

УДК 621.762:669.017

ИССЛЕДОВАНИЕ МАГНИТНЫХ ГИСТЕРЕЗИСНЫХ СВОЙСТВ ИЗОТРОПНЫХ МАГНИТОТВЕРДЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe-Cr-Co, ЛЕГИРОВАННЫХ ВОЛЬФРАМОМ¹

©2023 г. А.С. Устюхин^{1*}, В.А. Зеленский^{1*}, И.М. Миляев^{1*}, М.И. Алымов^{1*,2*},
Д.Ю. Ковалев^{2*}, В.С. Шустов^{1*}

^{1*}ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова (ИМЕТ) РАН,
Москва

E-mail: fcbneo@yandex.ru

^{2*}Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
им. А.Г. Мерджанова (ИСМАН) РАН, Черноголовка, МО

Поступила в редакцию 9 марта 2023 г.

После доработки 20 апреля 2023 г. принята к публикации 28 апреля 2023 г.

Получены магнитотвердые сплавы Fe-30Cr-20Co (мас. %), легированные вольфрамом в количестве до 3 мас. % методом порошковой металлургии. Исследование магнитных свойств показало, что добавки вольфрама повышают значения коэрцитивной силы H_c и максимального энергетического произведения $(BH)_{\max}$, но при этом снижают остаточную индукцию B_r . Указанный эффект усиливается с увеличением содержания вольфрама в материале. Максимальные значения H_c (55,8 кА/м) и $(BH)_{\max}$ (17,2 кДж/м³) наблюдаются у сплава, легированного 3 мас. % W. При этом исследованные в работе сплавы оказались чувствительными к условиям термической обработки. По данным рентгенофазового анализа в сплавах после полного цикла обработки присутствует заметная доля немагнитной γ -фазы, однако магнитные свойства при этом соответствуют уровню литых аналогов. В ходе испытаний на сжатие все образцы сплавов, легированных вольфрамом, разрушились до достижения степени деформации 20%, в то время как нелегированный сплав Fe-30Cr-20Co (мас. %) при этих условиях деформировался без разрушений. Таким образом, добавки вольфрама снижают пластичность материала.

Ключевые слова: порошковая металлургия; магнитотвердые сплавы системы Fe-Cr-Co; термическая обработка; магнитные гистерезисные свойства; механические свойства.

Сплавы системы Fe-Cr-Co применяются в машиностроении, приборостроении, электронике и других областях техники. Они обладают уникальным для магнитотвердых материалов сочетанием прочностных характеристик, пластичности, коррозионной стойкости, обрабатываемости давлением с хорошим уровнем магнитных гистерезисных свойств и их высокой температурной стабильности [1—3].

Структура, определяющая магнитные свойства сплавов системы Fe-Cr-Co, формируется в процессе специальной термической обработки. Данный процесс включает изотермическую выдержку при температуре порядка 620—670 °С (зависит от химического со-

става сплава), последующее медленное охлаждение до 450—500 °С или серию изотермических выдержек в том же диапазоне с последовательным снижением температуры. В результате термической обработки из структуры однородного высокотемпературного α -твердого раствора, который образуется путем предварительной закалки, по механизму спинального распада формируется метастабильная наноструктура с концентрационной неоднородностью. Такая структура состоит из сильномагнитной α_1 -фазы и слабомагнитной α_2 -фазы, обогащенных соответственно кобальтом и хромом [1, 4—6]. В зависимости от состава сплава и в первую очередь от концентрации кобальта оптимальная длительность термической обработки сплавов может быть существенно разной [7]. Длительные выдержки могут приводить к появлению в

¹Работа выполнена по государственному заданию ИМЕТ РАН № 075-01176-23-00 и ИСМАН РАН № 122032900050-6.

структуре равновесной немагнитной σ -фазы, которая ухудшает магнитные свойства.

Магнитотвердые сплавы системы Fe-Cr-Co часто легируют, используя разные добавки (Mo, Ti, Si, и др.) [8—10]. Практически все легирующие добавки в сплавах системы Fe-Cr-Co вводятся для расширения области существования α -твердого раствора и подавления формирования немагнитных фаз [11]. Вольфрам также является α -стабилизирующим элементом, но его в основном, как и молибден, используют с целью повышения коэрцитивной силы сплавов. При спинодальном распаде вольфрам (как и молибден) преимущественно концентрируется в α_2 -фазе [12]. Поскольку вольфрам, имеющий большой атомный радиус, в основном находится в α_2 -фазе, при его введении в сплав разница параметров элементарных ячеек α_1 - и α_2 -фаз возрастает и усиливается рост частиц α_1 -фазы вдоль направления $\langle 100 \rangle$. Как результат, коэрцитивная сила сплавов системы Fe-Cr-Co возрастает.

