, прессования, спекания в вакууме, закалки и термической обработки для формирования магнитных свойств. Использование порошка гидрида титана привело к повышению остаточной пористости образцов с 2 до 4 %. Было отмечено существенное отличие фазового состава сплавов после спекания: структура образца Fe–28Cr–15Co–2Ti состояла из твердого раствора ОЦК α-фазы и включений тетрагональной σ-фазы, а Fe–32Cr–22Co–2Ti – из твердого раствора σ-фазы и включений ГЦК γ-фазы. После термической обработки структура всех сплавов представляла собой твердый раствор ОЦК α-фазы. В образцах с гидридом титана были также обнаружены малые следы примесной фазы, которая, вероятнее всего, является гидридом интерметаллического соединения титана и хрома. Образцы, в которых использовался порошок титана ПТС-1, имели более высокие значения остаточной индукции (B_r до 0,84 и 0,82 Тл у сплавов Fe–28Cr–15Co–2Ti и Fe–32Cr–22Co–2Ti соответственно) по сравнению с образцами, содержащими гидрид титана (до 0,8 и 0,79 Тл соответственно), что связано с разницей в остаточной пористости. С другой стороны, образцы с порошком гидрида титана имели более высокие показатели коэрцитивной силы (H_c до 41,1 и 57,2 кА/м у сплавов Fe–28Cr–15Co–2Ti и Fe–32Cr–22Co–2Ti соответственно) по сравнению с образцам, содержащими с порошок титана (до 38,4 и 49,2 кА/м соответственно). Наиболее высокие значения максимального энергетического произведения $(BH)_{max}$ составили 11,0–11,5 кДж/м^3 у сплавов Fe–28Cr–15Co–2Ti и 14,0–14,5 кДж/м^3 у Fe–32Cr–22Co–2Ti и практически не зависели от типа введенного титана. Кривые деформирования при сжатии сплавов с разными источниками титана были практически идентичны. Образцы состава Fe–32Cr–22Co–2Ti имели более высокие значения предела текучести ($\sigma_{0,2}$ = 1200÷1400 МПа) по сравнению со сплавами Fe–28Cr–15Co–2Ti ($\sigma_{0,2}$ = 1000 МПа). Все исследованные в работе материалы оказались пластичными.

Ключевые слова: порошковая металлургия, термическая обработка, Fe–Cr–Co-сплавы, легирование, пористость, магнитные свойства, механические свойства

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ, проект № 24-29-00323.

Для цитирования: Устюхин А.С., Зеленский В.А., Миляев И.М., Ковалев Д.Ю., Шустов В.С., Алымов М.И. Сравнение характеристик магнитотвердых порошковых изотропных Fe–Cr–Co-сплавов, легированных титаном и гидридом титана. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2025;19(2):5–14.
https://doi.org/10.17073/1997-308X-2025-2-5-14

© 2025 г. А. С. Устюхин, В. А. Зеленский, И. М. Миляев, Д. Ю. Ковалев, В .С. Шустов, М. И. Алымов

Comparison of properties of hard magnetic isotropic powder-processed Fe–Cr–Co alloys doped with titanium and titanium hydride

A. S. Ustyukhin[1] ✉, V. A. Zelensky[1], I. M. Milyaev[1], D. Yu. Kovalev[2], V. S. Shustov[1], M. I. Alymov[1, 2]

[1] **A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the Russian Academy of Sciences**
49 Leninskiy Prosp., Moscow 119334, Russia
[2] **Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science of the Russian Academy of Sciences**
8 Academician Osipyan Str., Chernogolovka, Moscow Region 142432, Russia

✉ fcbneo@yandex.ru

Abstract. This study presents a comparative investigation of the density, phase composition, magnetic, and mechanical properties of isotropic powder metallurgy alloys Fe–28Cr–15Co and Fe–32Cr–22Co doped with 2 wt. % titanium introduced either as conventional titanium powder (PTS-1 grade) or as titanium hydride powder. The sample fabrication process included powder blend preparation, compaction, vacuum sintering, quenching, and heat treatment aimed at developing magnetic properties. The use of titanium hydride powder resulted in an increase in residual porosity from 2 to 4 %. A significant difference in the phase composition of the alloys after sintering was observed: the structure of the Fe–28Cr–15Co–2Ti alloy consisted of a BCC α-phase solid solution and tetragonal σ-phase inclusions, while Fe–32Cr–22Co–2Ti exhibited a σ-phase solid solution matrix with FCC γ-phase inclusions. After heat treatment, all alloys developed a BCC α-phase solid solution structure. In the samples containing titanium hydride, minor traces of an impurity phase – most likely a hydride of a titanium–chromium intermetallic compound – were also detected. Samples prepared using PTS-1 titanium powder exhibited higher residual induction values (B_r up to 0.84 and 0.82 T for Fe–28Cr–15Co–2Ti and Fe–32Cr–22Co–2Ti, respectively) compared to those containing titanium hydride (up to 0.80 and 0.79 T, respectively), which is attributed to differences in residual porosity. On the other hand, samples with titanium hydride powder showed higher coercivity values (H_c up to 41.1 and 57.2 kA/m for Fe–28Cr–15Co–2Ti and Fe–32Cr–22Co–2Ti, respectively) compared to those with titanium powder (up to 38.4 and 49.2 kA/m, respectively). The maximum energy product ($(BH)_{max}$) reached 11.0–11.5 kJ/m^3 for Fe–28Cr–15Co–2Ti and 14.0–14.5 kJ/m^3 for Fe–32Cr–22Co–2Ti, with virtually no dependence on the titanium source. The compression stress–strain curves for alloys with different titanium sources were nearly identical. Alloys of the Fe–32Cr–22Co–2Ti composition exhibited higher yield strength values ($\sigma_{0.2}$ = 1200–1400 MPa) compared to Fe–28Cr–15Co–2Ti alloys ($\sigma_{0.2}$ = 1000 MPa). All materials studied in this work demonstrated ductility.

Keywords: powder metallurgy, heat treatment, Fe–Cr–Co alloys, doping, porosity, magnetic properties, mechanical properties

Acknowledgements: This work was financially supported by the Russian Science Foundation, Project No. 24-29-00323.

