

УДК 621.318.122 : 548.526 : 537.624.3
DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2019-1-82-90

Фазовые превращения и свойства концентрационно-неоднородных магнитных материалов на основе системы Fe–30%Cr–27%Co

© 2019 г. В.А. Козвонин, А.А. Шацов, И.В. Ряпосов, К.Н. Генералова, Л.В. Спивак

Пермская научно-производственная приборостроительная компания

Пермский национальный исследовательский политехнический университет (ПНИПУ)

Статья поступила в редакцию 08.01.19 г., доработана 30.01.19 г., подписана в печать 06.02.19 г.

Исследованы фазовые и структурные превращения порошкового магнитотвердого сплава системы Fe–30%Cr–27%Co–1%Si–0,07%B с метастабильным $\alpha_1+\alpha_2$ -фазовым составом, повышенным содержанием кобальта и высоким уровнем магнитных свойств. Плотность и коэффициент вариации концентрации основных элементов спеченных заготовок на уровне деформируемых аналогов достигнуты спеканием в α -фазе с контактным плавлением в присутствии «исчезающей» жидкой фазы, образующейся за счет добавок ферросплавов кремния и бора. Предложен кинетический подход к созданию конкурентоспособного магнитотвердого сплава с высокой долей сильномагнитной фазы. Установлено влияние добавок бора на инкубационный период образования нежелательной σ -фазы и температурный интервал концентрационного расслоения α -твердого раствора на сильномагнитную α_1 -фазу и слабомагнитную α_2 -фазу. Методами оптической микроскопии, рентгенофазового анализа и дифференциальной сканирующей калориметрии определены температурно-временные параметры термической обработки сплава, включающей закалку, термомагнитную обработку (ТМО) и окончательное старение, обеспечивающие требуемое сочетание H_c и B_r за счет повышения устойчивости метастабильной α -фазы до 20 мин в интервале температур спинодального распада $\alpha \rightarrow \alpha_1 + \alpha_2$. Наибольшее повышение магнитных свойств после ТМО, наблюдаемое на 1-й и 2-й ступенях окончательного старения, связано с дораспадом α -твердого раствора и формированием субзеренных границ. Элементы полученной структуры характеризуются субмикронными и нанометрическими размерами, коррелирующими с результатами исследований деформируемых сплавов на основе системы Fe–Cr–Co. Анизотропное $\alpha_1+\alpha_2$ -структурное состояние, достигнутое термомагнитной обработкой, обеспечивало повышение характеристик магнитных свойств исследованного порошкового сплава 30X27КСРА до 30 % и коэффициент прямоугольности петли магнитного гистерезиса 0,82.

Ключевые слова: порошковые магниты, жидкофазное спекание, Fe–Cr–Co, спинодальный распад, метастабильная фаза, σ -фаза, бориды, анизотропная структура, термомагнитная обработка.

Козвонин В.А. – канд. техн. наук, инженер-технолог завода прецизионной механики ПАО «Пермская научно-производственная приборостроительная компания» (614990, г. Пермь, ул. 25 Октября, 106). E-mail: kozzzvonin@gmail.com.

Шацов А.А. – докт. техн. наук, проф. кафедры «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов» (МТО) Пермского национального исследовательского политехнического университета (ПНИПУ) (614990, г. Пермь, Комсомольский пр-т, 29). E-mail: shatsov@pstu.ru.

Ряпосов И.В. – канд. техн. наук, доцент кафедры МТО, ПНИПУ. E-mail: riv@mail.ru.

Генералова К.Н. – аспирант МТО, ПНИПУ. E-mail: generalovakn_21_1992@mail.ru.

Спивак Л.В. – докт. физ.-мат. наук, проф. кафедры МТО, ПНИПУ. E-mail: lspivak@psu.ru.

Для цитирования: 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.

Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2019. No. 1. С. 82–90.

DOI: dx.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

The phase and structural transformations of a powder magnetically hard alloy of the system Fe–30%Cr–27%Co–1%Si–0,07%B with a metastable $\alpha_1+\alpha_2$ phase composition, a high content of cobalt, and a high level of magnetic properties were studied. The density and coefficient of variation of the concentration of the main elements of the sintered blanks at the level of deformable analogs are achieved by sintering in the α -phase with contact melting in the presence of a «vanishing» liquid phase formed due to the addition of silicon and boron ferroalloys. A kinetic approach to the development of a competitive hard magnetic alloy with a high proportion of

the strongly magnetic phase is proposed. The effect of boron additions on the incubation period of the formation of an undesirable σ -phase and the temperature range of the concentration stratification of the α -solid solution on the strongly magnetic α_1 -phase and the weakly magnetic α_2 -phase were established. Optical microscopy, X-ray phase analysis and differential scanning calorimetry were used to determine temperature and time parameters of heat treatment of the alloy, including hardening, thermomagnetic treatment (TMT) and final aging, providing the required combination of H_c and B_r by increasing the stability of the metastable α -phase up to 20 minutes in the interval temperatures of spinodal decomposition $\alpha \rightarrow \alpha_1 + \alpha_2$. The greatest increase in magnetic properties after TMT, observed at the 1st and 2nd steps of final aging, is related to the decomposition of the α -solid solution and the formation of subgrain boundaries. Elements of the obtained structure are characterized by submicron and nanometric sizes, which correlate with the research results on deformable alloys based on the Fe – Cr – Co system. The anisotropic $\alpha_1 + \alpha_2$ -structural state achieved by thermomagnetic treatment provided an increase in the magnetic properties of the studied 30H27KSR powder alloy to 30 % and the squareness coefficient of the magnetic hysteresis loop equal to 0,82 .