Исследованию эффектов легирования разными добавками в сплавы системы Fe-Cr-Co посвящено множество работ. Однако далеко не всегда в этих работах при использовании новых составов и методов получения приводится сравнение характеристик легированных и нелегированных образцов. Поэтому актуальность исследования эффективности применения легирующих элементов сохраняется. Настоящая работа посвящена изучению характеристик сплавов на основе состава Fe-30Cr-20Co (мас.%) при введении в систему вольфрама в количестве 1, 2 и 3 мас.% (сплавы W1, W2 и W3 соответственно). Для контроля изменений характеристик получали также образцы нелегированного сплава Fe-30Cr-20Co (далее X30K20) и обрабатывали их по аналогичным режимам. Для получения образцов использовалась классическая технология порошковой металлургии, исследовалось влияние добавок вольфрама на магнитные и механические свойства изотропно-магнитотвердого сплава X30K20.

Материалы и методики экспериментов. Сплавы системы Fe-Cr-Co получали методом порошковой металлургии из элементных порошков железа (карбонильное железо BC), хрома ПХС-1, кобальта ПК-1 и вольфрама ПВН. Порошки смешивали в течение 300 мин в турбулентном смесителе С2.0 в стеклянной емкости объемом 200 мл с добавлением

200 г стальных шаров диаметром 3 мм на 100 г шихты. Далее проводили одноосное одностороннее прессование шихт на ручном прессе KNUTH HP15 в стальной разъемной цилиндрической матрице (диаметр 13,6 мм) при давлении 600 МПа. Полученные цилиндрические прессовки массой 20 г и высотой ~20 мм спекали в шахтной вакуумной электропечи СШВ-1.2,5/25И1 в вакууме 10^{-2} — 10^{-3} Па в течение 2,5 ч при температуре спекания 1400 °С. Для предотвращения частичного испарения хрома с поверхности каждую прессовку сверху накрывали керамическим тиглем высотой 25—30 мм. Масса образцов после спекания составила 19,8—19,85 г, суммарные потери массы не превышали 1%. Спеченные образцы затем закаливали с температуры 1300 °С в воде. Термическую обработку (ТО) проводили в трубчатой печи, внешнее магнитное поле при этом не прикладывалось.

Для сплавов W1, W2 и W3 режим ТО включал три стадии: 1) изотермическая выдержка при температуре t_1 в диапазоне 635—650 °С в течение 40 мин; 2) охлаждение на 60 °С со скоростью $v_1 = 20$ °С/ч до 575—590 °С в зависимости от t_1 ; 3) охлаждение до 500 °С со скоростью $v_2 = 8$ °С/ч и последующее охлаждение до комнатной температуры.

Плотность спеченных образцов определяли методом гидростатического взвешивания в дистиллированной воде. Магнитные гистерезисные свойства измеряли на гистерезис-графе Permagraph L. Рентгенофазовый анализ (РФА) выполняли на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3М в монохроматическом медном излучении. Исследования микроструктуры и энергодисперсионный (ЭДС) анализ проводили на растровом электронном микроскопе Tescan Vega 3 с приставкой энергодисперсионного микроанализатора X-Act Oxford Instruments. Для механических испытаний на сжатие использована установка Instron 3382. Размеры цилиндрических образцов для испытаний: диаметр 7, высота 15 мм.

Результаты экспериментов и их обсуждение. Измерение плотности. Результаты измерения плотности образцов сплавов системы Fe-Cr-Co после спекания представлены в табл. 1. Теоретическую плотность $\rho_{\text{теор}}$ определяли по принципу аддитивности.

Спекаемость сплавов системы Fe-Cr-Co с повышением содержанием кобальта, как

Таблица 1

Результаты измерения плотности ρ образцов сплавов категории X30K20 после спекания, теоретическая плотность $\rho_{\text{теор}}$ и расчетные значения относительной плотности $\rho_{\text{отн}}$

Сплав	ρ	$\rho_{\text{теор}}$	$\rho_{\text{отн}}, \%$
	г/см^3		
X30K20	7,65—7,69	7,87	97,2—97,8
W1	7,66—7,72	7,99	95,9—96,7
W2	7,74—7,84	8,1	95,5—96,8
W3	7,76—7,93	8,21	94,5—96,5