For citation: Ustyukhin A.S., Zelensky V.A., Milyaev I.M., Kovalev D.Yu., Shustov V.S., Alymov M.I. Comparison of properties of hard magnetic isotropic powder-processed Fe–Cr–Co alloys doped with titanium and titanium hydride. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2025;19(2):5–14. https://doi.org/10.17073/1997-308X-2025-2-5-14

Введение

Магнитотвердые сплавы являются одними из важнейших материалов современного производства, и потребность в них только растет. При этом большинство таких сплавов имеют высокую себестоимость производства, что обусловлено дороговизной входящих в них компонентов, таких как редкоземельные металлы и кобальт. Магнитотвердые материалы системы Fe–Cr–Co содержат меньше кобальта и потому являются экономичной альтернативой. Они обладают достаточным уровнем магнитных свойств, хотя и уступают по ним многим другим магнитным системам [1–3]. Основными преимуществами сплавов системы Fe–Cr–Co являются самая высокая пластичность среди всех магнитотвердых материалов, высокие прочность и коррозионная стойкость, температурная стабильность, а также широкий интервал температур эксплуатации [4–8]. В последних исследованиях Fe–Cr–Co-сплавов активно применяют различные подходы, в первую очередь связанные с порошковой металлургией и аддитивными технологиями [9–18]. Также ведутся работы по изучению характеристик магнитных пленок на их основе, которые применяются в бесконтактных датчиках для различных устройств [19; 20].

В магнитотвердых сплавах системы Fe–Cr–Co при температуре ~650 °C происходит спинодальный распад, при котором объемно-центрированная кубическая (ОЦК) α-фаза расслаивается на две ОЦК-фазы α_1 и α_2 с разным соотношением компонентов. В процессе термической обработки, а именно при постепенном охлаждении от температуры ~650 °C, частицы ферромагнитной α_1-фазы равномерно рас-

пределяются в слабомагнитной матрице α_2-фазы, что и приводит к формированию магнитных свойств в сплаве [21–23]. При этом параметры термической обработки нуждаются в тщательном контроле, так как, например, длительные отжиги или охлаждения могут приводить к появлению в структуре равновесной немагнитной σ-фазы с тетрагональной кристаллической решеткой [24].

Характеристики сплавов системы Fe–Cr–Co можно изменять путем введения различных легирующих компонентов, таких как Mo, Si, W, Ti и др. [25–28]. В случае применения методов порошковой металлургии для легирующих добавок важно учитывать ряд дополнительных параметров, таких как растворимость в твердом растворе основных компонентов Fe, Cr и Co, взаимодействие при нагреве с кислородом из воздуха, который присутствует в порах прессовок, и различные показатели исходных порошков. Как показали наши эксперименты, характеристики материала зависят от того, в каком виде легирующие компоненты вводятся в исходную смесь [29].

Настоящая работа посвящена сравнительному исследованию характеристик изотропных порошковых Fe–Cr–Co-сплавов, легированных титаном в виде обычного порошка титана и порошка гидрида титана. Дегидрирование последнего начинается при температуре ~450 °C и должно происходить во время выхода на температуру спекания и в процессе самого спекания. Исследования проводили на сплавах состава, мас. %: Fe–28Cr–15Co и Fe–32Cr–22Co, со средним и высоким содержаниями кобальта соответственно, в которые добавляли указанные выше порошки титана в количестве 2 мас. %. Были исследованы плотность, фазовый состав, магнитные и механические свойства полученных композиций.

Материалы и методика эксперимента

Для приготовления исходных смесей Fe–Cr–Co-сплавов использовали элементные порошки железа (карбонильное железо марки ВС), хрома ПХ-1М и кобальта ПК-1 с размером частиц $d < 25$ мкм. Титан вводили в систему в виде порошка титана ПТС-1 с $d < 45$ мкм и порошка гидрида титана, полученного гидрированием титановой губки марки ТГ-100 (ГОСТ 17746–96) и последующим размолом до порошка с $d < 45$ мкм. В зависимости от состава (Fe–28Cr–15Co и Fe–32Cr–22Co) и источника титана далее сплавы будут обозначены как Х28К15Т_Г, Х28К15Т_П, Х32К22Т_Г и Х32К22Т_П, где буквы Г и П обозначают гидрид и порошок титана ПТС-1 соответственно. Порошки смешивали в турбулентном смесителе «Турбула» С2.0 (Россия) в течение 300 мин. На 100 г шихты в емкость добавляли 200 г стальных шаров диаметром 3 мм. Из полученных шихт прессовали цилиндрические образцы массой 20 г и диаметром 13,6 мм на гидравлическом прессе Knuth HP15 (Германия) при давлении 600 МПа, которые затем спекали в электропечи СШВ-1.2,5/25И1 (Россия) в вакууме $<10^{-2}$ Па при $t = 1350$ °C с изотермической выдержкой при данной температуре $\tau = 2{,}5$ ч. После спекания определяли плотность образцов методом гидростатического взвешивания в дистиллированной воде.

Далее сплавы нагревали до температуры 1300 °C и закаливали в воде. После этого проводили их термическую обработку в трубчатой печи для формирования высококоэрцитивного состояния. Для каждого образца было исследовано по 4 режима, в которых изменялась начальная температура (t_1). Сама термическая обработка состояла из 3 стадий:

1) изотермическая выдержка в течение 40 мин при $t_1 = 630 \div 655$ °C;

2) охлаждение на 60 °C в зависимости от t_1 со скоростью $v_1 = 20$ °C/ч;

3) охлаждение до 500 °C со скоростью $v_2 = 8$ °C/ч.

В процессе термической обработки внешнее магнитное поле не прикладывалось.

Микроскопические исследования проводили на растровом электронном микроскопе TESCAN VEGA3 (Чехия). Анализ элементного состава сплавов осуществляли методом энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС) с помощью микроанализатора X-Act (Oxford Instruments, Великобритания). Фазовый состав образцов исследовали методом рентгенофазового анализа на рентгеновском дифрактометре Дифрей-401 (Россия) в CrK_α-излучении и диапазоне углов $2\theta = 35 \div 125°$. Магнитные гистерезисные свойства образцов измеряли на гистерезисграфе Permagraph L (Magnet-Physik, Германия). Механические испытания на сжатие проводили на установке Instron 3382 (Instron, США) при скорости нагружения 1 мм/мин. Для испытаний вытачивали цилиндрические образцы диаметром 7 мм и высотой 15 мм.

Результаты и их обсуждение

В табл. 1 представлены измеренные методом гидростатического взвешивания значения плотности (ρ) порошковых Fe–Cr–Co-сплавов, легированных титаном, после спекания. Теоретическую ее величину ($\rho_т$) определяли по принципу аддитивности: плотность каждого компонента сплава умножали на его долю в нем и полученные значения суммировали друг с другом. На основе этих данных определяли относительную плотность ($\rho_{отн}$) и остаточную пористость спеченных образцов.