Keywords: powder magnets, liquid phase sintering, Fe – Cr – Co, spinodal decomposition, metastable phase, σ -phase, borides, anisotropic structure, thermomagnetic treatment.

Kozvonin V.A. – Cand. Sci. (Tech.), engineer-technologist of Precision mechanics plant, PJSC «Perm Scientific Industrial Instrument-Making Company» (614990, Russia, Perm, October 25th str., 106). E-mail: kozzvonin@gmail.com.

Shatsov A.A. – Dr. Sci. (Tech.), prof. of the Department «Metal science, heat and laser treatment of metals» of the Perm National Research Polytechnic University (PNRPU) (614990, Russia, Perm, Komsomolskii pr., 29). E-mail: shatsov@pstu.ru.

Ryaposov I.V. – Cand. Sci. (Tech.), assistant prof. of the Department «Metal science, heat and laser treatment of metals» of the PNRPU. E-mail: riv@mail.ru.

Generalova K.N. – postgraduate student of the Department «Metal science, heat and laser treatment of metals» of the PNRPU. E-mail: generalovakn_21_1992@mail.ru.

Spival L.V. – Dr. Sci. (Phys.-Math.), prof. of the Department «Metal science, heat and laser treatment of metals» of the PNRPU. E-mail: lspivak@psu.ru.

Citation: Kozvonin V.A., Shatsov A.A., Ryaposov I.V., Generalova K.N., Spival L.V. Phase transformations and properties of concentration-inhomogeneous magnetic materials based on the Fe–30%Cr–27% Co system. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2019. No. 1. P. 82–90 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2019-1-82-90.

Введение

Одной из приоритетных материаловедческих задач является создание прецизионных магнитных сплавов для приборостроения. Большинство магнитов, в том числе из сплавов с редкоземельными элементами, имея высокий уровень магнитных свойств, склонны к хрупкому разрушению при обработке давлением и резанием, что затрудняет получение изделий с точными размерами. Сплавы на основе системы Fe–Cr–Co (ХК) обладают магнитными свойствами на уровне сплавов систем Fe–Ni–Co и Fe–Al–Ni–Co, но превосходят их по технологичности [1–3], так как на этапе формирования однородного α -твердого раствора отличаются высокой надежностью и подвергаются механической обработке без существенного ущерба характеристикам магнитного гистерезиса и риска образования трещин. Равновесная структура сплавов ХК состоит, главным образом, из смеси частиц α -феррита и σ -фазы и не удовлетворяет требованиям к магнитным сплавам. Повышение магнитных свойств сплавов ХК достигается формированием концентрационно-неоднородной метастабильной структуры, полученной в результате спиноподобного распада пересыщенного твердого раствора на сильномагнитную α_1 -фазу субми-

кронного размера и слабомагнитную α_2 -матрицу [4, 5]. Ключевым фактором повышения магнитных свойств сплавов ХК являются количество и морфология упорядоченной α_1 -фазы. Создание анизотропной структуры с преимущественной ориентацией элементов при термомагнитной обработке (ТМО) оказывает положительное влияние на уровень основных характеристик магнитного гистерезиса [6].

Практический интерес для точного машиностроения представляет возможность получения из ХК-сплавов изделий широкого спектра форм и размеров спеканием порошковых заготовок из поликомпонентной шихты. Для порошковых материалов характерны невысокие магнитные свойства и неоднородность по плотности и распределению компонентов [7]. На практике концентрационная неоднородность компонентов порошкового сплава существенно затрудняет достижение уровня магнитных свойств, сопоставимого с деформированными и направленно кристаллизованными аналогами [8].

Решение задачи улучшения магнитных свойств порошковых сплавов ХК возможно за счет добавок кремния, способствующего при содержании 1,04 %

повышению показателей H_c и B_r [9], и увеличения доли кобальта, позволяющего получить при закалке пересыщенный твердый раствор и содержащегося после спиноподального распада преимущественно в сильномагнитной α_1 -фазе [10]. Однако кобальт является активным σ -образующим элементом, и повышение его содержания в системе Fe—Cr—Co приводит к снижению устойчивости α -твердого раствора в интервале $\alpha \rightarrow \alpha_1 + \alpha_2$ -превращения и расширению области существования σ -фазы [11, 12].

Область превращения $\alpha \rightarrow \sigma$ в сплавах ХК с различным содержанием кобальта имеет С-образную форму с наименьшим инкубационным периодом при температуре 750 °С. Известно, что межзеренные границы являются центрами преимущественного зарождения частиц σ -фазы [13], а рост этой фазы возможен по сдвиговому механизму, следовательно, соотношение элементов в σ -фазе может не отличаться от металлической матрицы (α -фазы) [14]. Модифицирование сплавов на основе системы Fe—Cr—Co горюфильными элементами направлено на компенсацию влияния кобальта на склонность к образованию σ -фазы в области межзеренных границ.

Пористость и концентрационная неоднородность порошковых заготовок могут быть минимизированы спеканием в α -фазе с реализацией контактного плавления в присутствии «исчезающей» жидкой фазы. Жидкофазное спекание осуществляют при добавлении ферросплавов (феррокремний, ферротитан, ферробор и др.) [15, 16]. Требования к добавкам, позволяющим добиться данного эффекта, сводятся к отсутствию негативного влияния на кинетическую устойчивость α -фазы в интервале температур спиноподального распада и слабого влияния на магнитные свойства образующихся твердых растворов. Указанным требованиям удовлетворяют ферросплавы кремния и бора, имеющие температуры плавления несколько ниже температуры спекания [17].