правило, ухудшается. Результаты для нелегированного сплава X30K20 в целом это подтверждают (см. табл. 1): показатели относительной плотности для сплавов с меньшим содержанием кобальта при аналогичных условиях спекания ($t = 1350\text{—}1400\text{ }^{\circ}\text{C}$) обычно превышают 98%, а в данной работе значения $\rho_{\text{отн}}$ находятся в интервале 97—98%. Добавки вольфрама, в свою очередь, привели к небольшому снижению показателей относительной плотности до 94,5—97%, при этом с увеличением концентрации вольфрама разброс значений плотности экспериментальных образцов также становится больше. Впрочем, необходимо отметить, что плотность вольфрама значительно превышает плотность всех остальных элементов, поэтому при расчете

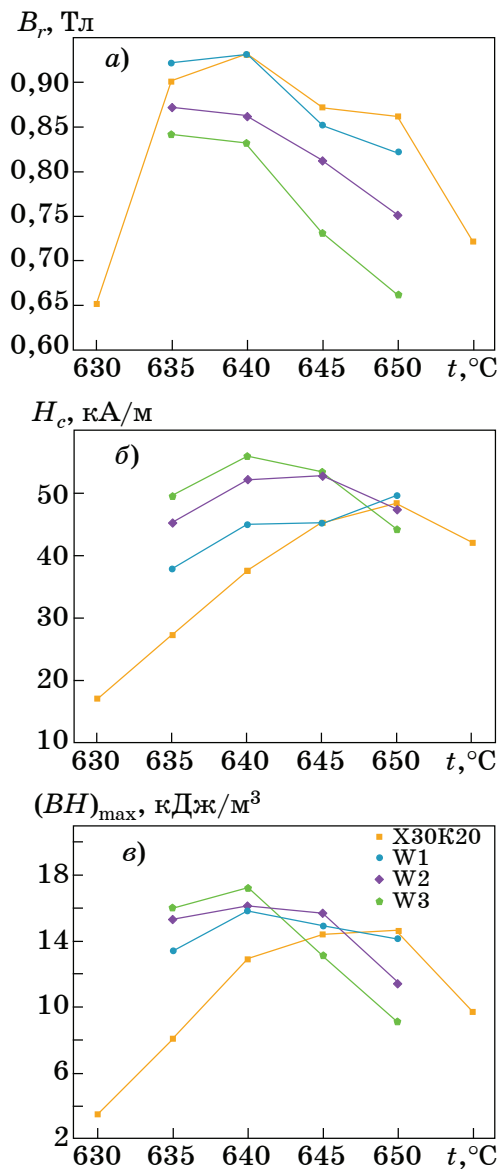
Таблица 2

Результаты измерения магнитных свойств сплавов W1, W2 и W3 при разных температурах обработки t_1

Сплав	$t_1, ^{\circ}\text{C}$	$B_r, \text{Тл}$	$H_c, \text{кА/м}$	$(BH)_{\text{max}}, \text{кДж/м}^3$
W1	635	0,92	37,7	13,4
	640	0,93	44,8	15,8
	645	0,85	45,1	14,9
	650	0,82	49,5	14,1
W2	635	0,87	45,1	15,3
	640	0,86	52,0	16,1
	645	0,81	52,6	15,7
	650	0,75	47,2	11,4
W3	635	0,84	49,4	16,0
	640	0,83	55,8	17,2
	645	0,73	53,3	13,1
	650	0,66	44,1	9,1

$\rho_{\text{теор}}$ по принципу аддитивности даже небольшие добавки вольфрама заметно повышают значения данного показателя.

Магнитные свойства. Результаты измерения магнитных свойств сплавов категории X30K20, легированных вольфрамом, представлены в табл. 2. Сравнительная характеристика таких параметров исследуемых сплавов, как B_r , H_c и $(BH)_{\text{max}}$, приведена на фиг. 1 в сопоставлении с теми же магнитными характеристиками сплава X30K20 без легирующих добавок в интервале температур $t_1 = 630\text{—}655\text{ }^{\circ}\text{C}$. При крайних значениях температур t_1 в указанном интервале (630 и 655 $^{\circ}\text{C}$ соответственно) наблюдаются сниженные показатели магнитных свойств. Соглас-