В результате выявлены заметные отличия плотности образцов при легировании порошками титана

Таблица 1. **Результаты измерения плотности исследуемых сплавов с разными источниками титана после спекания**

Table 1. **Density measurements of the investigated alloys with different titanium sources after sintering**

Сплав	ρ, г/см^3	$\rho_т$, г/см^3	$\rho_{отн}$, %
Х28К15Т_Г	7,45–7,48	7,77	95,9–96,3
Х28К15Т_П	7,59–7,68	7,77	97,7–98,8
Х32К22Т_Г	7,53–7,59	7,81	96,4–97,1
Х32К22Т_П	7,66–7,74	7,81	98,1–99,1

и гидрида титана. Согласно измеренным значениям ρ использование порошка гидрида титана в качестве источника титана приводит к повышению пористости до 3,0–3,5 % у образцов Х32К22Т_Г и до 4 % у Х28К15Т_Г. Согласно нашим предыдущим исследованиям порошковых Fe–Cr–Co-сплавов при данных условиях спекания значение $\rho_{отн}$ обычно составляет ~98 % [11]. При использовании порошка титана сплавы имеют плотность $\rho_{отн}$ ~98÷99 %.

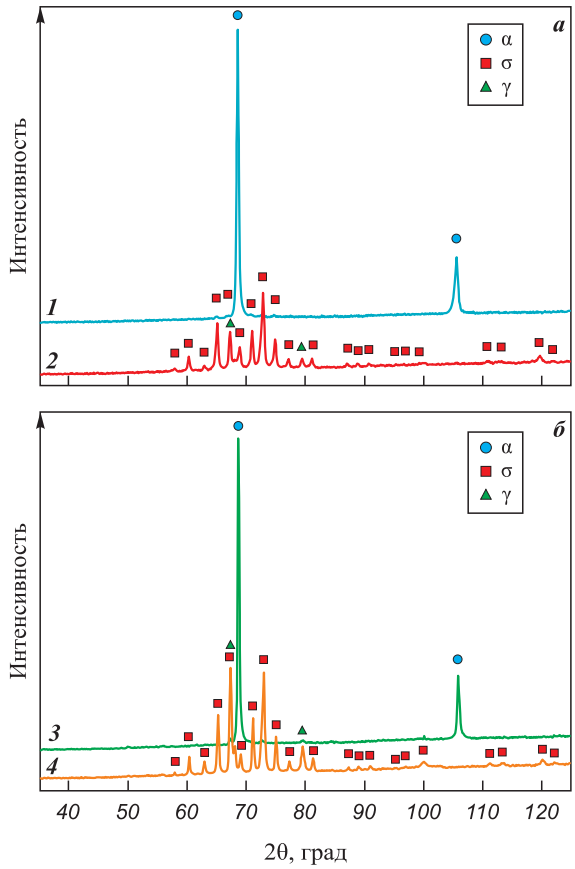


Рис. 1. Дифрактограммы Fe–Cr–Co-сплавов, легированных порошком титана (***а***) и гидридом титана (***б***)

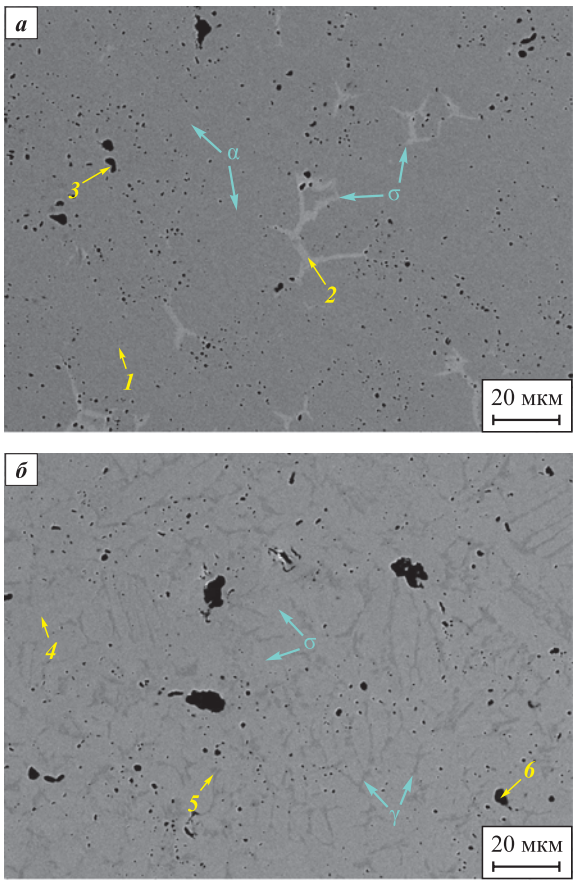
1 – Х28К15Т_Г, ***2*** – Х32К22Т_Г, ***3*** – Х28К15Т_П, ***4*** – Х32К22Т_П

Fig. 1. *X*-ray diffraction patterns of Fe–Cr–Co alloys doped with titanium powder (***а***) and titanium hydride (***б***)

1 – Kh28K15T_H, ***2*** – Kh32K22T_H, ***3*** – Kh28K15T_P, ***4*** – Kh32K22T_P

На рис. 1 представлены результаты исследований фазового состава сплавов с порошком титана ПТС-1 и гидридом титана непосредственно после спекания, а на рис. 2, в качестве примера, – фотографии микроструктуры сплавов Х28К15Т_П и Х32К22Т_П и результаты определения концентраций элементов методом ЭДС для разных структурных составляющих.

Согласно полученным дифрактограммам (рис. 1) фазовый состав сплавов Fe–28Cr–15Co и Fe–32Cr–22Co сильно отличается непосредственно после спекания. Структура образцов Х28К15Т_Г и Х28К15Т_П представляет собой твердый раствор ОЦК α-фазы



Спектр	Содержание, мас. %				
	Fe	Cr	Co	Ti	O
1	54,9	28,7	15,3	1,0	–
2	53,3	29,8	15,4	1,5	–
3	6,3	4,2	1,7	56,4	31,4
4	41,4	34,1	22,2	2,2	–
5	50,2	25,7	23,4	0,7	–
6	0,7	0,9	0,3	62,2	35,9

в

Рис. 2. РЭМ-фотографии микрошлифов сплавов Х28К15Т_П (***а***) и Х32К22Т_П (***б***) после спекания и результаты ЭДС-анализа в точках ***1–6*** (***в***)

Fig. 2. SEM images of microsections of alloys Kh28K15T_P (***а***) and Kh32K22T_P (***б***) after sintering, and EDS analysis results at points ***1–6*** (***в***)

и включения тетрагональной σ-фазы. На фотографии микроструктуры сплава Х28К15Т_П включения σ-фазы (рис. 2, *а*) отображаются как белые полосы в серой матрице α-фазы преимущественно вдоль границ зерен, поскольку, согласно многим исследованиям, появление включений σ-фазы в первую очередь происходит именно там. Элементный состав фаз достаточно близок, во включениях σ-фазы наблюдалась слегка повышенная концентрация хрома.

