

DOI: 10.15593/2224-9877/2016.4.14

УДК 621.318.122:548.526:537.624.3

**В.А. Козвонин, А.А. Шацов, И.В. Ряпосов**Пермский национальный исследовательский  
политехнический университет, Пермь, Россия**ПОЛИКОМПОНЕНТНЫЕ КОНЦЕНТРАЦИОННО-  
НЕОДНОРОДНЫЕ СПЛАВЫ СИСТЕМЫ Fe–Cr–Co–Si–B  
ПОВЫШЕННОЙ ПЛОТНОСТИ**

Исследованы особенности формирования структуры, фазовые превращения и магнитные свойства поликомпонентного концентрационно-неоднородного сплава на основе системы Fe–Cr–Co–Si–B (ХК) с повышенным содержанием кобальта. Показано, что введение в высококобальтовые сплавы ХК добавок ферросилиция и ферробора способствует реализации жидкофазного спекания и повышению плотности спеченных заготовок практически до уровня деформируемых сплавов. Показано, что в интервале температур нагрева сплава 30Х27КСР 1300–1400 °С минимальное количество нежелательных фаз выделяется при закалке от температуры 1350 °С. Получены зависимости магнитной индукции  $B_r$  и коэрцитивной силы  $H_c$  от параметров термического воздействия. Определен температурный интервал спинодального распада  $\alpha$ -твердого раствора, обеспечивающий наилучшее сочетание  $H_c$  и  $B_r$ , а также соответствующее ему структурное состояние исследованного сплава. Установлено, что в интервале температур старения 600–700 °С наименьшая скорость образования сильномагнитной  $\alpha_1$ -фазы при 645–655 °С, что совпадает с интервалом фрагментации  $\sigma$ - и  $\alpha_1$ -фаз. Показана возможность управления фазовым составом благодаря замедлению образования  $\sigma$ -фазы при легировании высококобальтового сплава ХК бором за счет повышения кинетической стабильности  $\alpha$ -твердого раствора на границах элементов структуры. Так, в интервале температур старения 600–700 °С  $\alpha \rightarrow \sigma$ -превращение фиксировали при выдержках более 20 мин. Определена возможность повышения магнитной индукции сплавов системы Fe–Cr–Co–Si–B до 30 % формированием анизотропной  $\alpha_1 + \alpha_2$ -структуры субмикронного размера при термомагнитной обработке.

**Ключевые слова:** порошковая металлургия, постоянные магниты, жидкофазное спекание, Fe–Cr–Co,  $\sigma$ -фаза, бориды, анизотропная структура, метастабильная структура, спинодальный распад, термомагнитная обработка.

**V.A. Kozvonin, A.A. Shatsov, I.V. Ryapsov**

Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

**MULTICOMPONENT CONCENTRATION-INHOMOGENEOUS  
ALLOYS OF Fe–Cr–Co–Si–B WITH HIGH DENSITY**

The features of structure formation, phases transformations and magnetic properties of multi-component inhomogeneous concentration-based alloy of Fe–Cr–Co–Si–B (HK) system with a high content of cobalt are investigated. It is shown that the presence of ferrosilicon and ferroboration alloys additives in high content cobalt alloy contributes to the liquid-phase sintering and increase the density of sintered components to the level of wrought alloys. It is shown that for the 30H27KSR alloy, in the range of

heating temperature 1300-1400 °C, the minimum number of undesirable phases distinguished by quenching from the temperature of 1350 °C. The dependences of magnetic flux density ( $B_r$ ) and coercive force ( $H_c$ ) of thermal exposure parameters are given. The temperature range of spinodal decomposition of  $\alpha$ -solid solution that provides the best combination of  $H_c$  and  $B_r$ , as well as the corresponding structural state of the alloys are estimated. It is found that the lowest rate of the strongly magnetic  $\alpha_1$ -phase is at 645-655 °C aging in the temperature range 600-700 °C, which coincides with the interval of the fragmentation  $\sigma$ - and  $\alpha_1$ -phases. Due to the slowing  $\sigma$ -phase formation by alloying of high cobalt HK alloy and kinetic stability of the  $\alpha$ -solid solution on the borders of the structural elements, the possibility of controlling the phase composition is presented. For example, in the range of aging temperatures of 600-700 °C the  $\alpha \rightarrow \sigma$ -transformation was fixed at speeds of more than 20 minutes. The possibility of magnetic induction increasing of Fe-Cr-Co-Si-B alloys to 30% is examined by anisotropic formation  $\alpha_1 + \alpha_2$ -submicron structures under the thermomagnetic treatment.

**Keywords:** powder metallurgy, permanent magnets, liquid-phase sintering, Fe-Cr-Co,  $\sigma$ -phase, borides, anisotropic structure, metastable structure, spinodal decomposition, thermomagnetic processing.