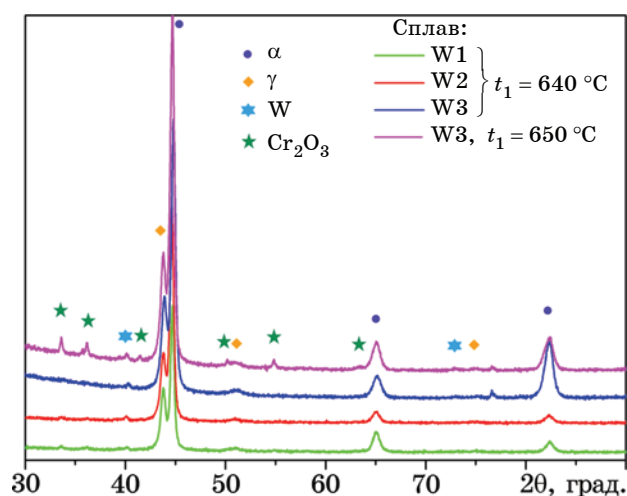
Фиг. 1. Зависимости B_r (а), H_c (б) и $(BH)_{\text{max}}$ (в) для изотропных сплавов категории X30K20 от температуры t_1

но полученным результатам (см. табл. 2 и фиг. 1) сплавы, легированные вольфрамом, обладают более высоким уровнем магнитных свойств по сравнению с тройным сплавом X30K20. Увеличение доли вольфрама в материале приводит к повышению коэрцитивной силы H_c и максимального энергетического произведения $(BH)_{\max}$, но при этом снижается остаточная индукция B_r . Максимальные значения H_c (55,8 кА/м) и $(BH)_{\max}$ (17,2 кДж/м³) наблюдаются у сплава W3 при температуре $t_1 = 640$ °С. Однако при $t_1 = 650$ °С у данного сплава W3 наибольшие потери магнитных свойств, он имеет даже самый низкий показатель H_c относительно других сплавов при тех же условиях ТО. Характер зависимости остаточной индукции B_r всех исследуемых сплавов с добавками вольфрама от температуры t_1 монотонно убывающий, в то время как зависимости H_c и $(BH)_{\max}$ от t_1 имеют преимущественно экстремальный характер с максимумом в районе температур $t_1 = 640\text{—}645$ °С. Среди образцов с добавками вольфрама наилучшими показателями остаточной индукции B_r обладает сплав W1 во всем интервале температур t_1 . По уровню B_r этот сплав имеет сопоставимые значения со сплавом X30K20, но с повышением t_1 до 645—650 °С начинает ему уступать (фиг. 1, а). Полученные зависимости магнитных свойств указывают на то, что исследуемые сплавы очень чувствительны к условиям ТО, а изменение температуры t_1 на 5—10 °С приводит к заметным перепадам значений.

Из анализа результатов следует, что магнитные свойства исследованных в работе изотропных порошковых сплавов категории X30K20 с добавками вольфрама находятся на высоком уровне, сопоставимом с характеристиками аналогов, получаемых по литейной технологии. Например, магнитные свойства изотропного высококобальтового сплава 30X23K (ГОСТ 24897—81): $B_r = 0,75$ Тл, $H_c = 50$ кА/м и $(BH)_{\max} = 12$ кДж/м³. Стоит отметить, что для изотропных сплавов Fe-Cr-Co содержание кобальта является критически важным для магнитных свойств. Если сплавы с высоким содержанием кобальта по уровню коэрцитивной силы могут конкурировать даже с анизотропными аналогами, то средне- и низкокобальтовые изотропные сплавы имеют показатели в несколько раз более низкие по сравнению с анизотропны-

ми. Поэтому разница в 3% Со между сплавами X30K23 и X30K20 в случае обработки без внешнего магнитного поля может быть довольно серьезной для магнитных свойств и ее не всегда можно компенсировать подбором легирующих добавок или оптимального режима ТО.

Рентгенофазовый анализ сплавов, легированных вольфрамом. На фиг. 2 представлены рентгенограммы образцов сплавов W1, W2 и W3 после ТО при температуре $t_1 = 640$ °С. Для сравнения приведена дифрактограмма образца сплава W3 с пониженными магнитными свойствами после ТО при температуре $t_1 = 650$ °С.