Материалы и методики

Исследовали концентрационно-неоднородный сплав, обозначенный 30Х27КСР (Fe + 30 % Cr + 27 % Co + 1 % Si + 0,07 % В). Содержание бора, вводимого для жидкофазного спекания и смещения конкурирующих $\alpha \rightarrow \alpha_1 + \alpha_2$ - и $\alpha \rightarrow \sigma$ -превращений в сторону спиноподального распада, было ограничено 0,07 % в соответствии с результатами

известных работ [16, 18]. Магнитные свойства образцов 30Х27КСР сопоставляли с аналогичными характеристиками деформируемого сплава 30Х23К (ГОСТ 24897-81). Изучали образцы с изотропной (без ТМО) и анизотропной (с ТМО) структурами.

В качестве исходных компонентов шихты использовали следующие порошки: железа ОСЧ 6-2 (ТУ 6-09-05808008-262-92), хрома ПХ-1С (ТУ 14-5-298-99), кобальта ПК-1 (ГОСТ 9721-79), феррокремния ФС25 (ГОСТ 1415-93) и ферробора ФБ6 (ГОСТ 14848-69). Порошковую смесь получали в смесителе со смещенной осью вращения в течение 12 ч усреднением порошков, просеянных вибрационно через сито с размером ячейки 63 мкм (ГОСТ Р 51568-99). Навески прессовали при комнатной температуре в закрытых пресс-формах при давлении 600 МПа. Прессовки спекали в вакууме с остаточным давлением 10^{-2} Па при $t = 1350$ °С, $\tau = 2$ ч. Для получения однородного α -твердого раствора спеченные заготовки нагревали в интервале $\tau = 1300 \div 1400$ °С и закаливали в 15 %-ном водном растворе хлорида натрия с воздушным барботажем. Температуру распада закаленной α -фазы определяли после первого этапа старения без воздействия внешнего магнитного поля при $t = 600 \div 680$ °С в течение 20 и 40 мин. Анизотропную $\alpha_1 + \alpha_2$ -структуру формировали термомагнитной обработкой при $t = 670$ °С, $\tau = 20$ мин. Второй этап старения с целью дораспада α -фазы проводили ступенчато при $t = 600$ °С ($\tau = 1,5$ ч), 580 °С (2 ч), 560 °С (3 ч), 540 °С (3 ч), 520 °С (2 ч) без магнитного поля. После каждой ступени образцы охлаждали на воздухе до температуры окружающей среды.

Плотность образцов после прессования и спекания определяли гидростатическим взвешиванием (ГОСТ 25281-82).

Для оценки концентрационной неоднородности распределения основных элементов использовали статистический микрорентгеноспектральный анализ [7].

Коэффициент вариации концентрации рассчитывали с учетом результатов измерения в 250—300 точках на шлифованной поверхности образцов по формуле $V = \sqrt{D}/C$, где D — дисперсия концентрации элемента, C — средняя концентрация.

Металлографический анализ проводили методом световой микроскопии при увеличениях $\times 100$, 500 и 1000 на микроскопе GX-51 (Olympus Corp., Япония). Структуру высокого разрешения исследовали при увеличениях до $\times 50\,000$ на электронном микроскопе «Mira 3 LM» (Tescan, Чехия).

Фазовый состав сплава 30X27КСП определяли в диапазоне изменения углов съемки 2θ , характерных для локальных максимумов интенсивности отражения α -, σ -, γ -фаз, боридов FeB и Fe₂B, на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3 (АО «ИЦ «Буревестник», г. Санкт-Петербург) в кобальтовом и медном K_{α} -излучении при ускоряющем напряжении 30 кВ и силе тока 5 мА. Наличие и долю σ -фазы оценивали сопоставлением дифрактограмм [19] и сравнением с изображениями микроструктуры образцов с различным соотношением σ - и α -фаз.

Фазовые переходы изучали при непрерывном нагреве и охлаждении на дифференциальном сканирующем калориметре (ДСК) «STA 449 C Jupiter» (NETZSCH-Gerätebau GmbH, Германия). Исследования проводили на навесках до 3 г в среде аргона. Скорости нагрева и охлаждения составляли 10 °С/мин.

Коэрцитивную силу (H_c), остаточную магнитную индукцию (B_r) и максимальное магнитное произведение ($(BH)_{max}$) определяли согласно ГОСТ 24897-81. Построение петли магнитного гистерезиса проводили на гистерезисграфе «Magnet-

Physik Permagraph L» (Magnet-Physik Dr. Steingrover GmbH, Германия) по методике ГОСТ 8.268-77 на тороидных образцах.

Результаты исследований

Плотность заготовок, полученных холодным прессованием, составляла 6,8 г/см³. Спекание в α -области в присутствии «исчезающей» жидкой фазы способствовало повышению плотности заготовок сплава 30X27КСП до 7,9 г/см³, что соответствовало компактному состоянию стандартного деформируемого сплава 30X23К. Плотность спеченных образцов из порошкового сплава 30X23К при прочих равных условиях была на уровне $7,7 \pm 0,1$ г/см³. Пористость, определенная по результатам анализа микроструктуры, не превышала 1–2 % (рис. 1, б). Большую часть ямок травления составляли области вокруг боридов (рис. 1, в). Средний диаметр зерна составил $0,3 \pm 0,1$ мкм.