## Введение

Приборостроение является одним из основных потребителей магнитотвердых материалов. От современных сплавов требуется сочетание высоких магнитных свойств и их температурной стабильности с характеристиками прочности и надежности, обрабатываемости давлением и резанием. Сплавы на основе системы Fe–Cr–Co (ХК) обладают всеми перечисленными свойствами и поэтому являются перспективным материалом для постоянных магнитов [1].

По магнитным характеристикам, определяющим размер и форму магнитного гистерезиса, сплавы системы Fe–Cr–Co (ГОСТ 24897–81) не уступают сплавам систем Fe–Ni–Co и некоторым Fe–Al–Ni–Co, но существенно превосходят их по технологичности [1, 2]. Структуру сплавов ХК в равновесном состоянии образуют главным образом феррит и  $\sigma$ -фаза, однако высокие магнитные свойства сплавов данного класса обеспечивает концентрационно-неоднородная метастабильная структура, содержащая сильномагнитную  $\alpha_1$ -фазу субмикронного размера и слабомагнитную  $\alpha_2$ -матрицу [3]. Повышение магнитных свойств сплавов системы Fe–Cr–Co возможно за счет формирования анизотропной  $\alpha_1 + \alpha_2$ -структуры в процессе термомагнитной обработки (ТМО) [4].

Более широкому практическому использованию сплавов системы Fe–Cr–Co препятствуют относительно невысокие значения коэрцитивной силы  $H_c$  и максимального произведения  $(BH)_{\max}$ , по сравнению с направленно кристаллизованными промышленными сплавами типа ЮНДК [3]. Расширение применения ХК в приборостроении требует

решения задачи повышения их магнитных свойств до уровня лучших ЮНДК-сплавов.

Существенным недостатком магнитотвердых материалов с высокими магнитными свойствами, полученными направленной кристаллизацией расплава, литьем и др., является неудовлетворительная обрабатываемость в высококоэрцитивном состоянии. В качестве альтернативного способа получения заготовок магнитных сплавов находит широкое промышленное применение метод порошковой металлургии [1]. Однако для поликомпонентных порошковых композиций характерны неоднородность распределения компонентов и пористость [2, 3]. На практике неоднородность химического состава при формировании требуемого уровня свойств приводит к иному соотношению компонентов в порошковых сплавах, по сравнению с литыми аналогами, что также затрудняет дальнейшее повышение эксплуатационных характеристик изделий, уровень которых существенно ниже, чем у деформированных и направленно кристаллизованных сплавов [5].

Одним из наиболее эффективных методов повышения гомогенности и плотности сплавов ХК является использование контактного плавления, что обеспечивает спекание с «исчезающей жидкой фазой». Жидкофазное спекание может быть реализовано при добавлении ферросплавов (феррокремний, ферротитан, ферробор и др.) [6, 7].

Повышение уровня магнитных свойств сплавов системы Fe–Cr–Co возможно при увеличении концентрации кобальта, входящего преимущественно в состав сильномагнитной  $\alpha_1$ -фазы [8]. Однако кобальт является активным  $\sigma$ -образующим элементом, существенно снижающим кинетическую стабильность  $\alpha$ -твердого раствора [9]. Повышение содержания кобальта способствует расширению области существования  $\sigma$ -фазы [10, 11]. К аналогичному эффекту приводит добавление феррованадия в сплавы ХК в качестве ОЦК-стабилизатора, что также способствует снижению магнитных и механических свойств вследствие повышения склонности к образованию  $\sigma$ -фазы [12, 13].

Образование  $\sigma$ -фазы в высококобальтовых сплавах ХК возможно по сдвиговому механизму, следовательно, ее состав может не отличаться от металлической матрицы [14]. Образование  $\sigma$ -фазы начинается, преимущественно, по границам зерен  $\alpha$ -фазы [12]. Получение метастабильной  $\alpha_1+\alpha_2$ -структуры в сплавах ХК с повышенным содержанием кобальта требует применения иных составов и параметров

термического воздействия по сравнению с ранее известными. При этом распад  $\alpha$ -твердого раствора не должен совпадать с областью существования  $\sigma$ -фазы, наибольшая скорость образования которой при различном содержании кобальта соответствует примерно 750 °С. Данный подход при решении сложившейся задачи можно назвать кинетическим, поскольку реализуется термодинамически неравновесное состояние с повышенными магнитными свойствами, которые скачкообразно изменяются при изменении температуры и/или продолжительности выдержки.

Повысить содержание кобальта в сплавах системы Fe–Cr–Co без существенного риска снижения магнитных свойств и технологичности возможно за счет создания термодинамически неравновесных сплавов с большим инкубационным периодом образования  $\sigma$ -фазы путем легирования сплава элементами, располагающимися преимущественно по границам зерен. Так, легирование сплавов ХК бором, горофильным элементом в составе ферросплава, способствует не только повышению гомогенности и плотности при спекании, но и затруднению выделения  $\sigma$ -фазы по границам зерен.

