

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА

УДК 539.213

АМОРФНЫЕ СПЛАВЫ СИСТЕМЫ Fe–Co–Cr–V–Si ДЛЯ РАЗРАБОТКИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МАГНИТОТВЕРДЫХ МАТЕРИАЛОВ

© 2023 г. Э. Н. Занаева^{а, *}, А. И. Базлов^{а, b}, Е. В. Убийвовк^а, Д. А. Милькова^а

^аНациональный исследовательский технологический университет (НИТУ) “МИСИС”,
Ленинский просп., 4, Москва, 119991 Россия

^бСанкт-Петербургский государственный университет,
Университетская наб., 7–9, Санкт-Петербург, 199034 Россия

*e-mail: zanaeva@misis.ru

Поступила в редакцию 28.03.2023 г.

После доработки 02.05.2023 г.

Принята к публикации 10.05.2023 г.

Работа посвящена исследованию возможности получения магнитотвердых материалов при кристаллизации аморфных сплавов системы Fe–Co–Cr–V–Si. Проведен анализ влияния содержания бора в сплавах на их стеклообразующую способность. Проанализированы структура и фазовые превращения в сплавах при нагреве с использованием методов рентгеновской дифракции и просвечивающей электронной микроскопии. Установлены закономерности влияния фазового состава на магнитные свойства сплавов. Показано, что формирование нанодисперсной эвтектической структуры $[\alpha + (\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{B}]$ при кристаллизации аморфной матрицы является перспективным для создания новых магнитотвердых материалов.

Ключевые слова: аморфные сплавы, структура, кристаллизация, магнитотвердые материалы, фазовый состав

DOI: 10.31857/S0015323023600508, EDN: MKKDYY

ВВЕДЕНИЕ

Развитие техники и ее миниатюризация требуют использования новых энергоэффективных материалов [1]. Магнитотвердые сплавы находят свое применение во многих сферах электронной и электротехнической промышленности [2]. Постоянные магниты на основе редкоземельных элементов являются рекорсменами по своим магнитотвердым характеристикам [3, 4]. Однако их стоимость крайне высока, что обусловлено высокой стоимостью исходных компонентов и сложной энергоемкой технологией производства [5, 6]. Часто постоянные магниты с требуемыми свойствами получают путем консолидации порошков, полученных с использованием механического легирования или закалки из жидкого состояния. К основным недостаткам этих традиционных методов относятся высокие производственные затраты, загрязнение (окислением) и длительность производственного цикла [7, 8].

Среди магнитотвердых безредкоземельных сплавов можно выделить две группы сплавов на основе системы Fe–Co–Cr [9] и Al–Ni–Co [10], в которых высокий уровень магнитотвердых свойств достигается за счет протекания при термической обработке спинодального распада [11]. В результа-

те формируется наноразмерная двухфазная структура, состоящая из фаз с разными магнитными свойствами. Одна из этих фаз обладает высокой индукцией насыщения, а вторая либо парамагнитна, либо обладает высокой магнитной анизотропией [12]. Формирование структуры, в которой на наноуровне чередуются такие фазы, приводит к повышению коэрцитивной силы сплавов, а высокая индукция насыщения одной из фаз является ключевым фактором, влияющим на магнитную энергию данных сплавов.

Аморфные и нанокристаллические металлические материалы на основе ферромагнитных элементов – железа и кобальта, нашли широкое применение благодаря уникальному комплексу магнитомягких свойств по сравнению с кристаллическими аналогами [13]. Аморфные сплавы являются прекурсором для формирования нанокристаллической структуры [14–17]. Низкая скорость диффузии в аморфной фазе затрудняет рост кристаллов, что совместно с легированием медью позволяет получать гомогенные нанокристаллические сплавы с размером зерна 10–20 нм, путем традиционной термической обработки [18–21].