Коэффициенты вариации концентрации V_{Cr} и V_{Co} в сплаве 30X27КСП, определенные по 300 точкам (рис. 2), были на уровне $V = 0,08 \pm 0,09$,

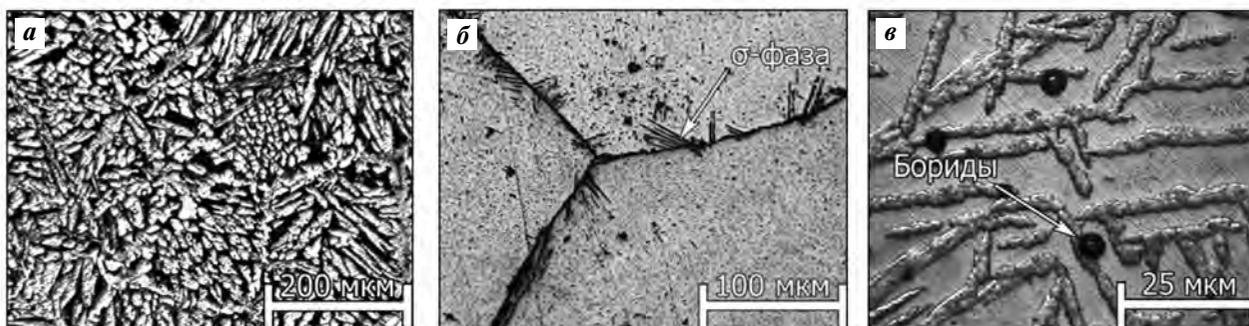


Рис. 1. Микроструктура сплава 30X27КСП после спекания (а) и закалки от 1350 °С (б, в)

Увеличение – 100 \times (а), 200 \times (б) и 1000 \times (в)

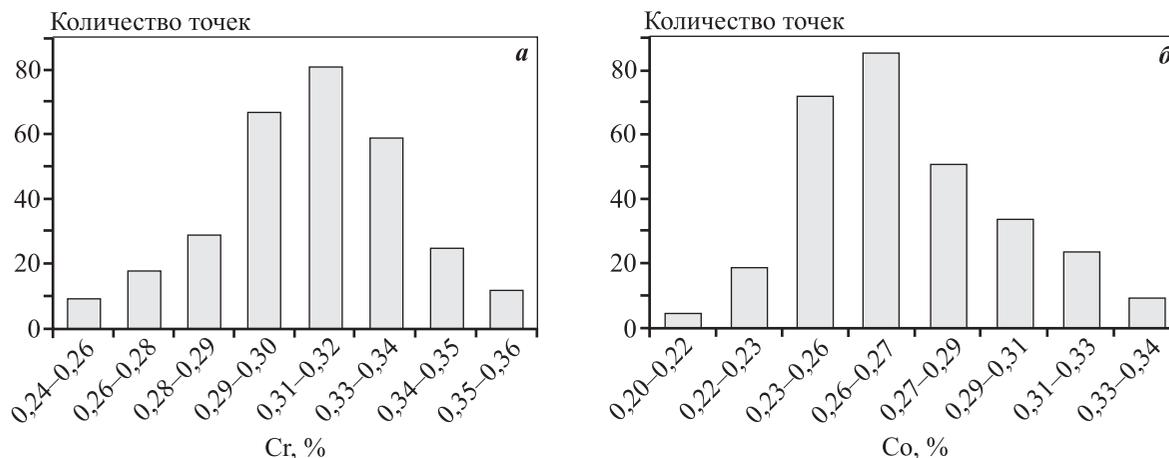


Рис. 2. Распределение концентраций хрома (а) и кобальта (б) в сплаве 30X27КСП

что в несколько раз меньше, чем неоднородность распределения компонентов в легированных порошковых сталях ($V = 0,5 \div 0,6$) [8, 20], полученных по аналогичным режимам, и сопоставимо с деформируемым сплавом 30X23К (ГОСТ 24897-81), в котором допустимо отклонение от среднего содержания хрома и кобальта на уровне 10 %.

Охлаждение заготовок после спекания со средней скоростью 400 °С/ч способствовало получению их структурного состояния, близкого к равновесному: основу составляли пластинчатые частицы σ -фазы (~85 об.%) с прослойками из α -фазы (см. рис. 1, а). Наибольшее содержание σ -фазы обнаружено у межзеренных границ, что согласуется с литературными данными [20].

Влияние температуры нагрева под закалку на фазовый состав сплава 30X27КСП исследовали в интервале $t = 1300 \div 1400$ °С. Повышение температуры нагрева выше 1360 °С приводило к появлению γ' -фазы с последующим мартенситным превращением, на которое указывали участки с модулированной структурой, интенсивно вытравливаемые после старения (рис. 3).

Закалка спеченных заготовок от 1350 °С способствовала повышению доли метастабильного α -твердого раствора ($2\theta = 57^\circ 2'$, плоскость [110]), составлявшего основу зеренной структуры (темные области на рис. 1, б), до 97–99 %. Выделения σ -фазы ($2\theta = 59^\circ 58'$, плоскость [220]) наблюдали преимущественно в области межзеренных границ (светлые области на рис. 1, б). Локальные пики интенсивности на рентгенограммах (рис. 4) в интервале $2\theta = 40 \div 45^\circ$ соответствовали отражениям боридов железа: FeB ($2\theta = 40^\circ 23'$, плоскость [020]) и Fe₂B ($2\theta = 44^\circ 50'$, плоскость [200]) [19]. Бориды имели эллиптическую форму и располагались преимущественно в области выделения σ -фазы вдоль межзеренных границ (см. рис. 1, в). Сплав 30X27КСП после закалки имел высокую пластичность и хорошую обрабатываемость резанием. Твердость находилась в интервале от 18 до 24 HRC.