*Цель* настоящей работы – исследование особенностей формирования структуры, фазовых переходов и магнитных свойств порошкового сплава системы Fe–Cr–Co–Si–B с повышенным содержанием кобальта.

### **Материалы и методики**

Исследовали порошковый сплав 30Х27КСР с содержанием (мас. %): Cr – 30; Co – 27; Si – 1; B – 0,07, Fe – остальное. Бор введен для реализации жидкофазного спекания в количестве 0,06 % по аналогии с известными работами [15, 16]. Для сравнения характеристик магнитных свойств рассмотрен деформируемый сплав 30Х23К в соответствии с ГОСТ 24897–81 и полученный методом порошковой металлургии сплав 30Х20К2М2В. Исследованы образцы с изотропной (без ТМО) и анизотропной (с ТМО) структурой.

В качестве компонентов для получения смеси использовали порошки железа марки ОСЧ 6-2, хрома – ПХ-1С, кобальта – ПК-1. Бор и кремний введены в смесь в виде дисперсных порошков ферросплавов. Вибрационное просеивание компонентов смеси производили с применением сетки с размером ячейки 63 мкм (ГОСТ Р 51568–99).

Усреднение шихты осуществляли в смесителе со смещенной осью вращения в течение 24 ч; холодное прессование заготовок – при давлении 600 МПа; спекание – при температуре 1350 °С в вакууме с остаточным давлением  $10^{-7}$  атм в течение 2 ч. Закалку производили от температур 1300–1400 °С в 15%-ном водном растворе хлорида натрия. Первый этап старения закаленных образцов для определения температуры ТМО и получения изотропной структуры проводили на первой группе образцов в интервале температур 600–700 °С с выдержками 20 и 30 мин без магнитного поля. Термомагнитную обработку для получения анизотропной  $\alpha_1+\alpha_2$ -структуры проводили на второй группе образцов при температуре 670 °С с выдержкой 20 мин. Второй этап старения выполняли на всех образцах последовательно при 600 °С – 1,5 ч; 580 °С – 2 ч, 560 °С – 3 ч; 540 °С – 3 ч; 520 °С – 2 ч без магнитного поля, с охлаждением на воздухе до комнатной температуры после каждой ступени.

Микроструктуру образцов изучали методом световой микроскопии при увеличениях  $\times 100$ , 500 и 1000 на микроскопах Neophot 32 и Olympus GX-51. Коэрцитивную силу  $H_c$ , остаточную магнитную индукцию  $B_r$  и магнитное произведение  $(BH)_{\max}$  измеряли в соответствии с ГОСТ 24897–81. Усадку заготовок после спекания оценивали по изменению размеров и сравнением плотности, определенной гидростатическим взвешиванием (ГОСТ 25281–82).

Особенности фазовых превращений при нагреве и охлаждении со скоростью 40 °С/мин исследовали на небольших (до 3 г) навесках методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на приборе STA 449 C Jupiter.

Фазовый состав заготовок в диапазоне углов отражения  $\alpha$ -,  $\sigma$ -,  $\gamma$ - фаз и боридов проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3 с использованием кобальтового и медного  $K_\alpha$ -излучения при ускоряющем напряжении 30 кВ и силе тока 5 мА. Содержание  $\sigma$ -фазы оценивали сопоставлением рентгенограмм [17] и сравнением с результатами металлографического анализа образцов с различным соотношением  $\sigma$ - и  $\alpha$ -фаз.

### Результаты исследований

Спекание в присутствии «исчезающей» жидкой фазы позволило повысить плотность сплава 30X27КСР после холодного прессования от 6,8 до 7,9 г/см<sup>3</sup>. Плотность спеченных образцов из 30X23КА при

прочих равных условиях составила в среднем  $(7,7 \pm 0,1)$  г/см<sup>3</sup>. Охлаждение после спекания со средней скоростью 400 °С/ч способствовало формированию структуры, близкой к равновесному состоянию, содержащей выделения  $\sigma$ -фазы пластинчатой морфологии (~80 об. %) с прослойками  $\alpha$ -фазы (рис. 1, а). Наибольшее содержание  $\sigma$ -фазы (~95 об. %), в согласии с литературными данными [7], сосредоточено на межзеренных границах. Средний диаметр зерна, определяемый методами оптической микроскопии, составлял от 200 до 400 мкм, пористость не превышала 1–2 % (см. рис. 1, а).