Фиг. 2. Дифрактограммы образцов порошковых сплавов W1, W2 и W3 после полного цикла ТО

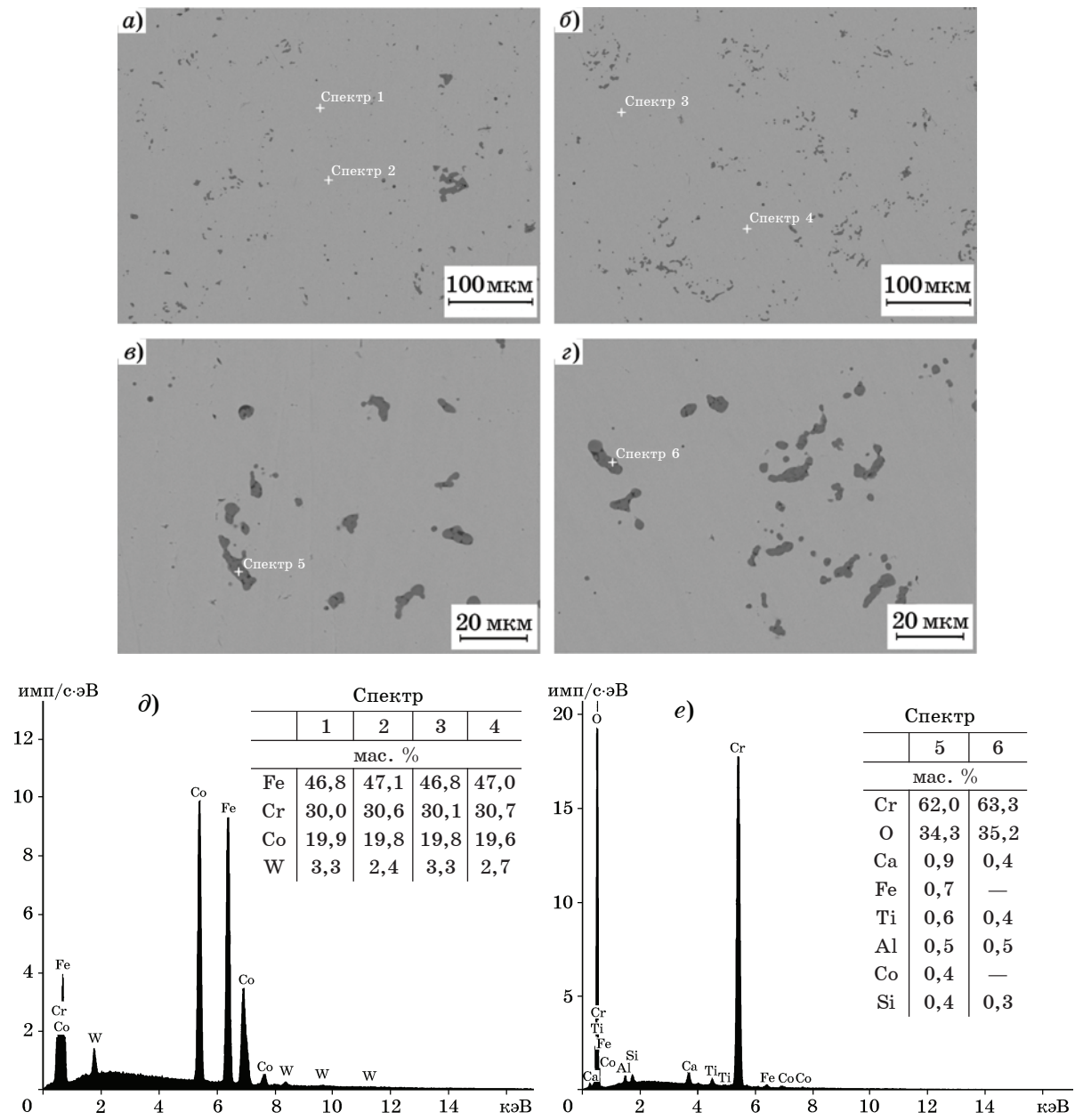
Согласно приведенным на фиг. 2 дифрактограммам сплавы представляют собой преимущественно твердый раствор с ОЦК структурой с параметром элементарной ячейки 2,8664 Å. Во всех сплавах наблюдается присутствие заметной доли фазы на основе железа с ГЦК структурой (γ-фаза, параметр элементарной ячейки 3,5790 Å). В области $2\theta = 40,25$ град. наблюдается слабый рефлекс (110) вольфрама, что может указывать на его неполное растворение в материале при спекании. Атомный фактор рассеяния вольфрама существенно больше, чем у других элементов, входящих в сплав. Поэтому предел обнаружения вольфрама в зависимости от условий регистрации может достигать 0,01%. Также на нескольких дифрактограммах можно наблюдать рефлексы, характерные для оксидных соединений со структурой гематита типа Me_2O_3 . В случае сплавов

Fe-Cr-Co подобные соединения являются, как правило, оксидом хрома Cr_2O_3 ; они наблюдаются чаще всего на месте пор. Наиболее заметные рефлексии оксидных включений отмечены на дифрактограмме сплава W3, обработанного по режиму при температуре $t_1 = 650^\circ\text{C}$. Данный образец обладает пониженными магнитными свойствами, и увеличенная доля оксидных включений может быть тому причиной. Однако само по себе увеличение доли оксидов — явление в какой-то степени аномальное, поскольку условия получения всех исследованных образцов можно считать одинаковыми, исключение со-

ставляет температура t_1 , но ее изменения на 10°C не должны давать подобный эффект. Для изучения причин понижения магнитных свойств при изменении режима обработки требуются дополнительные исследования.