В зависимости от состава аморфные сплавы на основе железа могут быть получены не только в

форме ленты, но и в объемных отливках с критической толщиной до 10 мм [22, 23]. Предпринимали попытки получения постоянных нанокompозитных магнитов посредством частичной кристаллизации объемных металлических стекол на основе железа [24, 25]. Одним из примеров является кристаллизованный аморфный сплав $\text{Fe}_{67}\text{Co}_{9.4}\text{Nd}_{3.1}\text{Dy}_{0.5}\text{B}_{20}$ в виде стержня диаметром 0.5 мм, который обладает нанокompозитной структурой [26]. Это концептуально новое исследование показывает, что кристаллизация аморфного сплава на основе железа является перспективным и простым способом изготовления объемных постоянных магнитов [27].

Перспективно использование аморфного состояния сплавов для формирования наноструктурированных безредкоземельных постоянных магнитов. Одним из возможных путей для достижения данного результата является объединение двух подходов — использование аморфного состояния в качестве прекурсора для формирования наноструктуры, взяв в качестве базовой системы легирования Fe—Co—Cr, в которой возможно протекание спинодального распада, с добавками элементов аморфизаторов В и Si. Ранее была исследована подобная система легирования, однако к аморфным сплавам применяли сложную схему термообработки, аналогичную применяемой для кристаллических сплавов системы Fe—Co—Cr [28], и в результате не были установлены закономерности структурообразования из аморфного состояния.

Цель данной работы — установление возможности формирования наноструктурного состояния для получения магнитотвердых материалов на основе сплавов системы Fe—Co—Cr—B—Si при кристаллизации из аморфного состояния. Соотношение металлов в составе было выбрано аналогично сплаву X22K15ТФ, применяемому для изготовления постоянных магнитов. Предполагается, что такой подход может значительно упростить термическую обработку для формирования магнитотвердого состояния в материалах за счет сокращения времени изотермической выдержки при температурах распада, а также устранения закалки из аустенитной области.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Объектами исследования служили сплавы состава $(\text{Fe}_{62}\text{Cr}_{24}\text{Co}_{14})_{76+x}\text{B}_{23-x}\text{Si}_1$ (ат. %), где $x = 0, 2, 4, 6, 8, 10$. Сплавы выплавляли из чистых компонентов в электродуговой печи. Далее методом быстрой закалки на вращающемся медном диске получали образцы металлических лент толщиной 15–40 мкм. Линейная скорость вращения диска-кристаллизатора составляла 15–40 м/с. Структура образцов была исследована методом рентгеновской дифрактометрии, в монохроматическом $\text{CuK}\alpha$ -из-

лучении на дифрактометре Bruker D8 Advance с установленным монохроматором на отраженном пучке. Микроструктура лент была исследована с применением просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), на микроскопе Zeiss Libra 200 при сканировании (СПЭМ) в режимах темного поля, высокого разрешения и микродифракции. Характеристические температуры сплавов определяли по термограммам сплавов, полученным методом дифференциальной сканирующей калориметрии при скорости нагрева $40^\circ/\text{мин}$ на калориметре Setaram Labsys в атмосфере аргона. Магнитные характеристики при комнатной температуре измеряли на навесках лент методом вибрационной магнитометрии в максимальном поле электромагнита 500 кА/м на магнитометре VSM-130.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

По данным рентгеновского фазового анализа (рис. 1а) образцы металлических лент из сплавов, содержащих от 76 до 84 ат. % металлов, характеризуются аморфной структурой, на дифрактограммах сплавов наблюдается диффузный максимум в интервале углов 2θ 38° – 52° . В лентах сплава с 86 ат. % металлов ($x = 10$) не удается получить полностью аморфную структуру при закалке, в структуре наблюдается формирование кристаллов твердого раствора на основе железа с ГЦК-решеткой (γ -фаза), о чем свидетельствуют характерные рефлексы на дифрактограмме. Соответственно, сплав с 86 ат. % металлов обладает наименьшей критической толщиной (табл. 1), значение которой увеличивается по мере увеличения в составе сплавов содержания бора, основного элемента, стабилизирующего аморфную фазу при закалке [29, 30], до 40 мкм в сплаве с 76 ат. % металлов ($x = 0$). На рис. 1б приведены термограммы сплавов, сравнение которых показывает, что с увеличением содержания бора в сплавах меняется механизм кристаллизации.

На ДСК-кривой сплава с $x = 10$ присутствуют два отдельных размытых экзотермических пика кристаллизации. При увеличении содержания бора до 15% ($x = 8$) на термограмме сплава наблюдается размытый экзотермический пик, сливающийся с острым пиком кристаллизации.