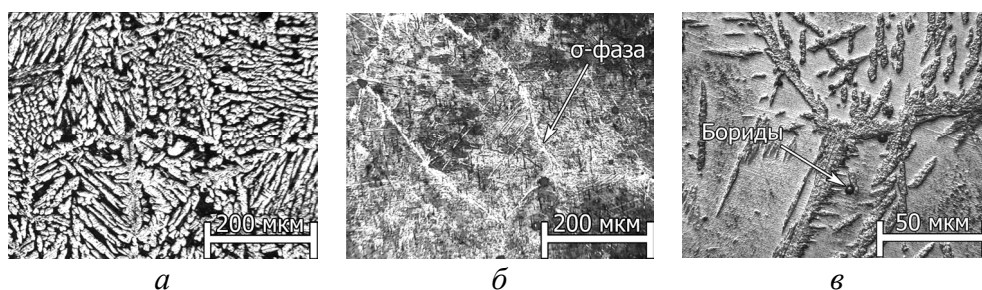


Рис. 1. Микроструктура сплава 30X27KCP после спекания  $\times 100$  (а) и после закалки от 1350 °С:  $\times 100$  (б) и  $\times 500$  (в)

Методом рентгеновской дифракции установлена зависимость фазового состава порошкового сплава 30X27KCP от температуры нагрева под закалку в интервале 1300–1400 °С (рис. 2).

При закалке от температур 1300–1330 °С наблюдали двухфазную структуру  $\alpha + \sigma$ , что подтверждается локальными экстремумами на рентгенограммах (угол  $2\theta = 59^\circ 58'$  соответствует плоскости [220]  $\sigma$ -фазы, угол  $2\theta = 57^\circ 2'$  соответствует плоскости [110]  $\alpha$ -фазы, рис. 2, а). Повышение температуры нагрева до 1380–1400 °С приводит к стабилизации  $\gamma$ -фазы и увеличению ее количества после закалки, максимум интенсивности на дифрактограмме соответствует углу  $2\theta = 55^\circ 53'$ , плоскость [100]  $\gamma$ -фазы (рис. 2, в). Наименьшее содержание нежелательных фаз получили после закалки от 1350 °С (рис. 2, б). Локальные пики интенсивности в интервале  $2\theta = 40 \dots 45^\circ$  соответствуют отражениям боридов железа FeB ( $2\theta = 40^\circ 23'$ , плоскость [020]) и Fe<sub>2</sub>B ( $2\theta = 44^\circ 50'$ , плоскость [200]) [17].

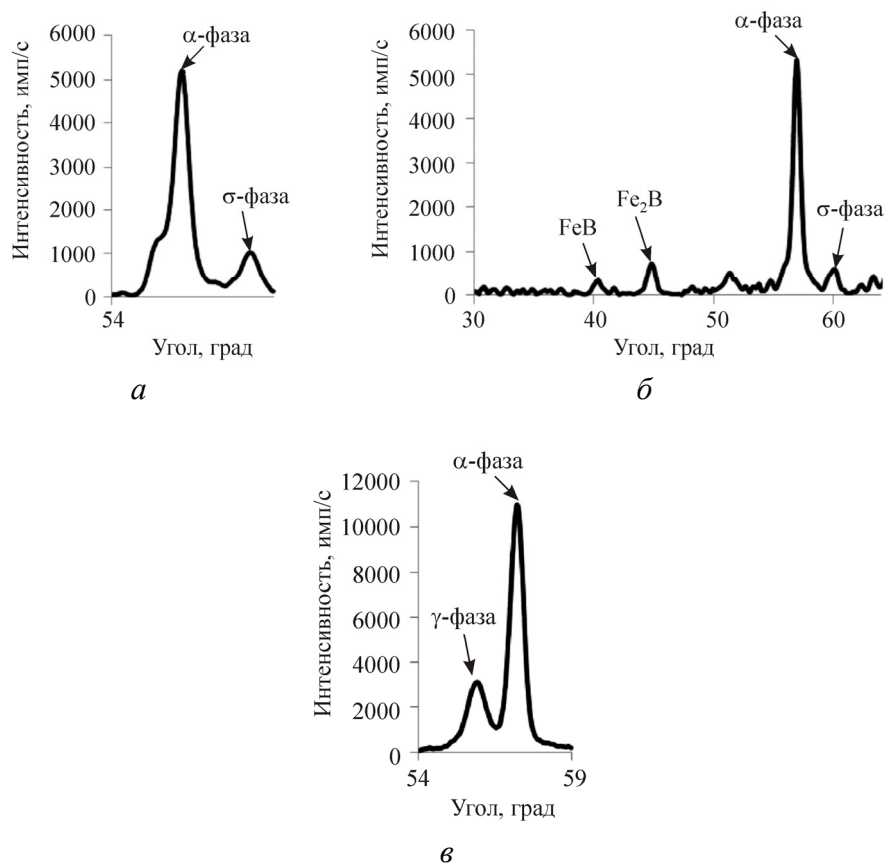


Рис. 2. Рентгенофазовый состав сплава 30X27KCP, закаленного от температур 1300 °С (а); 1350 °С (б); 1400 °С (в)