Структуры сплавов Х32К22Т_Г и Х32К22Т_П представляют собой твердый раствор σ-фазы и включения ГЦК γ-фазы (рис. 1). При этом в них полностью отсутствуют следы α-фазы, что объясняется полиморфным характером α-σ-превращения при охлаждении Fe–Cr–Co-сплавов с повышенной долей Cr и Co. Стоит отметить, что характер рефлексов на дифрактограммах сплавов Х32К22Т_Г и Х32К22Т_П может также указывать на то, что в структуре могут присутствовать 2 различные σ-фазы на основе систем Fe–Cr и Co–Cr, но мало отличающиеся при этом по составу, а также 2 γ-фазы. Для указанных фаз рефлексы могут частично или полностью перекрывать друг друга, что затрудняет их идентификацию.

На фотографии структуры сплава Х32К22Т_П (рис. 2, *б*) в отличие от образца Х28К15Т_П матрица на основе σ-фазы является наиболее светлым структурным элементом, а все включения – более темными. Согласно данным анализа (рис. 2, *в*) во включениях наблюдается повышенная концентрация Fe и пониженная – Cr, что подтверждает наличие в образце γ-фазы. Все оксидные включения, фиксируемые в местах пор, у обоих сплавов являются оксидами титана.

Дифрактограммы сплавов Fe–28Cr–15Co и Fe–32Cr–22Co, содержащих различные источники титана, после термической обработки представлены на рис. 3, а фотографии их микроструктуры – на рис. 4. Структура всех образцов представляет собой твердый раствор ОЦК α-фазы (рис. 3). Разделения спинодальных фаз α_1 и α_2, которые формируются в процессе обработки, на полученных дифрактограммах не наблюдалось из-за уширения пиков. На дифрактограммах образцов Х28К15Т_Г и Х32К22Т_Г присутствуют также рефлексы примесной фазы, которые соответствуют оксидам железа или кобальта, однако, согласно результатам проведенных ранее ЭДС-анализа и картирования [30], все оксидные включения в структуре являются оксидами титана. Кроме того, в Fe–Cr–Co-сплавах из основных компонентов в первую очередь всегда окисляется хром.

Дальнейший анализ показал, что рефлексы примесной фазы соответствуют также гидриду интерметаллического соединения на основе TiCr, что может отчасти объяснить характер пористой структуры образцов, его содержащих (рис. 4, *а*, *б*), однако изначальное количество гидрида титана в системе мало. Гидриды соединений на основе TiCr также характеризуются низкой стабильностью, поэтому для полученных сплавов невозможно с полной уверенностью утверждать, какому из соединений соответствуют рефлексы примесной фазы. Стоит также отметить, что данные рефлексы могут присутствовать на дифрактограммах и после спекания (см. рис. 1, *б*), однако, например при 2θ = 66° и 100°, они перекрываются рефлексами σ-фазы, что еще более усложняет их идентификацию.

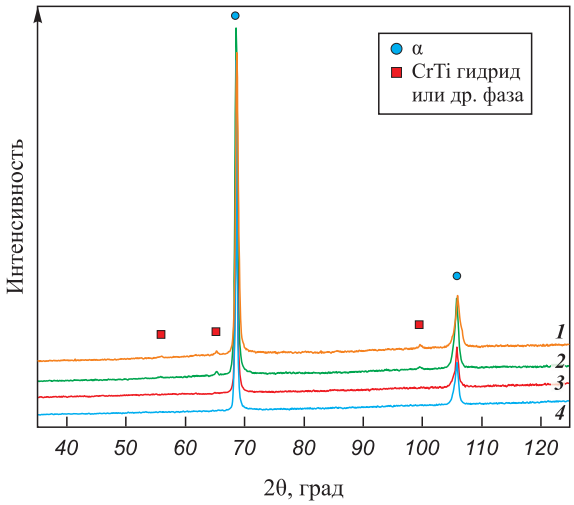


Рис. 3. Дифрактограммы сплавов системы Fe–Cr–Co с добавками титана после термической обработки
1 – Х32К22Т_Г, ***2*** – Х28К15Т_Г, ***3*** – Х32К22Т_П, ***4*** – Х28К15Т_П

Fig. 3. X-ray diffraction patterns of Fe–Cr–Co alloys doped with titanium after heat treatment
1 – Kh32K22T_H, ***2*** – Kh28K15T_H, ***3*** – Kh32K22T_P, ***4*** – Kh28K15T_P

Анализ микроструктуры образцов показал заметные отличия в пористой структуре в зависимости от источника титана. Согласно рис. 4, *а*, *б* у образцов с гидридом титана наблюдается множество продолговатых темных включений, формирующих разветвленную пористую структуру, указывающую на неполное спекание, поскольку такая структура является промежуточной и могла сформироваться в результате неполного дегидрирования титана в процессе нагрева при спекании. Быстрое «залечивание» открытой пористости могло препятствовать части молекул водорода покинуть материал, что затрудняло «залечивание» закрытых пор и привело к формированию продолговатых включений под давлением.

При использовании порошка титана ПТС-1 пористая структура состоит из темных включений размером 5–10 мкм, распределенных относительно равномерно, а также значительно более мелких включений – порядка 1–2 мкм (рис. 4, *в*, *г*). Общая доля включений в структуре сплавов с гидридом титана (рис. 4, *а*, *б*) визуально заметно больше по сравнению с образ-