Исследование распределения элементов. На фиг. 3 представлены микроснимки (СЭМ) структуры непротравленных шлифов образцов сплава W3 после полного цикла ТО при температуре $t_1 = 640$ и 650°C и результаты ЭДС анализа.

На фотографиях микрошлифов (фиг. 3, а—г) светлая матрица является однородной, несмотря на наличие нескольких фаз в



Фиг. 3. Фотографии микрошлифов (а—г) образцов сплава W3 после полного цикла ТО при разных температурах ($t_1, ^\circ\text{C}$: а, в — 640 ; б, г — 650) и результаты ЭДС анализа для отмеченных спектров (д, е)

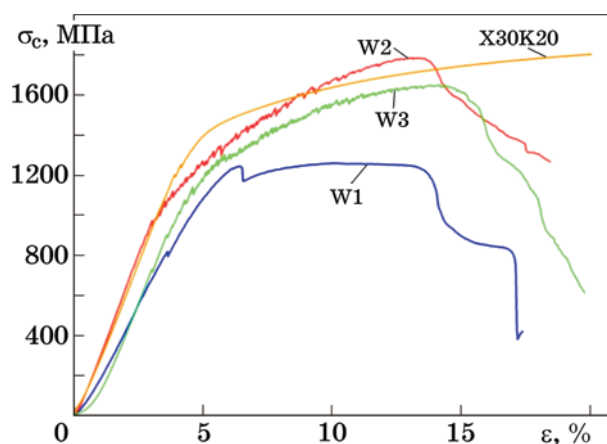
структуре согласно результатам РФА. На фиг. 3, б доля темных оксидных включений визуально больше, чем на фиг. 3, а, что подтверждает данные РФА. Сами включения образуют скопления (см. фиг. 3, б). Согласно результатам ЭДС анализа разброс концентраций основных компонентов минимален (фиг. 3, д), а темные включения являются оксидом хрома (фиг. 3, е). Стоит отметить, что самые большие перепады концентраций в разных точках (см. фиг. 3, д) наблюдаются у вольфрама, который является легирующим элементом. Это может объяснять и появление слабого рефлекса (110) на дифрактограммах. В процессе ЭДС анализа в отдельных точках были зафиксированы не входящие в состав сплавов элементы, такие как кальций, алюминий и титан. Это объясняется их присутствием в качестве примеси (Ca, Si) в исходном порошке хрома и в полировальной пасте для приготовления шлифов (Al, Ti).

В наибольшей степени обращает на себя внимание отсутствие светлых выделений γ -фазы, которые наблюдались на спеченном сплаве Fe-30Cr-24Co (X30K24) после закалки [13]. Однако между настоящим исследованием и работой [13] есть существенная разница. Образец сплава X30K24 с немагнитной фазой в структуре спекали при относительно низкой температуре 1150 °С. Так как при смешивании порошков нельзя добиться полной гомогенности, на участках с повышенной концентрацией кобальта при низкотемпературном спекании формируется твердый раствор на основе γ -фазы. Это в свою очередь замедляет диффузионные процессы, поскольку коэффициент диффузии в γ -Fe согласно исследованиям [14] на два порядка ниже, чем в α -Fe, и сильно затрудняет гомогенизацию. В результате в структуре присутствовали большие области с концентрационной неоднородностью, которые на фотографиях микрошлифов из-за разницы эффективных атомных номеров были легко различимы.

Для сплава X30K20 появление γ -фазы на стадии спекания при $t = 1400$ °С согласно диаграммам равновесия маловероятно, но возможно с учетом недостаточной гомогенности исходной шихты. Косвенно на появление γ -фазы может указывать пониженная плотность образцов (см. табл. 1), а легирование вольфрамом в отличие, например, от молибдена, возможно, ухудшает спекаемость

материала. Также γ -фаза в высококобальтовых сплавах может формироваться и на стадии ТО. Согласно диаграммам равновесия при температурах порядка 600—650 °С данная категория сплавов попадает в трехфазную область $\alpha + \gamma + \sigma$, поэтому длительные выдержки при этих температурах могут приводить к появлению нежелательных γ - и σ -фаз. В любом случае выделения γ -фазы согласно микроснимкам на фиг. 3 являются мелкодисперсными и могут фиксироваться только микроскопией высокого разрешения.