Закалка сплава 30X27KCP от 1350 °С обеспечивает формирование структуры метастабильного  $\alpha$ -твердого раствора с 1–3 %  $\sigma$ -фазы (светло-серая) по границам зерен (рис. 1, б). Превращение  $\alpha \rightarrow \sigma$  реализовано по сдвиговому механизму, о чем свидетельствует пластинчатая морфология  $\sigma$ -фазы (рис. 1, в). Бориды эллиптической формы с мало отличающимися по размеру полуосями и диаметром от 5 до 20 мкм расположены преимущественно по границам зерен и в ближайших к ним объемах (см. рис. 1, в).

Зависимость коэрцитивной силы  $H_c$  и магнитной индукции  $B_r$  от температуры первого этапа старения сплава 30X27KCP без магнитного поля определяли экспериментально в соответствии с ГОСТ 24897–81 (табл. 1). Немонотонный характер изменения  $B_r$  от температуры перво-

го этапа старения свидетельствует о наиболее интенсивных процессах распада при температурах 620 °С, соответствующей образованию большого количества зародышей  $\alpha_1$ -фазы [8], и 670 °С, на 10–15 °С ниже  $T_C$  (точка Кюри) и характеризующейся высокой скоростью роста зародышей наиболее благоприятной морфологии. Реализацию распада  $\alpha \rightarrow \alpha_1 + \alpha_2$  подтверждают локальные экстремумы  $d$ ДСК-кривой при соответствующих температурах (рис. 3).

Таблица 1

Зависимость коэрцитивной силы  $H_c$  и магнитной индукции  $B_r$  от температуры старения сплава 30X27КСР

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

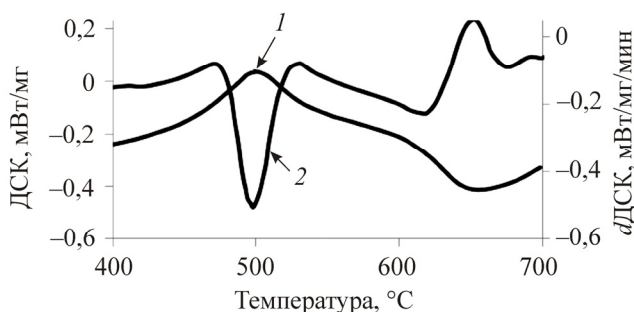


Рис. 3. Фазовые превращения сплава 30X27КСР при нагреве со скоростью 40 °С/мин: 1 – ДСК; 2 –  $d$ ДСК

Наибольшие значения  $H_c$  и  $B_r$  на первом этапе старения соответствовали 670 °С (см. табл. 1). Интервал 645–655 °С характеризуется увеличением  $H_c$  до 75 кА/м и снижением  $B_r$  до 0,03 Тл, что, по-видимому, связано с замедлением расслоения твердого раствора и образования сильномагнитной  $\alpha_1$ -фазы [18]. На всем интервале температур старения наблюдали частичную фрагментацию  $\alpha$ -фазы и пластин  $\sigma$ -фазы с образованием областей с размером 1–5 мкм (рис. 4, а).



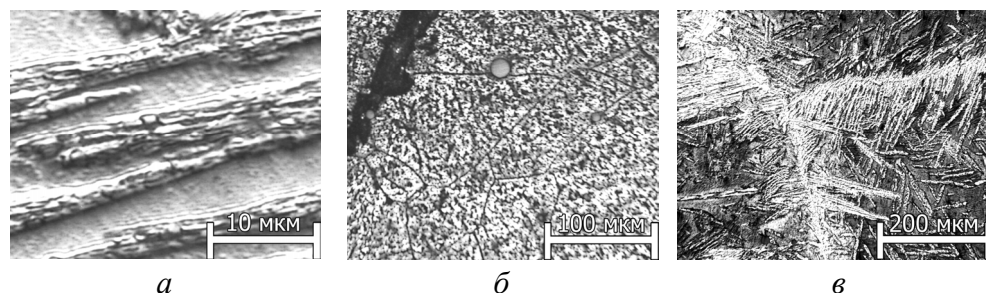


Рис. 4. Микроструктура сплава 30X27КСП после старения при 650 °С, 20 мин, ×2000 (а); 670 °С, 20 мин, ×200 (б) и 670 °С, 30 мин, ×100 (в)

Структура сплава 30X27КСП после второго этапа старения представляет твердые растворы  $\alpha_1$ - и  $\alpha_2$ -фаз с субмикронным размером характерных элементов. По литературным данным [18, 19], средний размер первоначально образовавшихся частиц  $\alpha_1$ -фазы составляет 30–50 нм. Количество и распределение  $\sigma$ -фазы и боридов не претерпевают существенных изменений в процессе второго этапа старения, однако при 520 °С обнаружили образование новых границ внутри исходных зерен. Размеры образовавшихся областей – 50–150 мкм (рис. 4, б). Формирование новой зеренной структуры близко к локальному максимуму на кривой ДСК, 500 °С (см. рис. 3).