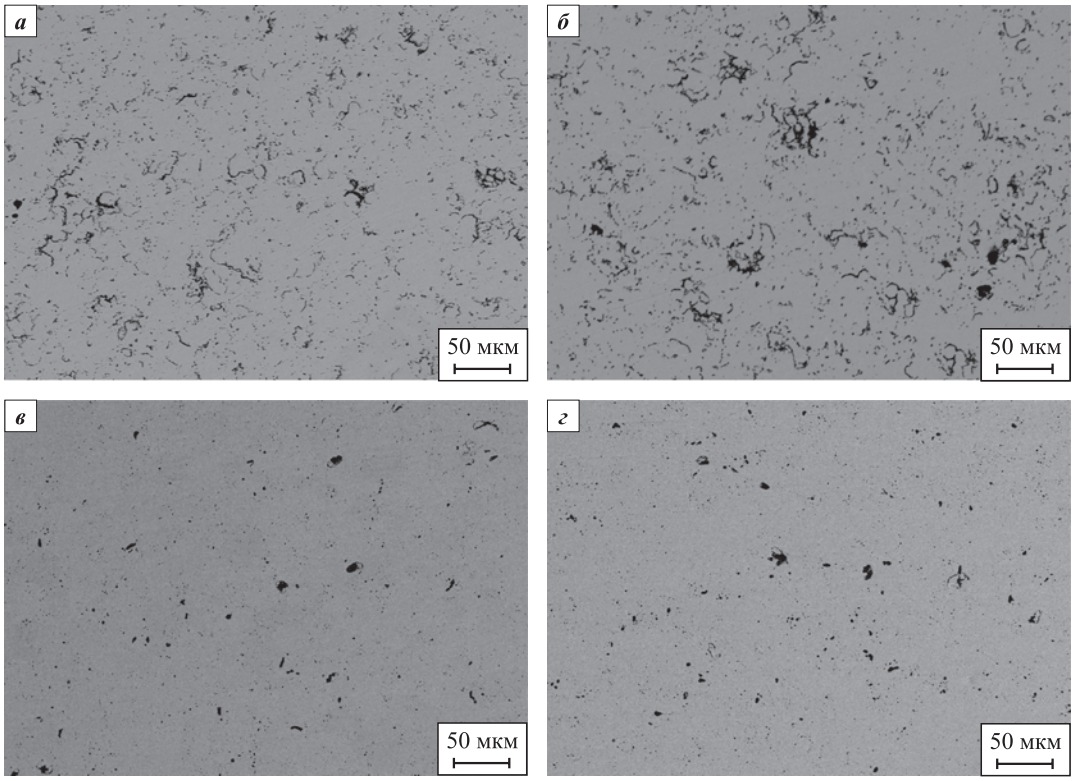


Рис. 4. РЭМ-фотографии микрошлифов сплавов Х28К15Т_Г (***а***), Х32К22Т_Г (***б***), Х28К15Т_П (***в***) и Х32К22Т_П (***г***) после термической обработки

Fig. 4. SEM images of microsections of alloys Kh28K15T_H (***а***), Kh32K22T_H (***б***), Kh28K15T_P (***в***), and Kh32K22T_P (***г***) after heat treatment

цами, содержащими порошок титана (рис. 4, *в*, *г*), что согласуется с результатами измерения их плотности. Кроме того, мелкие включения на рис. 4, *в*, *г* преимущественно собраны в скопления, что может указывать на неполный процесс «залечивания» более крупных исходных пор в процессе спекания.

Исследования магнитных характеристик выявили заметные отличия в показателях B_r, H_c и $(BH)_{max}$ у образцов, содержащих разные источники титана. Зависимости магнитных свойств от режимов термической обработки представлены на рис. 5. Согласно полученным результатам при использовании гидрида титана у обоих сплавов Х28К15Т_Г и Х32К22Т_Г можно наблюдать повышение максимальных показателей коэрцитивной силы H_c (до 41,1 и 57,2 кА/м соответственно) и снижение остаточной индукции B_r (до 0,8 и 0,79 Тл) по сравнению со сплавами с порошком титана Х28К15Т_П и Х32К22Т_П (до 0,84 и 0,82 Тл). Снижение остаточной индукции главным образом происходит из-за повышенной пористости образцов с гидридом титана.

Характер температурных зависимостей остаточной индукции (рис. 5, *а*, *б*) у всех сплавов практически одинаковый: с ростом t_1 значения B_r монотонно снижаются аналогично многим другим изотропным Fe–Cr–Co-сплавам. Заметное увеличение коэрцитивной силы вероятно может быть связано с повышением количества дефектов и внутренних напряжений в структуре из-за неполного процесса дегидрирования титана. Температурные зависимости H_c у всех сплавов имеют максимум при $t_1 \sim 645 \div 650$ °С (рис. 5, *в*, *г*). При этом как для H_c, так и для B_r изменение температуры на 5 °С может сильно сказываться на их значениях, что подчеркивает чувствительность процесса спинодального распада и конечных характеристик сплавов к условиям обработки. Зависимости максимального энергетического произведения $(BH)_{max}$ (рис. 5, *д*, *е*) для сплавов с разными источниками титана оказались достаточно близкими в результате повышения одной из характеристик, но снижения другой. Наиболее высокие показатели $(BH)_{max}$ составили 11,0–11,5 кДж/м^3 у сплавов Х28К15Т_Г и Х28К15Т_П и 14,0–14,5 кДж/м^3 у Х32К22Т_Г и Х32К22Т_П.

Было проведено сравнение механических характеристик исследуемых Fe–Cr–Co-сплавов, содержащих разные источники титана. Образцы с наилучшим набором магнитных свойств испытывали на сжатие. Экспериментальные кривые деформирования представлены на рис. 6, а результаты определения механических характеристик – в табл. 2. Испытания проводили до 25 %-ной степени деформации (ε).

Анализ кривых деформирования (рис. 6) показывает, что все исследуемые в работе сплавы с добавками титана являются достаточно пластичными. За исключением Х32К22Т_П, все остальные образцы деформировались без разрушения до 25 %-ной степени деформации. Повышение содержаний хрома и кобальта в сплавах привело к увеличению предела текучести ($\sigma_{0,2}$) с 1000 до 1200–1400 МПа (табл. 2). При этом кривые деформирования сплавов, содержащих разные источники титана, мало отличаются друг от друга, несмотря на разницу в пористой структуре и магнитных свойствах (рис. 6).