В сплавах с содержанием бора больше 15 ат. % наблюдается одностадийная реакция кристаллизации, которой соответствует острый экзотермический пик на термограмме. Температура начала кристаллизации сплавов T_x , снижается с уменьшением содержания бора в составе сплавов. Кристаллизация всех сплавов начинается из аморфной фазы, на термограммах отсутствует переход в область переохлажденной жидкости. На термограммах сплавов с $x < 8$ наблюдается второй экзотермический пик в районе температуры 780°C .

Кроме того, на термограммах всех сплавов вблизи температур 830–850°С наблюдаются особенности, соответствующие эндотермической реакции.

Для установления типа фазовых превращений и анализа фазового состава был проведен рентгенофазовый анализ сплавов после нагрева до различных температур. На рис. 2а представлены дифрактограммы сплавов с x , равным 0 и 6, кристаллизация которых проходит одностадийно. При достижении температуры кристаллизации аморфная фаза кристаллизуется по эвтектической реакции с формированием смеси α -твердого раствора и высокотемпературного метастабильного борида (Fe,Cr)₃B (*I-4*). При этом с увеличением содержания бора в составе сплава увеличивается доля борида при кристаллизации. Высокотемпературная экзотермическая реакция связана с распадом метастабильного борида (Fe, Cr)₃B на смесь α -твердого раствора и стабильного борида (Fe,Cr)₂B (*I4/mcm*). Высокотемпературный экзотермический пик так же, как и в сплаве с $x = 8$, связан с распадом метастабильного борида (Fe, Cr)₃B.

Первый экзотермический пик (пре-пик) на термограмме сплава с $x = 8$ связан с формированием из аморфной фазы нанокристаллической смеси фазы σ -(FeCr) и α -твердого раствора (рис. 2б). Основная экзотермическая реакция связана с формированием из остаточной аморфной фазы эвтектической смеси α -твердого раствора и высокотемпературного метастабильного борида (Fe,Cr)₃B. Высокотемпературный экзотермический пик связан с распадом метастабильного борида (Fe,Cr)₃B.

На рис. 2в представлены дифрактограммы сплава с $x = 10$ после нагрева. Первый экзотермический пик на термограмме является суперпозицией двух экзотермических реакций. Для точного установления природы каждой из них был проведен нагрев до температуры начала кристаллизации 490°С и до температуры T_{p1} . Показано, что на начальной стадии кристаллизации аморфной фазы наблюдается первичная кристаллизация α -твердого раствора на основе железа. Высокотемператур-