Температуры 1-го и 2-го этапов старения, определенные методом ДСК, составляют соответственно 670 и 620 °С (рис. 5). Температурный интервал 490–510 °С, соответствующий наибольшей

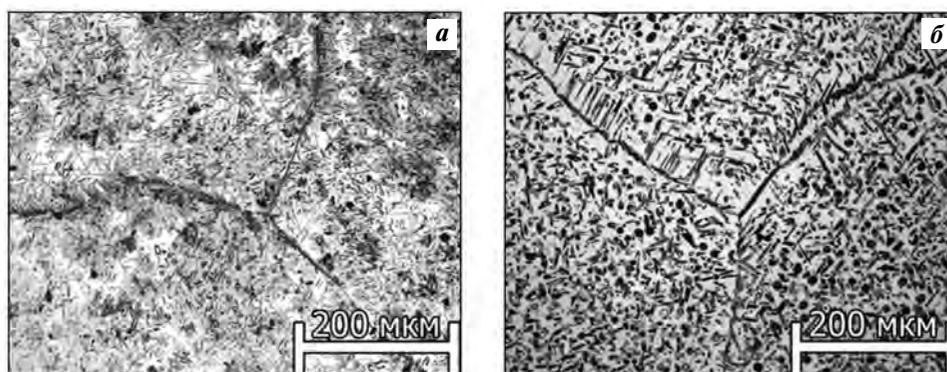


Рис. 3. Структура сплава 30X27КСП ($\times 100$) после закалки от 1380 °С (а) и последующего старения при $t = 670$ °С (б)

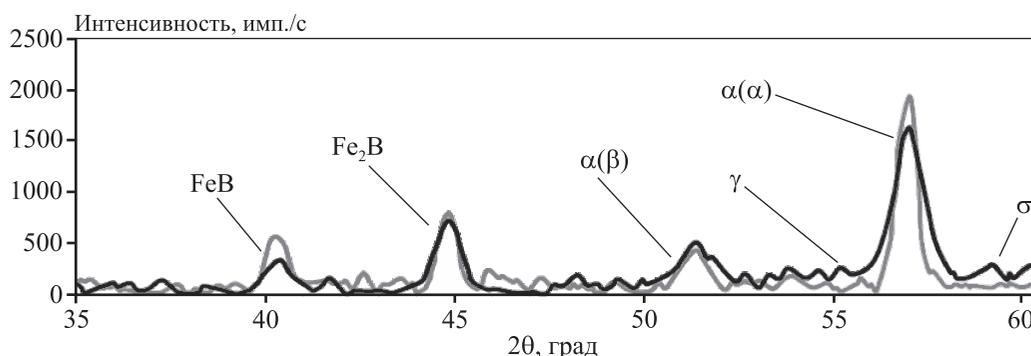


Рис. 4. Рентгенофазовый состав порошкового сплава 30X27КСП после закалки от 1350 °С (серая кривая) и последующего старения при $t = 670$ °С (черная кривая)

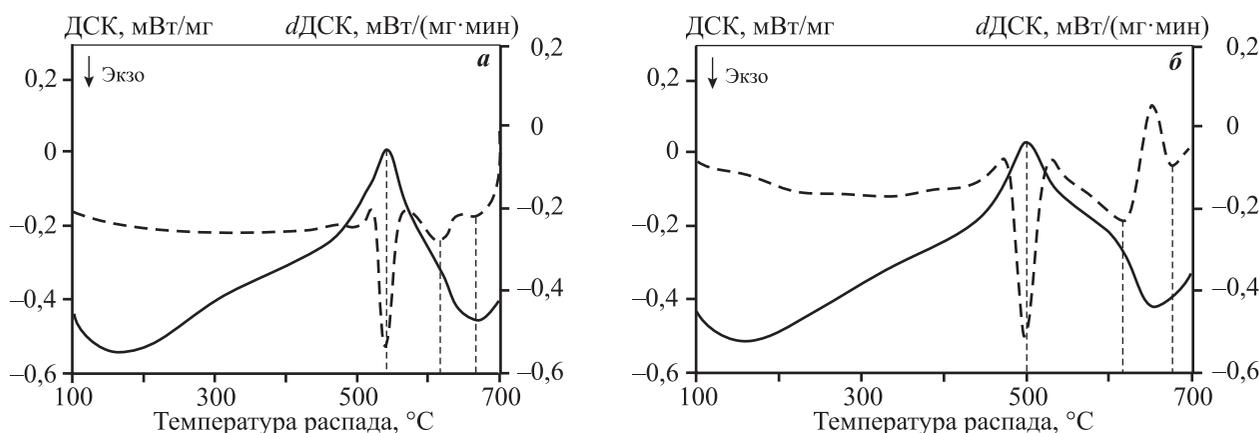


Рис. 5. Кривые ДСК (сплошные кривые) и *d*ДСК (штриховые) распада твердого раствора сплавов 30X27K (а) и 30X27KCP (б)

интенсивности процессов упорядочения структуры, в среднем на 20–22 °С ниже по сравнению с аналогичным сплавом 30X27KC, не содержащим бор, что указывает на положительное влияние бора в расширении интервала температур дораспада и упорядочения α -фазы, реализуемого на 2-м этапе старения.

Зависимость коэрцитивной силы (H_c) и магнитной индукции (B_r) от температуры после 1-го этапа старения сплава 30X27KCP определяли в интервале $t = 600\div 680$ °С без магнитного поля (табл. 1). Наибольшие значения B_r , связанные с реализацией превращения $\alpha \rightarrow \alpha_1 + \alpha_2$, получили после старения при $t = 620$ и 670 °С, что согласуется с результатами ДСК. Интервал $t = 640\div$

$\div 650$ °С характеризуется минимальной скоростью спинодального распада. Экстремальное повышение коэрцитивной силы связано с доминированием превращения $\alpha \rightarrow \sigma$.

Расслоение α -фазы на смесь фаз $\alpha_1 + \alpha_2$ при $t = 670$ °С сопровождается уширением соответствующих дифракционных пиков по сравнению с состоянием закалки (см. рис. 4). Время выдержки на 1-м этапе старения составляло 20 мин, так как увеличение продолжительности приводило к повышению содержания σ -фазы до 25–30 % (рис. 6, а).