Таблица 2

Магнитные свойства сплавов ХК с изотропной и анизотропной структурой

Сплав		$H_c$ , кА/м	$B_r$ , Тл	$(BH)_{max}$ , кДж/м <sup>3</sup>
Изотропная структура	30X27КСП, порошковый	60	0,84 Тл	17
	30X23К, деформируемый	50	0,75 Тл	12
Анизотропная структура	30X27КСРА, порошковый	63	1,1	39
	30X23КА, деформируемый	55	1,0	30
	30X20К2М2ВА, порошковый	60	1,0	33

Параметры ТМО сплава 30X27КСР,  $t = 670$  °С,  $\tau = 20$  мин, выбрали на основании исследования ДСК-кривых (см. рис. 3) и зависимости магнитных свойств от температуры первого этапа старения (см. табл. 1). Выдержки более 20 мин приводили к скачкообразному увеличению содержания  $\sigma$ -фазы (рис. 4, в). По результатам исследования магнитных свойств порошкового сплава 30X27КСР с анизотропной структурой после второго этапа старения получены более высокие значения  $H_c$ ,  $B_r$  и  $(BH)_{\max}$ , чем рекомендуемые ГОСТ 24897–81 для деформируемого сплава 30X23КА (табл. 2).

### **Заключение**

На основании проведенного исследования можно сделать следующие выводы:

1. Реализация жидкофазного спекания в сплавах системы Fe–Cr–Co–Si–B обеспечивает плотность и гомогенность практически на уровне деформируемых аналогов.

2. Увеличение содержания кобальта в сплавах системы Fe–Cr–Co–Si–B позволило повысить температуру распада  $\alpha \rightarrow \alpha_1 + \alpha_2$  и содержание кобальта в  $\alpha$ -фазе и, как следствие, в сильномагнитной  $\alpha_1$ -фазе. Совместное влияние повышения температуры распада и содержания кобальта в  $\alpha_1$ -фазе способствует росту магнитных свойств сплавов ХК с изотропной и анизотропной структурой.

3. Введение в сплав ХК 0,07 мас. % бора позволило повысить содержание кобальта до 27 % за счет увеличения инкубационного периода образования  $\sigma$ -фазы на границах элементов структуры, что обеспечило рост  $B_r$  и  $(BH)_{\max}$ , при  $H_c$  более 60 кА/м.

4. При температурах старения сплава 30X27КСР, близких к 650 °С, происходят интенсивные процессы фрагментации  $\alpha_1$ - и  $\sigma$ -фаз, повышение  $H_c$  до 75 кА/м и снижение  $B_r$  до 0,03 Тл.

*Авторы выражают благодарность профессору А.С. Иванову за помощь в проведении РФА и профессору Л.В. Стиваку за помощь в проведении ДСК-исследований.*

### Список литературы

1. Практика и дальнейшие перспективы промышленного использования высокопрочных наноструктурных магнитотвердых сплавов системы Fe–Cr–Co [Электронный ресурс] / Г.С. Бурханов, А.Г. Дормидонтов, И.М. Миляев [и др.]; Нанотехнол. общ-во России. – URL: <http://www.ntsrf.info/science/library/3201.htm> (дата обращения: 24.12.2014).

2. Термическая обработка и магнитные свойства холоднодеформированного сплава 30X15K2MT / Э.Х. Жукова [и др.] // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2014. – № 2. – С. 15–19.

3. Кекало И.Б., Самарин Б.А. Физическое металловедение прецизионных сплавов. Сплавы с особыми магнитными свойствами. – М.: Металлургия, 1989. – 469 с.

4. Magnetic anisotropy in Fe–25Cr–12Co–1Si alloy induced by external magnetic field / L. Zhen, X.Y. Sun, C.Y. Xu, R.S. Gao, R.G. Xu, Qin L. Chang // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English ed.).* – 2007. – Vol. 17, № 2. – P. 346–350.

5. Порошковая металлургия. Материалы, технология, свойства, области применения: справочник / И.М. Федорченко, И.Н. Францевич, И.Д. Радомысельский [и др.]. – Киев: Наук. думка, 1985. – 624 с.

6. Ряпосов И.В., Шацов А.А. Особенности легирования, структура и свойства порошкового магнитотвердого сплава с повышенными эксплуатационными характеристиками // *Перспективные материалы.* – 2009. – № 1. – С. 57–61.