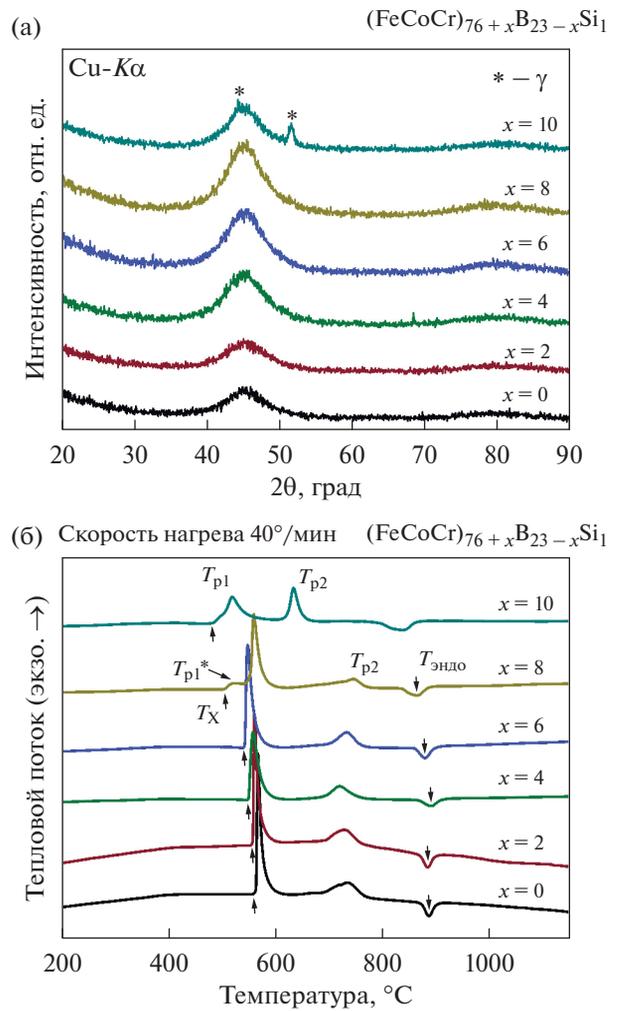


Рис. 1. Дифрактограммы (а) и термограммы (б) образцов металлических лент исследуемых сплавов $(Fe_{62}Cr_{24}Co_{14})_{76+x}B_{23-x}Si_1$ в состоянии после быстрой закалки.

ное плечо первого экзотермического максимума связано с выделением смеси α - и σ -фазы (FeCr) (*P42/mnm*) из остаточной аморфной матрицы. Второй экзотермический максимум на термо-

Таблица 1. Химический состав и физические свойства исследуемых сплавов $(Fe_{62}Cr_{24}Co_{14})_{76+x}B_{23-x}Si_1$

Сплав	Плотность, г/см ³	Критическая толщина, мкм	T_x , °С	T_{p1} , °С	T_{p2} , °С	$T_{Эндо}$, °С
$x = 0$	7.34	40	563	566	735	887
$x = 2$	7.37	40	557	560	729	885
$x = 4$	7.40	35	550	557	720	891
$x = 6$	7.42	30	542	548	733	880
$x = 8$	7.49	24	505	$T_{p1}^* - 524$ 560	745	864
$x = 10$	7.55	18	484	518	634	838