Структура концентрационно-неоднородного сплава 30X27KCP после 1-го этапа старения представляла собой модулированную смесь α_1 - и α_2 -фаз с размером 30–40 нм (рис. 6, б). Прямое сравнение с результатами других авторов указывает на более высокое содержание α_1 -фазы с размером частиц, сопоставимым с деформируемыми аналогами [21, 22]. Количество и расположение частиц σ -фазы и боридов существенно не изменились после 2-го этапа старения, однако при $t = 520$ °С наблюдалось формирование зеренной структуры 2-го порядка. Новые структурные области имели размеры 50–150 мкм (рис. 6, в) и были разделены на субзерна от 2 до 4 мкм (рис. 6, г), образование которых подтверждается результатами ДСК (см. рис. 5).

На 2-м этапе старения происходил интенсивный рост показателей H_c и B_r на ступенях 1 и 2 (600 и 580 °С соответственно). Наибольшие измеренные свойства получены после 5 ступеней старения (рис. 7). Дополнительный прирост H_c и B_r , по мнению авторов, связан с дораспадом α -твердого раствора и формированием субзеренной структуры.

Таблица 1. Коэрцитивная сила (H_c) и магнитная индукция (B_r) сплава 30X27KCP после 1-го этапа старения в интервале $t = 600\div 680$ °С без магнитного поля

Температура старения, °С	H_c , кА/м	B_r , Тл
600	41	0,07
610	45	0,20
620	51	0,37
630	54	0,23
640	69	0,07
650	75	0,03
660	45	0,37
670	49	0,44
680	49	0,44

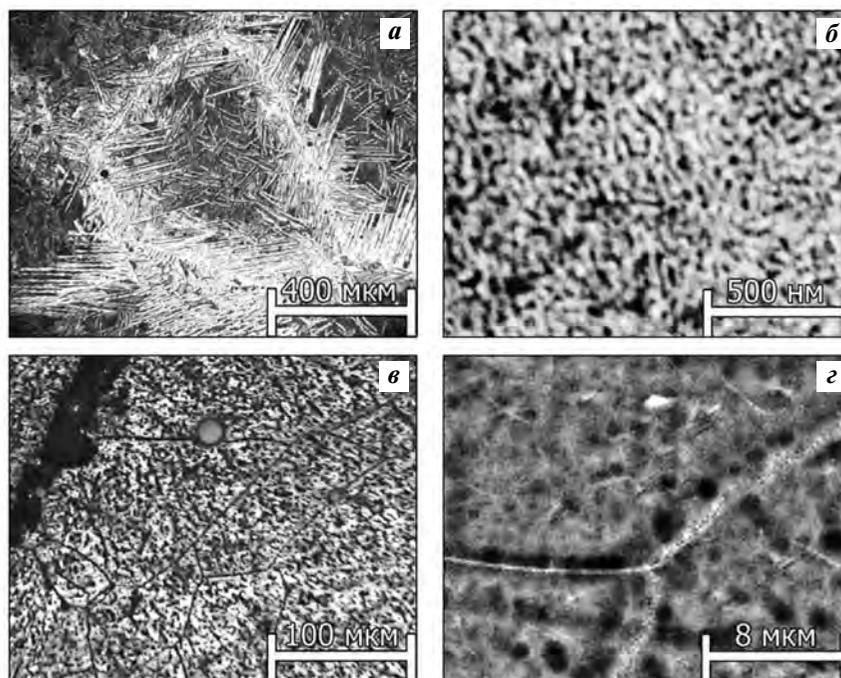


Рис. 6. Структура сплава 30X27КСП после старения (1-й + 2-й этапы)

На 1-м этапе старения $t = 670\text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 40\text{ мин}$ (а) и 20 мин (б–д)
Увеличение – $50\times$ (а), $50\,000\times$ (б), $200\times$ (в), $5000\times$ (д)

Таблица 2. Магнитные свойства сплавов на основе систем Fe–Cr–Co и Fe–Al–Ni–Co с анизотропной структурой

Сплав	Способ получения сплава	H_c , кА/м	B_r , Тл	$(BH)_{\max}$, кДж/м ³
30X27КСРА	Порошковый	63	1,1	38,6
30X23КА	Деформируемый	55	1,0	30
ЮНДК	Литой	40–52	1,11–1,25	36–44

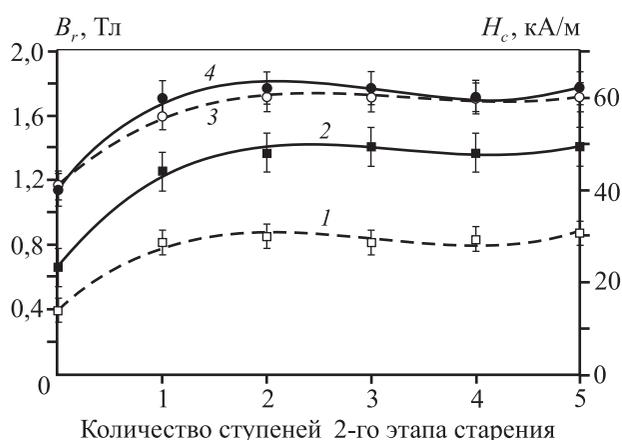


Рис. 7. Зависимость магнитной индукции (1, 2) и коэрцитивной силы (3, 4) сплава 30X27КСП от количества ступеней 2-го этапа старения после старения без магнитного поля (1, 3) и термомагнитной обработки (2, 4)

Полученные зависимости магнитных свойств от количества ступеней старения имеют схожую форму для изотропного и анизотропного структурных состояний.