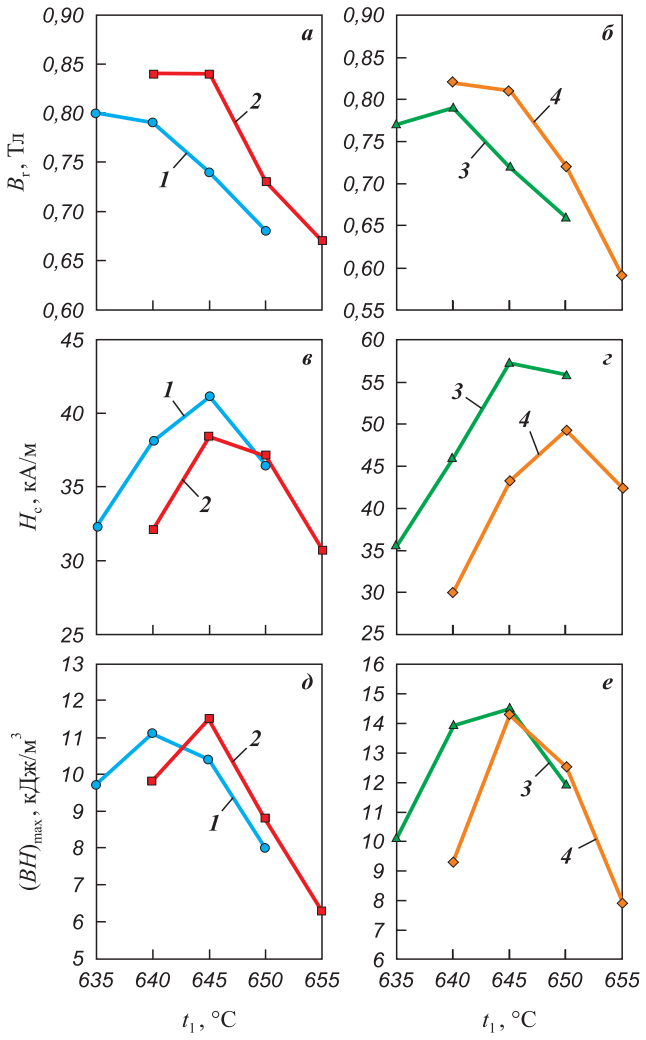


Рис. 5. Зависимости остаточной индукции (***а***, ***б***), коэрцитивной силы (***в***, ***г***) и максимального энергетического произведения (***д***, ***е***) от температуры термообработки (t_1) исследуемых сплавов системы Fe–Cr–Co, содержащих разные источники титана

1 – Х28К15Т_Г, ***2*** – Х28К15Т_П, ***3*** – Х32К22Т_Г, ***4*** – Х32К22Т_П

Fig. 5. Dependencies of residual induction (***а***, ***б***), coercivity (***в***, ***г***), and maximum energy product (***д***, ***е***) on the heat treatment t_1 for the investigated Fe–Cr–Co alloys containing different titanium sources

1 – Kh28K15T_H, ***2*** – Kh28K15T_P, ***3*** – Kh32K22T_H, ***4*** – Kh32K22T_P

Таблица 2. **Результаты определения предела текучести ($\sigma_{0,2}$), прочности на сжатие (σ_c) и деформации при разрушении (ε_f) исследуемых сплавов, содержащих разные источники титана**

Table 2. **Results of yield strength $\sigma_{0,2}$, compressive strength σ_c, and fracture strain ε_f measurements for the investigated alloys containing different titanium sources**

Сплав	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_c, МПа	ε_f (100 %)
Х28К15Т_Г	990 ± 30	>1580	>25,0
Х28К15Т_П	1000 ± 30	>1650	>25,0
Х32К22Т_Г	1400 ± 40	>1850	>25,0
Х32К22Т_П	1240 ± 30	1850 ± 10	23,6

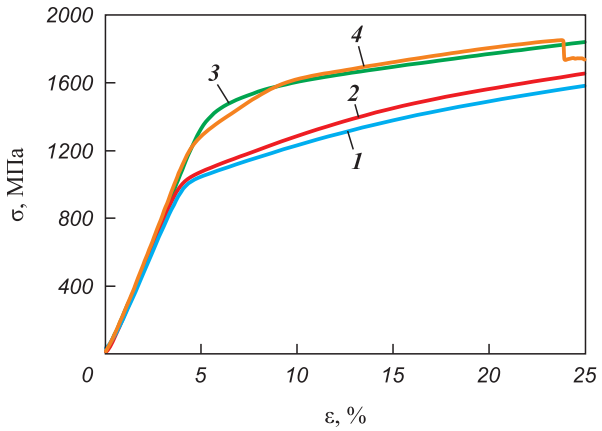


Рис. 6. Кривые деформирования образцов исследуемых сплавов системы Fe–Cr–Co, содержащих разные источники титана

1 – Х28К15Т_Г, ***2*** – Х28К15Т_П, ***3*** – Х32К22Т_Г, ***4*** – Х32К22Т_П

Fig. 6. Stress–strain curves of the investigated Fe–Cr–Co alloy samples containing different titanium sources

1 – Kh28K15T_H, ***2*** – Kh28K15T_P, ***3*** – Kh32K22T_H, ***4*** – Kh32K22T_P

Выводы

В результате исследования порошковых магнитотвердых Fe–Cr–Co-сплавов, легированных титаном из разных источников, установлено следующее.

1. Использование порошка гидрида титана для легирования приводит к повышению остаточной пористости сплавов с 2 до 4 %. Исследования фазового состава показали наличие примесной фазы в образцах, которая, вероятнее всего, является гидридом интерметаллического соединения на основе TiCr. Анализ пористой структуры указывает на то, что в образцах с гидридом титана она является разветвленной, которая характерна для неполного спекания. Таким образом, основной причиной повышенной пористости является неполное дегидрирование гидрида титана в процессе нагрева при спекании.

2. Исследования магнитных свойств показали, что образцы, в которых использовался порошок титана ПТС-1, имеют более высокие значения остаточной индукции (B_r – до 0,84 Тл) по сравнению с образцами, легированными гидридом титана, что связано с меньшей остаточной пористостью. С другой стороны, образцы с гидридом титана имеют более высокие значения коэрцитивной силы (H_c – до 57,2 кА/м).

3. Механические испытания на сжатие показали, что, несмотря на разницу в плотности и магнитных свойствах, кривые деформирования сплавов с разными источниками титана практически идентичны. Образцы Fe–32Cr–22Co–2Ti показали более высокие значения предела текучести $\sigma_{0,2}$ = 1200÷1400 МПа по сравнению с Fe–28Cr–15Co–2Ti ($\sigma_{0,2}$ = 1000 МПа). Все исследуемые в работе сплавы с добавками титана оказались достаточно пластичными, а большинство из них деформировались без разрушения до 25 %-ной степени деформации.

Список литературы / References

1. Kaneko H., Homma M., Minowa T. Effect of V and V+Ti additions on the structure and properties of Fe–Cr–Co ductile magnet alloys. *IEEE Transactions on Magnetics*. 1976;12(6):977–979. https://doi.org/10.1109/TMAG.1976.1059239
2. 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
3. Перминов А.С., Масленников С.О., Лилеев А.С., Шуваева Е.А., Столяров В.Л., Жуков Д.Г. Моделирование пространственного распределения концентраций элементов и кинетики изменения количества фаз при распаде твердого раствора в сплаве Fe–Cr–Co. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2010;53(3):32–34.

   Perminov A.S., Maslennikov S.O., Lileev A.S., Shuvaeva E.A., Stolyarov V.L., Zhukov D.G. Concentration distribution of elements and variation in phase composition during solid-solution decomposition in Fe–Cr–Co alloy. *Steel in Translation*. 2010; 40(3):216–218. https://doi.org/10.3103/S0967091210030058
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.