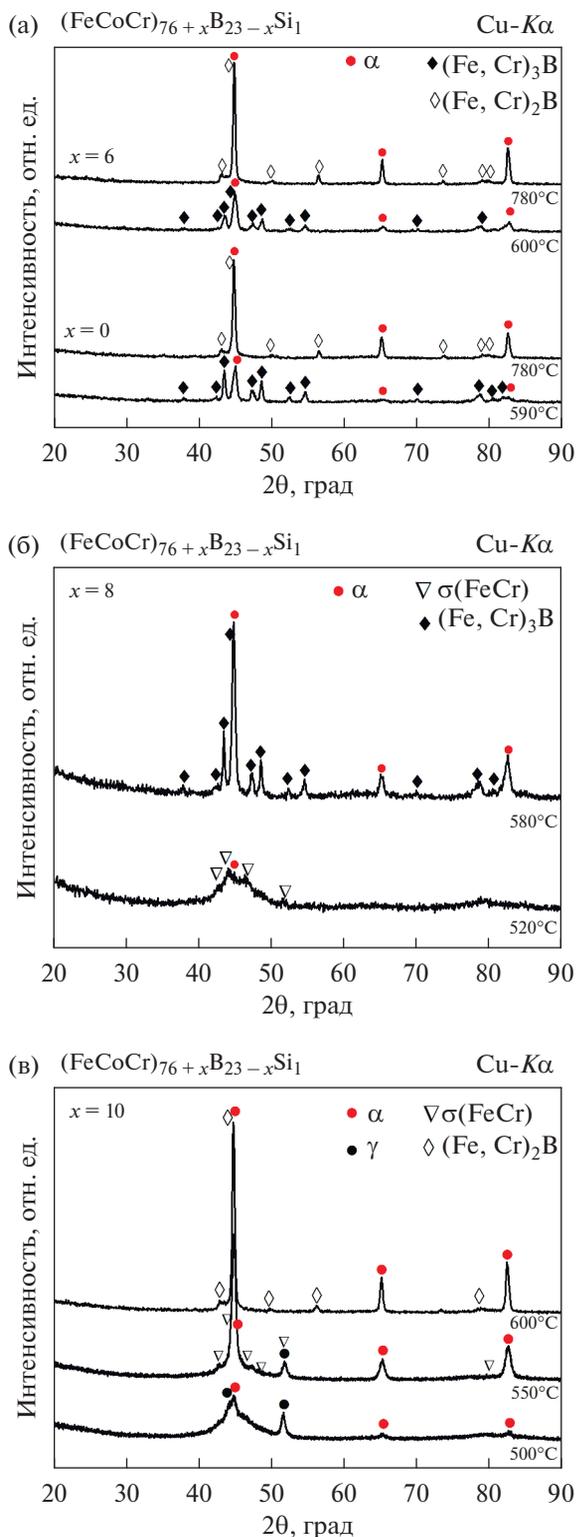


Рис. 2. Дифрактограммы сплавов $(\text{Fe}_{62}\text{Cr}_{24}\text{Co}_{14})_{76+x}\text{B}_{23-x}\text{Si}_1$, где $x = 0$ и 6 (а), $x = 8$ (б), $x = 10$ (в), после нагрева до различных температур.

грамме одновременно связан с несколькими эффектами – растворением σ -фазы (FeCr), распадом сформированной в процессе закалки γ -фазы,

и выделением борида $(\text{Fe,Cr})_2\text{B}$ с тетрагональной кристаллической решеткой.

Таким образом, из комплексного анализа термограмм и дифрактограмм исследуемых сплавов $(\text{Fe}_{62}\text{Cr}_{24}\text{Co}_{14})_{76+x}\text{B}_{23-x}\text{Si}_1$ в различных состояниях можно сделать вывод, что с увеличением содержания металлов происходит изменение механизма кристаллизации из аморфной матрицы с эвтектического в сплав с $x = 0$ на первичную кристаллизацию в сплавах с $x = 8$.

Были проведены измерения магнитных свойств сплавов в различных фазовых состояниях с целью установления влияния фазового состава на индукцию и коэрцитивную силу сплавов. В табл. 2 представлены значения магнитных свойств сплавов после нагрева до различных температур. В закаленном состоянии все сплавы парамагнитны. Это объясняется снижением точки Кюри ниже комнатной температуры, за счет высокого содержания в сплавах хрома и бора.

В сплавах с $x = 0-6$, структура которых представляет собой эвтектическую смесь α -твердого раствора и высокотемпературного метастабильного борида $(\text{Fe,Cr})_3\text{B}$, наблюдается снижение индукции насыщения сплавов при увеличении содержания бора в составе. Такая тенденция связана со снижением массовой доли фазы с высокой индукцией в структуре – α -твердого раствора. На дифрактограммах сплавов наблюдается значительное снижение относительной интенсивности его рефлексов с увеличением содержания бора. Распад фазы $(\text{Fe,Cr})_3\text{B}$ на α -твердый раствор и фазу $(\text{Fe,Cr})_2\text{B}$ при температуре выше 780°C приводит к росту индукции насыщения сплавов и снижению коэрцитивной силы. Это объясняется увеличением доли магнитомягкой фазы – α -твердого раствора, и изменением типа борида. Известно, что борид Fe_2B обладает худшими магнитотвердыми свойствами, чем фаза Fe_3B [31, 32].

Низкие значения индукции насыщения и коэрцитивной силы сплава с $x = 8$ после нагрева до температуры 520°C объясняются малой объемной долей кристаллических фаз в структуре и их типом. После первой стадии кристаллизации в структуре отсутствуют фазы с высокой магнитокристаллической анизотропией и содержится большая доля остаточной аморфной матрицы, которая парамагнитна. Кристаллизация эвтектики $[\alpha + (\text{Fe,Cr})_3\text{B}]$ приводит к росту индукции насыщения и коэрцитивной силы сплава. Обладая такой структурой, данный сплав демонстрирует наилучшее сочетание магнитных свойств, несмотря на меньшее значение коэрцитивной силы, обладает наибольшим значением удельной магнитной энергии среди исследуемых сплавов. Это достигается за счет высоких значений индукции насыщения. Распад фазы $(\text{Fe,Cr})_3\text{B}$ в этом

Таблица 2. Магнитные свойства исследуемых сплавов $(\text{Fe}_{62}\text{Cr}_{24}\text{Co}_{14})_{76+x}\text{B}_{23-x}\text{Si}_1$ после быстрой закалки и нагрева до различных температур, где M_S – намагниченность насыщения; M_R – остаточная намагниченность; M_R/M_S – приведенная остаточная намагниченность; H_C – коэрцитивная сила; $(BH)_{\max}/2$ – удельная магнитная энергия