Сравнение магнитных свойств порошкового сплава 30X27КСП с анизотропной структурой после ТМО и 2-го этапа старения со стандартными аналогами показало у него более высокие значения H_c , B_r и $(BH)_{\max}$, чем у деформируемого сплава 30X23КА (ГОСТ 24897-81), и сопоставимые свойства с литым сплавом ЮНДК (ГОСТ 17809-72) (табл. 2).

Полученные характеристики магнитных свойств (табл. 2) сплава 30X27КСП с анизотропной структурой согласуются с параметрами петли магнитного гистерезиса (рис. 8). Коэффициент прямоугольности петли гистерезиса, определенный из выражения $K_{\text{пг}} = B_r/B_{\max}$ (при $H = 5H_c$), составил 0,82, что в совокупности с достигнутыми

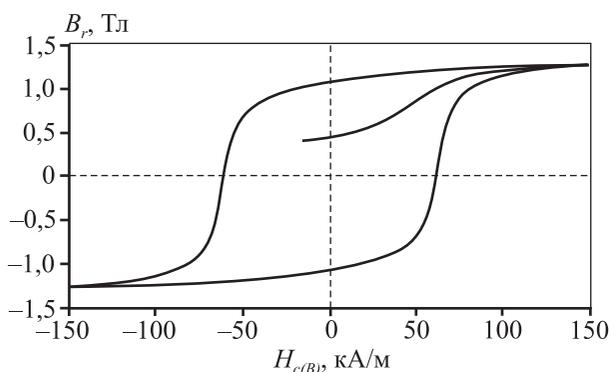


Рис. 8. Магнитный гистерезис сплава 30X27КСРА
 $H_{c(B)}$ – коэрцитивная сила по индукции

значениями H_c , B_r и $(BH)_{\max}$ является основанием для использования сплава 30X27КСРА в приборостроении.

Выводы

1. Спекание концентрационно-неоднородных сплавов системы Fe—Cr—Co—Si—В в α -области с образованием «исчезающей» жидкой фазы обеспечило однородное распределение основных компонентов и плотность на уровне деформируемых аналогов.

2. Модифицирование сплава на основе системы Fe—Cr—Co добавкой 0,07 мас.% бора позволило увеличить инкубационный период образования σ -фазы, расширить температурный интервал 2-го этапа старения, повысить содержание кобальта и, соответственно, долю сильномагнитной α_1 -фазы при сохранении устойчивости пересыщенного твердого раствора в течение 20 мин при температуре 670 °С.

3. Методами электронной микроскопии и рентгеновской дифракции показана возможность реализации в порошковом сплаве на основе системы Fe—Cr—Co с повышенным содержанием кобальта спинодального распада метастабильного α -твердого раствора и получения анизотропной нанометрической структуры $\alpha_1 + \alpha_2$ с высоким содержанием сильномагнитной α_1 -фазы.

4. Разработанные материалы и технологии обеспечили высокий уровень магнитных и технологических свойств на уровне современных деформируемых сплавов на основе системы Fe—Cr—Co.

Авторы выражают благодарность проф. А.С. Иванову за помощь в проведении РФА.

Литература/References

1. Kaneko H., Homma M., Nakamura K. New ductile permanent magnet of Fe—Cr—Co system. *AIP Conf. Proc. «Magnetism and Magnetic Materials»*. 1971. No. 5. P. 1088—1092. <http://doi.org/10.1063/1.2953814>.
2. Homma M., Okada M., Minowa T., Horikoshi E. Fe—Cr—Co permanent magnet alloys heat-treated in Ridge region of the miscibility Gap. *IEEE Trans. Magn.* Vol. Mag.-17. No. 6. 1981. P. 3473—3478. <http://doi.org/10.1109/TMAG.1981.1061702>.
3. Жукова Э.Х., Малинина Р.И., Жуков Д.Г., Шубаков В.С., Менушенков В.П. Термическая обработка и магнитные свойства холоднодеформированного сплава 30X15K2MT. *Металловедение и терм. обраб. металлов*. 2014. No. 2. С. 15—19. Zhukova E.Kh., Malinina R.I., Zhukov D.G., Shubakov V.S., Menushenkov V.P. Heat treatment and magnetic properties of cold-deformed alloy 30KH15K2MT. *Met. Sci. Heat Treat.* 2014. Vol. 56. No. 1—2. P. 74—77. <http://doi.org/10.1007/s11041-014-9706-0>.
4. Okada M., Thomas G., Homma M. Microstructure and magnetic properties of Fe—Cr—Co alloys. *IEEE Trans. Magn.* 1978. Vol. Mag.-14. No. 4. P. 245—252. <http://doi.org/10.1109/TMAG.1978.1059752>.
5. Miller M.K., Camus P.P., Hetherington M.G. Atomic level characterization of the morphology of phases in chromium-dur magnetic alloys. In: *Magnetic materials: microstructure and properties: Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 1991. Vol. 232. P. 59—64. <http://doi.org/10.1557/PROC-232-59>.
6. Zhen Liang, Sun Xue yin, Xu Cheng yan, Gao Run sheng, Xu Ren gen, Qin Lu chang. Magnetic anisotropy in Fe—25Cr—12Co—1Si alloy induced by external magnetic field. *Trans. Nonferr. Met. Soc. China (Engl. ed.)*. 2007. Vol. 17. No. 2. P. 346—350. [http://doi.org/10.1016/S1003-6326\(07\)60096-X](http://doi.org/10.1016/S1003-6326(07)60096-X).
7. Анциферов В.Н., Пещеренко С.Н., Шацов А.А. Диффузионная гомогенизация порошковых материалов системы Fe—Ni—Cr—М. *Изв. вузов. Чер. металлургия*. 1987. No. 9. С. 65—68. Antsiferov V.N., Peshcherenko S.N., Shatsov A.A. Diffusion homogenization of powder materials of the system Fe—Ni—Cr—M. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya*. 1987. No. 9. P. 65—68 (In Russ.).
8. Федорченко И.М., Францевич И.Н., Радомысльский И.Д. Порошковая металлургия. Материалы, технология, свойства, области применения. Киев: Наук. думка, 1985. Fedorchenko I.M., Frantsevich I.N., Radomyse'skii I.D. Powder metallurgy. Materials, technology, properties, applications. Kiev: Nauk. dumka, 1985 (In Russ.).