7. Шацов А.А. Порошковые материалы системы Fe–Cr–Co // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2004. – № 4. – С. 17–20.

8. Исследование структурных изменений в сплаве Fe–Cr–Co на начальной стадии процесса формирования высококоэрцитивного состояния / Г.В. Сидорова, В.П. Корнеев, И.М. Миляев, Л.В. Коваленко, С.П. Ефименко // *Металлы.* – 1997. – № 6. – С. 90–92.

9. Бабаков А.А., Приданцев М.В. Коррозионностойкие стали и сплавы. – М., 1971. – 319 с.

10. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали: учебник для вузов. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Изд-во МИСиС, 1999. – 408 с.

11. О кинетике образования сигма-фазы в магнитотвердых сплавах системы Fe–Cr–Co / И.М. Миляев, М.Е. Пруцков, Н.В. Лайшева, А.И. Миляев, В.С. Юсупов // *Металлы*. – 2010. – № 6. – С. 73–76.

12. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: справ. изд. / О.А. Банных, П.Б. Будберг, С.П. Алисова [и др.]. – М.: *Металлургия*, 1986. – 440 с.

13. Специальные сплавы / А.А. Бабаков [и др.] // *Материалы в машиностроении. Выбор и применение: справочник: в 5 т.* – М.: *Машиностроение*, 1968. – Т. 3. – 446 с.

14. Кутьин А.Б., Забильский В.В. Структура, свойства и разрушение конструкционных сталей. – Екатеринбург: Изд-во УрО РАН, 2006. – 369 с.

15. Спеченные магнитомягкие стали системы железо–кремний–бор / С.Н. Боброва, А.П. Вакутин, А.П. Тимохова, А.А. Шацов // *Порошковая металлургия*. – 1998. – № 9/10. – С. 35–43.

16. Альтман А.Б., Гладышев П.А., Ростанаев И.Д. Технические магнитные свойства магнитомягких металлокерамических сплавов // *Электротехнические металлокерамические изделия*. – М.: *Информ-электро*, 1965. – С. 22–31.

17. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ: учеб. пособие для вузов. – 3-е изд., доп. и перераб. – М.: Изд-во МИСиС, 1994. – 328 с.

18. Belli Y., Okada M., Thomas G. Microstructure and magnetic properties of Fe–Cr–Co alloys // *IEEE Trans. Magn.* – 1978. – Vol. 6, № 31. – P. 2049–2051.

19. Chin G.Y. New magnetic alloys // *Science*. – 1980. – № 208(4446). – P. 888–894.

## References

1. Burkhanov G.S., Dormidontov A.G., Miliaev I.M. Praktika i dal'neishie perspektivy promyshlennogo ispol'zovaniia vysokoprochnykh nanostrukturnykh magnetotverdykh splavov sistemy Fe–Cr–Co [Practice and further prospects of industrial use of high-strength nanostructural magnetosolid alloys of the Fe–Cr–Co system]. *Nanotekhnologicheskoe obshchestvo Rossii*, available at: <http://www.ntsр.info/science/library/3201.htm> (accessed 24 December 2014).

2. Zhukova E.Kh. [et al.]. Termicheskaja obrabotka i magnitnye svoistva kholodnodeformirovannogo splava 30Kh15K2MT [Heat treatment and magnetic properties of the coldnode-formed alloy 30X15K2MT]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov*, 2014, no. 2, pp. 15-19.

3. Kekalo I.B., Samarin B.A. Fizicheskoe metallovedenie pretsizionnykh splavov. Splavy s osobymi magnitnymi svoistvami [Physical metallurgical science of precision alloys. Alloys with special magnetic characteristics]. Moscow: Metallurgija, 1989. 469 p.

4. Zhen L., Sun X.Y., Xu C.Y., Gao R.S., Xu R.G., Chang Qin L. Magnetic anisotropy in Fe–25Cr–12Co–1Si alloy induced by external magnetic field. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2007, vol. 17, no. 2, pp. 346-350.

5. Fedorchenko I.M., Frantsevich I.N., Radomysel'skii I.D [et al.]. Poroshkovaia metallurgija. Materialy, tekhnologija, svoistva, oblasti primeneniia [Powder metallurgy. Materials, technology, properties, scopes]. Kiev: Nauk. dumka, 1985. 624 p.

6. Riaposov I.V., Shatsov A.A. Osobennosti legirovaniia, struktura i svoistva poroshkovogo magnitotverdogo splava s povyshennymi ekspluatatsionnymi kharakteristikami [Features of an alloying, structure and properties of powder magnetosolid alloy with the raised operational characteristics]. *Perspektivnye materialy*, 2009, no. 1, pp. 57-61.