Механические свойства. Исследования механических свойств сплавов категории X30K20, легированных вольфрамом, проводили на образцах после полного цикла ТО. Для испытаний отобраны образцы с максимальным или оптимальным набором магнитных свойств. Образцы испытывали на сжатие до степени деформации 20%, максимальная нагрузка в зависимости от образца при этом варьировалась в пределах 60—80 кН (6—8 тс). Кривые нагружения представлены на фиг. 4. Значения предела текучести $\sigma_{0,2}$, прочности на сжатие σ_c и степени деформации при разрушении ε_f представлены в табл. 3.



Фиг. 4. Кривые нагружения при испытании на сжатие образцов сплавов категории X30K20

Таблица 3

Результаты определения предела текучести $\sigma_{0,2}$, прочности на сжатие σ_c и степени деформации при разрушении ε_f образцов сплавов категории X30K20

Сплав	$\sigma_{0,2}$	σ_c	ε_f , %	Разрушение
	МПа			
X30K20	1100	>1800	>20%	Нет
W1	780	1250	6,5%	Да
W2	910	1790	13,5%	Да
W3	700	1650	14,4%	Да

Анализ кривых нагружения на фиг. 4 показывает, что нелегированный сплав Х30К20 является достаточно пластичным и деформируется без разрушения как минимум до 20% степени деформации. Кривые нагружения сплавов, легированных вольфрамом, имеют зубчатую форму, что указывает на постоянное появление трещин при нагружении. Все образцы сплавов, легированных вольфрамом, разрушились в ходе испытаний. Стоит отметить, что со сплавами, легированными вольфрамом, возникали сложности при подготовке образцов для испытания, поскольку они имеют очень высокую твердость. Из-за этого возникают трудности при их механической обработке.

Причинами разрушения образцов при испытаниях на сжатие и их высокой твердости после полного цикла ТО являются пониженная плотность сплавов, физические свойства вольфрама и структура сплавов, сформированная в результате ТО. Расслоение α -твердого раствора на α_1 - и α_2 -фазы при спиновальном распаде привело к искажению кристаллической решетки, а введение в систему в качестве легирующей добавки вольфрама — элемента с большим атомным радиусом значительно усилило этот процесс. По совокупности эти факторы привели также к увеличению микронапряжений и, с одной стороны, к повышению коэрцитивной силы, а с другой, к снижению пластичности.

Таким образом, добавки вольфрама ухудшили пластичность сплавов Fe-Cr-Co, а также снизили значения предела текучести до 700—900 МПа (см. табл. 3). При этом с увеличением содержания вольфрама значения степени деформации при разрушении ε_f и прочности на сжатие σ_c возрастают.

Выводы. 1. Легирование вольфрамом повышает значения коэрцитивной силы H_c и максимального энергетического произведения $(BH)_{\max}$, но снижает значения остаточной индукции B_r сплава Х30К20. Оптимальный интервал температур t_1 при термической обработке (ТО) для исследованных в работе изотропных сплавов оказался достаточно узким, а сами сплавы — чувствительными к условиям ТО. Для нелегированного сплава Х30К20 оптимальный интервал температур t_1 составляет 645—650 °С. Легирование вольфрамом смещает оптимальный интервал температур t_1 в сторону более низких температур порядка 640—645 °С.

2. Рентгенофазовый анализ (РФА) сплавов Х30К20, легированных вольфрамом, показал наличие заметной доли немагнитной γ -фазы после полного цикла ТО. Несмотря на это материал обладает необходимым уровнем магнитных свойств, сопоставимым с характеристиками аналогов, получаемых по литейной технологии.

3. Все образцы сплавов, легированных вольфрамом, разрушились в ходе испытаний на сжатие. Вид кривых нагружения этих образцов имеет зубчатую форму, что указывает на постоянное появление трещин при нагружении. У нелегированного сплава Х30К20 кривая нагружения имеет плавный вид, а сам материал является достаточно пластичным и деформируется без разрушения как минимум до 20% степени деформации. Таким образом, добавки вольфрама снижают пластичность сплава Х30К20.