9. *Szymura S., Sojka L.* The effect of silicon on the structure and properties of Fe—Cr—Co permanent magnet alloys. *J. Magn. Magn. Mater.* 1986. No. 53. P. 379—389. [http://doi.org/10.1016/0304-8853\(86\)90184-8](http://doi.org/10.1016/0304-8853(86)90184-8).
10. *Сидорова Г.В., Корнеев В.П., Миляев И.М., Коваленко Л.В., Ефименко С.П.* Исследование структурных изменений в сплаве Fe—Cr—Co на начальной стадии процесса формирования высококоэрцитивного состояния. *Металлы.* 1997. No. 6. С. 90—92. *Sidorova G.V., Korneev V.P., Milyaev I.M., Kovalenko L.V., Efimenko S.P.* Investigation of structural changes in the Fe—Cr—Co alloy at the initial stage of the formation of a highly coercive state. *Metally.* 1997. No. 6. P. 90—92 (In Russ.).
11. *Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г.* Специальные стали. М.: МИСИС, 1999. *Gol'dshtein M.I., Grachev S.V., Veksler Yu.G.* Special steel. Moscow: MISIS, 1999 (In Russ.).
12. *Миляев И.М., Пруцков М.Е., Лайшева Н.В., Миляев А.И., Юсупов В.С.* О кинетике образования сигма-фазы в магнитотвердых сплавах системы Fe—Cr—Co. *Металлы.* 2010. No. 6. С. 73—76. *Milyaev I.M., Prutskov M.E., Laisheva N.V., Milyaev A.I., Yusupov V.S.* Kinetics of the σ -phase formation in Fe—Cr—Co hard magnetic alloys. *Metally.* 2010. No. 11. P. 1053—1055. <http://doi.org/10.1134/S0036029510110108>.
13. *Баннских О.А., Будберг П.Б., Алисова С.П.* Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа. М.: Металлургия, 1986. *Bannykh O.A., Budberg P.B., Alisova S.P.* State diagrams of binary and multicomponent iron-based systems. Moscow: Metallurgiya, 1986 (In Russ.).
14. *Кутын А.Б., Забильский В.В.* Структура, свойства и разрушение конструкционных сталей. Екатеринбург: УрО РАН, 2006. *Kut'in A.B., Zabil'skii V.V.* Structure, properties and destruction of structural steels. Ekaterinburg: UrO RAN, 2006 (In Russ.).
15. *Савицкий А.П.* Жидкофазное спекание систем с взаимодействующими компонентами. Новосибирск: Наука, 1991. *Savitskii A.P.* Liquid phase sintering systems with interacting components. Novosibirsk: Nauka, 1991 (In Russ.).
16. *Боброва С.Н., Вакутин А.П., Тимохова А.П., Шацов А.А.* Спеченные магнитомягкие стали системы железо—кремний—бор. *Порошк. металлургия.* 1998. No. 9. С. 35—43. *Bobrova S.N., Vakutin A.P., Timokhova A.P., Shatsov A.A.* Sintering of iron—silicon—boron magnetically soft steels. *Powder Metall. Met. Ceram.* 1998. No. 37. P. 487—494. <http://doi.org/10.1007/BF02675809>.
17. *Кубашевски О.* Диаграммы состояния двойных систем на основе железа. М.: Металлургия, 1985. *Kubaschewski O.* Iron-binary phase diagrams. Berlin: Springer, 1982. <http://doi.org/10.1007/978-3-662-08024-5>.
18. *Альтман А.Б., Гладышев П.А., Ростанаев И.Д.* Технические магнитные свойства магнитомягких металлокерамических сплавов. В сб.: *Электротехнические металлокерамические изделия.* М.: Информэлектро, 1965. С. 22—31. *Al'tman A.B., Gladyshev P.A., Rostanaev I.D.* Technical magnetic properties of soft metal-ceramic alloys. In: *Elektrotekhnicheskie metallokeramicheskie izdeliya.* Moscow: Informelektro, 1965. P. 22—31 (In Russ.).
19. *Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н.* Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: МИСИС, 1994. *Gorelik S.S., Skakov Yu.A., Rastorguev L.N.* X-ray and electron-optical analysis. Moscow: MISIS, 1994 (In Russ.).
20. *Шацов А.А.* Порошковые материалы системы железо—хром—кобальт. *Металловедение и терм. обраб. металлов.* 2004. No. 4. С. 17—20. *Shatsov A.A.* Powder materials of the Fe—Cr—Co system. *Met. Sci. Heat Treat.* 2004. No. 46. P. 152—155. <http://doi.org/10.1023/B:MSAT.0000036668.48856.02>.
21. *Ushakova O.A., Dinislamova E.H., Gorshenkov M.V., Zhukov D.G.* Structure and magnetic properties of Fe—Cr—Co nanocrystalline alloys for permanent magnets. *J. Alloys Compd.* 2014. Vol. 586. P. 291—293. <http://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.12.076>.
22. *Sun X.Y., Xu C.Y., Zhen L., Lu L.X., Qin L.-C.* Spinodal decomposition in Fe—25Cr—12Co—1Si alloy under a 100 kOe magnetic field. *J. Magn. Magn. Mater.* 2006. No. 306. P. 69—72. <http://doi.org/10.1016/j.jmmm.2006.02.107>.