7. Shatsov A.A. Poroshkovye materialy sistemy Fe–Cr–Co [Powder materials of Fe–Cr–Co system]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov*, 2004, no. 4, pp. 17-20.

8. Sidorova G.V., Korneev V.P., Miliaev I.M., Kovalenko L.V., Efimenko S.P. Issledovanie strukturnykh izmenenii v splave Fe–Cr–Co na nachal'noi stadii protsessa formirovaniia vysokokoertsitivnogo sostoianiia [The study of structural changes in the Fe-Cr-Co alloy at the initial stage of the formation process of coercivity condition]. *Metally*, 1997, no. 6, pp. 90-92.

9. Babakov A.A., Pridantsev M.V. Korrozionnostoikie stali i splavy [Research of structural changes in Fe-Cr-Co alloy at an initial stage of process of formation of a high-coercive state]. Moscow, 1971. 319 p.

10. Gol'dshtein M.I., Grachev S.V., Veksler Iu.G. Spetsial'nye stali [Special became]. Moskovskii institut stali i splavov, 1999. 408 p.

11. Miliaev I.M., Prutskov M.E., Laisheva N.V., Miliaev A.I., Iusupov V.S. [et al.]. O kinetike obrazovaniia sigma-fazy v magnitotverdyykh

splavakh sistemy Fe–Cr–Co [About education kinetics sigma phase in magnetosolid alloys of the Fe–Cr–Co system]. *Metally*, 2010, no. 6, pp. 73-76.

12. Bannykh O.A., Budberg P.B., Alisova S.P. Diagrammy sostoianiiia dvoynykh i mnogokomponentnykh sistem na osnove zheleza [Charts of a condition of double and multicomponent systems on the basis of iron]. Moscow: Metallurgiiia, 1986. 440 p.

13. Babakov A.A. [et al.]. Spetsial'nye splavy [Special alloys]. *Materialy v mashinostoroenii. Vychor i primenenie*. Moscow: Mashinostroenie, 1968. Vol. 3. 446 p.

14. Kut'in A.B., Zabil'skii V.V. Struktura, svoistva i razrushenie konstruksionnykh stalei [Structure, properties and destruction constructional staly]. Ekaterinburg: Ural'skoe otdelenie Rossiiskoi akademii nauk, 2006. 369 p.

15. Bobrova S.N., Vakutin A.P., Timokhova A.P., Shatsov A.A. Spechennye magnitomiagkie stali sistemy zhelezo–kremnii–bor [Baked magnetosoft there were systems iron-silicon-pine forest]. *Poroshkovaia metallurgiiia*, 1998, no. 9/10, pp. 35-43.

16. Al'tman A.B., Gladyshev P.A., Rostanaev I.D. Tekhnicheskie magnitnye svoistva magnitomiagkikh metallokeramicheskikh splavov [The technical magnetic properties of magnetic metal alloys]. *Elektrotekhnicheskie metallokeramicheskie izdeliia*. Moscow: Informelektro, 1965, pp. 22-31.

17. Gorelik S.S., Skakov Iu.A., Rastorguev L.N. Rentgenografi-cheskii i elektronno-opticheskii analiz [Radiographic and electron-optical analysis]. Moskovskii institut stalei i splavov, 1994. 328 p.

18. Belli Y., Okada M., Thomas G. Microstructure and magnetic properties of Fe–Cr–Co alloys. *IEEE Trans. Magn.*, 1978, vol. 6, no. 31, pp. 2049-2051.

19. Chin G.Y. New magnetic alloys. *Science*, 1980, no. 208(4446), pp. 888-894.

Получено 20.09.2016

### **Об авторах**

**Козвонин Владислав Анатольевич** (Пермь, Россия) – аспирант кафедры металловедения, термической и лазерной обработки металлов Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: kozzzvonin@gmail.com.

**Шацов Александр Аронович** (Пермь, Россия) – доктор технических наук, профессор кафедры металловедения, термической и лазерной обработки металлов Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: shatsov@pstu.ru.

**Ряпосов Иван Владимирович** (Пермь, Россия) – кандидат технических наук, доцент кафедры металловедения, термической и лазерной обработки металлов Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: riv@mail.ru.

### **About the authors**

**Vladislav A. Kozvonin** (Perm, Russian Federation) – Postgraduate Student, Department of Metal Science, Laser and Heat Treatment of Metals, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: kozzzvonin@gmail.com.

**Alexander A. Shatsov** (Perm, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Professor, Department of Metal Science, Laser and Heat Treatment of Metals, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: shatsov@pstu.ru.

**Ivan V. Ryaposov** (Perm, Russian Federation) – Ph. D. in Technical Sciences, Associate Professor, Department of Metal Science, Laser and Heat Treatment of Metals, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: riv@mail.ru.