   Belozerov E.V., Mushnikov N.V., Ivanova G.V., Shchegoleva N.N., Serikov V.V., Kleinerman N.M., Vershinin A.V., Uimin M.A. High-strength magnetically hard Fe–Cr–Co-based alloys with reduced content of chromium and cobalt. *The Physics of Metals and Metallography*. 2012;113(4):319–325. https://doi.org/10.1134/S0031918X12040023
5. Korneva A., Korznikova G., Berent K., Korznikov A., Kashaev R., Bogucka J., Sztwiertnia K. Microstructure evolution and magnetic properties of hard magnetic FeCr22Co15 alloy subjected to tension combined with torsion. *Journal of Alloys and Compounds*. 2014;615(S1):S300–S303. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.01.207
6. Han X.H., Bu S.J., Wu X., Sun J.B., Zhang Y., Cui C.X. Effects of multi-stage aging on the microstructure, domain structure and magnetic properties of Fe-24Cr-12Co-1.5Si ribbon magnets. *Journal of Alloys and Compounds*. 2017; 694:103–110. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.09.316
7. Xiang Z., Zhang L., Xin Y., An B., Niu R., Mardani M., Siegrist T., Lu J., Goddard R.E., Man T., Wang E., Han K. Ultrafine microstructure and hardness in Fe–Cr–Co alloy induced by spinodal decomposition under magnetic field. *Materials and Design*. 2021;199:109383. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.109383
8. 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
9. Ефремов Д.Б., Герасимова А.А. Получение магнитов из материала системы Fe–Cr–Co методами селективного лазерного спекания. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2021;64(10):721–727. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-10-721-727

   Efremov D.V., Gerasimova A.A. Production of Fe–Cr–Co-based magnets by selective laser sintering. *Steel in Translation*. 2021;51(10):688–692. https://doi.org/10.3103/s0967091221100028
10. 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

    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
11. Ustyukhin A.S., Ankudinov A.B., Zelensky V.A., Alymov M.I., Milyaev I.M., Vompe T.A. Synthesis, thermal treatment, and characterization of sintered hard magnetic Fe–30Cr–16Co alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2022;902:163754. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.163754
12. Zhukov A.S., Kuznetsov P.A., Kamynin A.V., Gavrikov I.S., Barakhtin B.K. Multifractal analysis and magnetic properties of magnetically hard Fe–Cr–Co alloy produced by selective laser melting. *Russian Engineering Research*. 2021;41(4):325–328. https://doi.org/10.3103/S1068798X21040250
13. He Y., Zhang H., Su H., Shen P., Hou Y., Zhou D. In situ alloying of Fe–Cr–Co permanent magnet by selective laser melting of elemental iron, chromium and cobalt mixed

powders. *Metals*. 2022;12(10):1634. https://doi.org/10.3390/met12101634

14. Mairhofer T., Arneitz S., Hofer F., Sommitsch C., Kothleitner G. Micro- and nanostructure of additively manufactured, in-situ alloyed, magnetic spinodal $Fe_{54}Cr_{31}Co_{15}$. *Journal of Materials Science*. 2023;58:7119–7135. https://doi.org/10.1007/s10853-023-08445-z
15. Генералова К.Н., Ряпосов И.В., Шацов А.А. Влияние добавок Mo и W на гистерезисные магнитные свойства порошкового гребневого сплава. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2019;(10):72–77. https://doi.org/10.30906/mitom.2019.10.72-77

    Generalova K.N., Ryaposov I.V., Shatsov A.A. Effect of Mo and W additions on the magnetic hysteresis properties of a powder ridge alloy. *Metal Science and Heat Treatment*. 2020;61:657–662. https://doi.org/10.1007/s11041-020-00474-8
16. Amini Rastabi R., Ghasemi A., Tavoosi M., Ramazani M. Magnetic features of Fe–Cr–Co alloys with tailoring chromium content fabricated by spark plasma sintering. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2017;426:744–752. https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2016.10.132
17. He Y., Hou Y., Shen P., Zhang H., Zhou D., Su H. Fabricating functionally graded Fe–Cr–Co permanent magnetic alloys via laser powder bed fusion. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2024;31:729–737. https://doi.org/10.1007/s42243-023-01088-z
18. 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
19. Liu J.T., Xu X.L., Feng G.N., Yang X.Y., Zhao D., Zuo M.G., Liu C.Y., Feng C., Liu S., Li B.H., Yu G.H. Coercivity modulation of FeCoCrMoTi films by artificial magnetic phase defects engineering based on multilayer structure. *Acta Materialia*. 2023;259:119241. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2023.119241
20. Zhao D., Xu X.L., Cao Y., Zhai M.Y., Lu S., Kang P., Liu J.T., Yang X.Y., Zuo M.G., Liu C.Y., Hu W.Y., Ma X.J., Yu G.H. Improving magnetic properties of FeCrCo films by facilitating the internal α-γ phase transition through Pt diffusion. *Acta Materialia*. 2025;282:120469. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2024.120469
21. Перминов А.С., Масленников С.О., Лилеев А.С., Шуваева Е.А., Введенский В.Ю. Моделирование изотермического распада в сплаве Fe–Cr–Co. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2009;52(9):55–56.

    Perminov A.S., Maslennikov S.O., Lileev A.S., Shuvaeva E.A., Vvedenskii V.Y. Isothermal decomposition in Fe–Cr–Co alloy. *Steel in Translation*. 2009;39(9):755–756. https://doi.org/10.3103/S0967091209090083
22. Zhang L., Xiang Z., Li X., Wang E. Spinodal decomposition in Fe–25Cr–12Co alloys under the influence of high magnetic field and the effect of grain boundary. *Nanomaterials*. 2018;8(8):578. https://doi.org/10.3390/nano8080578
23. Iwaizako H., Okugawa M., Saito K., Koizumi Y., Chiba A., Tachiya Y., Ohnuma M., Kuritani K. Spinodal decomposition in plastically deformed Fe–Cr–Co magnet alloy. *ISIJ International*. 2022;62(6):1268–1274. https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2021-441
24. Козвонин В.А., Шацов А.А., Ряпосов И.В., Генералова К.Н., Спивак Л.В. Фазовые превращения и свойства концентрационно-неоднородных магнитных материалов на основе системы Fe–30%Cr–27%Co. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2019;13(1):82–90. https://doi.org/10.17073/1997-308X-2019-1-82-90