4. Согласно результатам измерения плотности, механических свойств и данным РФА добавки вольфрама в сплавы системы Fe-Cr-Co нужно вводить совместно с другими легирующими элементами, повышающими спekaемость и пластичность, а также стабилизирующими высокотемпературный α -твердый раствор.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kaneko, H. New ductile permanent magnet of Fe-Cr-Co system / H. Kaneko, M. Homma, K. Nakamura // AIP Conf. Proc. 1972. V.5. №1. P.1088—1092.
2. Korznikov, A. The effect of the heat treatment regime on the structure and physical-mechanical properties of a 23X15KT hard magnetic alloy / A.V. Korznikov, S.V. Dmitriev, G.F. Korznikova, S.V. Gladkovskii, A.I. Potekaev // Russ. Phys. J. 2015. V.57. P.1308—1312.
3. Ustyukhin, A.S. Synthesis, thermal treatment, and characterization of sintered hard magnetic Fe-30Cr-16Co alloy / A.S. Ustyukhin, A.B. Ankudinov, V.A. Zelensky, M.I. Alymov, I.M. Milyaev, T.A. Vompe // J. Alloys Comp. 2022. V.902. Art.163754.
4. Mukhamedov, B.O. Spinodal decomposition in ternary Fe-Cr-Co system / B.O. Mukhamedov, A.V. Ponomareva, I.A. Abrikosov // J. Alloys Comp. 2017. V.695. P.250—255.
5. Zhang, L. Spinodal decomposition in Fe-25Cr-12Co alloys under the influence of high magnetic field and the effect of grain boundary / L. Zhang, Z. Xiang., X. Li, E. Wang // Nanomaterials. 2018. V.8. P.578.
6. Cherednichenko, I.V. Structure formation of the highly coercive state in Fe-Cr-Co-Mo alloys / I.V. Cherednichenko, V.S. Shubakov, R.I. Malinina, A.S. Perminov, V.P. Menushenkov // Steel in Transl. 2010. V.40. P.93—97.
7. Ustyukhin, A.S. The study of the magnetic properties of Fe-30Cr-(8-16)Co powder hard magnetic alloys / A.S. Ustyukhin, V.A. Zelensky, I.M. Milyaev, A.B.

- Ankudinov // AIP Conf. Proc. 2020. V.2315. №1. P.040—047.
8. *Han, X.* Effects of multi-stage aging on the microstructure, domain structure and magnetic properties of Fe-24Cr-12Co-1,5Si ribbon magnets / X. Han, S. Bu, X. Wu, J. Sun, Y. Zhang, C. Cui // *J. Alloys Comp.* 2017. V.694. P.103—110.
 9. *Tao, S.* Effects of Sm on structural, textural and magnetic properties of Fe-28Cr-20Co-3Mo-2V-2Ti hard magnetic alloy / S. Tao, Z. Ahmad, P. Zhang, X. Zheng, S. Zhang // *J. Alloys Comp.* 2020. V.816. P.152—619.
 10. *Tao, S.* Enhancement of magnetic and microstructural properties in Fe-Cr-Co-Mo-V-Zr-Y permanent magnetic alloy / S. Tao, Z. Ahmad, P. Zhang, X. Zheng, F. Wang, X. Xu // *J. Magnetism and Magn. Mater.* 2019. V.484. P.88—94.
 11. *Szymura, S.* The effect of silicon on the structure and properties of Fe-Cr-Co permanent magnet alloys / S. Szymura, L. Sojka // *J. of Magnetism and Magn. Mat.* 1986. V.53. №4. P.379—389.
 12. *Malinina, R.I.* Heat treatment and properties of plastically deforming, highly coercive iron alloy (30% Cr, 15% Co, 2% W, 1% Mo and 1% Ti) / R.I. Malinina, V.S. Shubakov, E.Kh. Zhukova, D.G. Zhukov // *Steel in Transl.* 2013. V.43. №5. P.270—273.
 13. *Устюхин, А.С.* Исследование фазового состава порошкового магнитотвердого сплава Fe-30Cr-(8—24)Co, спеченных при различных температурных режимах / А.С. Устюхин, А.Б. Анкудинов, В.А. Зеленский, И.М. Миляев, А.А. Ашмарин, М.И. Алымов // *ДАН. Сер. Физ. химия.* 2018. Т.483. №2. С.170—174.
 14. *Alberry, P.J.* Interdiffusion of Cr, Mo, and W in iron / P.J. Alberry, C.W. Haworth // *Met. Sci.* 1974. V.8. P.407—412.