    Kozvonin V.A., Shatsov A.A., Ryaposov I.V., Generalova K.N., Spivak L.V. Phase transformations and properties of concentration-inhomogeneous magnetic materials based on the Fe–30%Cr–27%Co system. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2019;13(1):82–90. (In Russ.). https://doi.org/10.17073/1997-308X-2019-1-82-90
25. Ahmad Z., ul Haq A., Yan M., Iqbal Z. Evolution of phase, texture, microstructure and magnetic properties of Fe–Cr–Co–Mo–Ti permanent magnets. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2012;324:2355–2359. https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2012.02.040
26. 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
27. Ustyukhin A.S., Zelenskii V.A., Milyaev I.M., Shustov V.S., Yusupov V.S. Studies of properties of isotropic hard magnetic powder alloys Fe–30Cr–20Co–2Mo (Kh30K20M2) doped with niobium. *Steel in Translation*. 2022;52(10):996–1002. https://doi.org/10.3103/S096709122210014X
28. 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

    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
29. Ustyukhin A.S., Zelensky V.A., Milyaev I.M., Alymov M.I., Ashmarin A.A., Ankudinov A.B., Sergienko K.V. Synthesis and magnetic hysteresis properties of an aluminum-doped isotropic hard-magnetic Fe–Cr–Co powder alloy. *Inorganic Materials: Applied Research*. 2024;15(2):480–488. https://doi.org/10.1134/S2075113324020424
30. Устюхин А.С., Зеленский В.А., Миляев И.М., Шустов В.С., Шибакова Н.С. Влияние индивидуальных легирующих добавок на плотность и магнитные свойства изотропного магнитотвердого сплава Fe–28Cr–15Co. *Сталь*. 2025;1:45-51.

    Ustyukhin A.S., Zelensky V.A., Milyaev I.M., Shustov V.S., Shibakova N.S. Influence of individual dopants on density and magnetic properties of isotropic hard magnetic Fe–28Cr–15Co alloy. *Stal'*. 2025;1:45-51. (In Russ.).

Сведения об авторах

Алексей Сергеевич Устюхин – к.т.н., мл. науч. сотрудник лаборатории физикохимии поверхности и ультрадисперсных порошковых материалов Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН)
ORCID: 0000-0003-1578-4883
E-mail: fcbneo@yandex.ru

Виктор Александрович Зеленский – к.ф.-м.н., вед. науч. сотрудник лаборатории физикохимии поверхности и ультрадисперсных порошковых материалов ИМЕТ РАН
ORCID: 0000-0002-4441-9132
E-mail: zelensky55@bk.ru

Игорь Матвеевич Миляев – д.т.н., вед. науч. сотрудник лаборатории пластической деформации металлических материалов ИМЕТ РАН
ORCID: 0000-0002-0591-2645
E-mail: imilyaev@mail.ru

Дмитрий Юрьевич Ковалев – д.ф-м.н., зав. лабораторией рентгеноструктурных исследований Института структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова Российской академии наук (ИСМАН)
ORCID: 0000-0002-8285-5656
E-mail: kovalev@ism.ac.ru

Вадим Сергеевич Шустов – к.т.н., науч. сотрудник лаборатории физикохимии поверхности и ультрадисперсных порошковых материалов ИМЕТ РАН
ORCID: 0000-0001-6395-3747
E-mail: vshscience@mail.ru

Михаил Иванович Алымов – д.т.н., чл.кор. РАН, директор ИСМАН, зав. лабораторией физикохимии поверхности и ультрадисперсных порошковых материалов ИМЕТ РАН
ORCID: 0000-0001-6147-5753
E-mail: mialymov@mail.ru

Information about the Authors

Aleksei S. Ustyukhin – Cand. Sci. (Eng.), Junior Research Scientist at the Laboratory of Physical Chemistry of Surfaces and Ultrafine Powder Materials, A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the Russian Academy of Sciences Russian Federation (IMET RAS)
ORCID: 0000-0003-1578-4883
E-mail: fcbneo@yandex.ru

Viktor A. Zelensky – Cand. Sci. (Phys.-Math.), Leading Researcher at the Laboratory of Physical Chemistry of Surfaces and Ultrafine Powder Materials, IMET RAS
ORCID: 0000-0002-4441-9132
E-mail: zelensky55@bk.ru

Igor M. Milyaev – Dr. Sci. (Eng.), Leading Researcher at the Laboratory of Plastic Deformation of Metallic Materials, IMET RAS
ORCID: 0000-0002-0591-2645
E-mail: imilyaev@mail.ru

Dmitry Yu. Kovalev – Dr. Sci. (Phys.-Math.), Head of the Laboratory of *X*-Ray Investigation, Merzhanov Institute of Structural Macrokinetic and Materials Science Russian Academy of Sciences (ISMAN)
ORCID: 0000-0002-8285-5656
E-mail: kovalev@ism.ac.ru

Vadim S. Shustov – Cand. Sci. (Eng.), Senior Research Scientist at the Laboratory of Physical Chemistry of Surfaces and Ultrafine Powder Materials, IMET RAS
ORCID: 0000-0001-6395-3747
E-mail: vshscience@mail.ru

Mikhail I. Alymov – Dr. Sci. (Eng.), Corresponding Member of RAS, Director of ISMAN, Head of the Laboratory of Physical Chemistry of Surfaces and Ultrafine Powder Materials, IMET RAS
ORCID: 0000-0001-6147-5753
E-mail: mialymov@mail.ru

Вклад авторов

А. С. Устюхин – определение цели работы, проведение исследований структуры электронной микроскопией, участие в обсуждении результатов, написание текста статьи.
В. А. Зеленский – определение цели работы, подготовка смесей, прессование, спекание и закалка образцов, участие в обсуждении результатов и редактировании статьи.
И. М. Миляев – термическая обработка и измерение магнитных свойств образцов.
Д. Ю. Ковалев – рентгенофазовый анализ образцов и обсуждение результатов.
В. С. Шустов – измерение плотности, подготовка образцов для механических испытаний на сжатие, участие в обсуждении результатов.
М. И. Алымов – определение цели работы, участие в обсуждении результатов.

Contribution of the Authors

A. S. Ustyukhin – defined the research objectives, performed electron microscopy analysis of the structure, participated in discussion of results, and wrote the manuscript.
V. A. Zelensky – research objectives, conducted powder mixing, pressing, sintering, and quenching of the samples, participated in the discussion of the results, and contributed to manuscript editing.
I. M. Milyaev – carried out heat treatment and magnetic property measurements.
D. Yu. Kovalev – performed *X*-ray phase analysis and participated in discussion of results.
V. S. Shustov – measured the density, prepared samples for compression testing, and participated in discussion of results.
M. I. Alymov – defined the research objectives and participated in discussion of results.

Статья поступила 28.02.2025 г.
Доработана 19.03.2025 г.
Принята к публикации 24.03.2025 г.

Received 28.02.2025
Revised 19.03.2025
Accepted 24.03.2025