Сплав	Состояние	M_S , Тл	M_R , Тл	M_R/M_S	H_C , кА/м	$(BH)_{\max}/2$, Дж/м ³	Фазовый состав
$x = 0$	Литое						Аморфный
	590 °С	0.31	0.17	0.55	52.02	1.68	$\alpha + (\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{B}$
	780 °С	0.93	0.53	0.57	20.10	2.41	$\alpha + (\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{B}$
$x = 2$	Литое						Аморфный
	590 °С	0.36	0.22	0.61	53.13	2.54	$\alpha + (\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{B}$
	780 °С	0.98	0.49	0.5	15.29	2.24	$\alpha + (\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{B}$
$x = 4$	Литое						Аморфный
	610 °С	0.58	0.34	0.59	52.21	3.91	$\alpha + (\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{B}$
	780 °С	1.11	0.62	0.56	18.6	2.02	$\alpha + (\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{B}$
$x = 6$	Литое						Аморфный
	600 °С	0.68	0.42	0.62	40.86	3.98	$\alpha + (\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{B}$
	780 °С	1.20	0.69	0.58	17.6	2.11	$\alpha + (\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{B}$
$x = 8$	Литое						Аморфный
	520 °С	0.21	0.05	0.24	5.10	–	$\alpha + \sigma (\text{FeCr})$
	580 °С	0.72	0.52	0.72	29.87	4.70	$\alpha + (\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{B}$
$x = 10$	780 °С	1.32	0.75	0.57	16.6	2.07	$\alpha + (\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{B}$
	Литое						Аморфный + γ
	500 °С	0.31	0.09	0.29	12.90	–	$\alpha + \gamma$
	550 °С	1.07	0.63	0.59	11.50	2.13	$\alpha + \gamma + \sigma (\text{FeCr})$
	600 °С	1.29	0.82	0.64	13.10	3.31	$\alpha + (\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{B}$

сплаве, как и в сплавах с $x = 0-6$, приводит к увеличению магнитной индукции насыщения и снижению коэрцитивной силы.

В сплаве с $x = 10$ наблюдаются фазовые превращения, не характерные для других сплавов. Первичная кристаллизация твердого раствора на основе железа приводит к формированию состояния с высокой индукцией насыщения, но относительно низкой коэрцитивной силой. Отличие высокотемпературного превращения данного сплава от остальных заключается в прохождении эвтектической реакции $[\alpha + (\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{B}]$ без образования метастабильного борида $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{B}$. Такое поведение объясняется тем, что в процессе первичной кристаллизации α -твердого раствора остаточная аморфная матрица обедняется металлами, и ее состав сдвигается в сторону формирования стабильного борида $(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{B}$.

Для определения параметров структуры были проведены исследования ПЭМ сплава с $x = 6$ после нагрева до 600 °С, и обладающего наилучшим комплексом свойств. На рис. 3 приведены изображения СПЭМ в режиме темного поля, ПЭМ высокого разрешения и дифракционная картина

выбранной области. Структура сплава представляет собой мелкодисперсную смесь кристаллов α -твердого раствора и боридов $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{B}$. Кристаллы имеют форму, близкую к равноосной. Средний размер кристаллов составляет 25 нм. В структуре отсутствует аморфная фаза, что указывает на полное прохождение процессов кристаллизации за одну эвтектическую реакцию.

Формирование в структуре при отжиге наноразмерной смеси $[\alpha + (\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{B}]$ является причиной формирования у исследуемых сплавов состояния с высокой коэрцитивной силой. При этом высокая индукция насыщения в сплавах достигается за счет увеличения содержания в структуре α -фазы. В отличие от индукции насыщения, являющейся свойством, чувствительным к фазовому составу, коэрцитивная сила и зависящая от нее магнитная энергия являются свойствами структурочувствительными. Увеличение коэрцитивной силы и остаточной индукции возможно несколькими путями. Применением термоманитной обработки, приводящей к ориентированному росту кристаллов из аморфной матрицы [33]. Высокая температура распада фазы

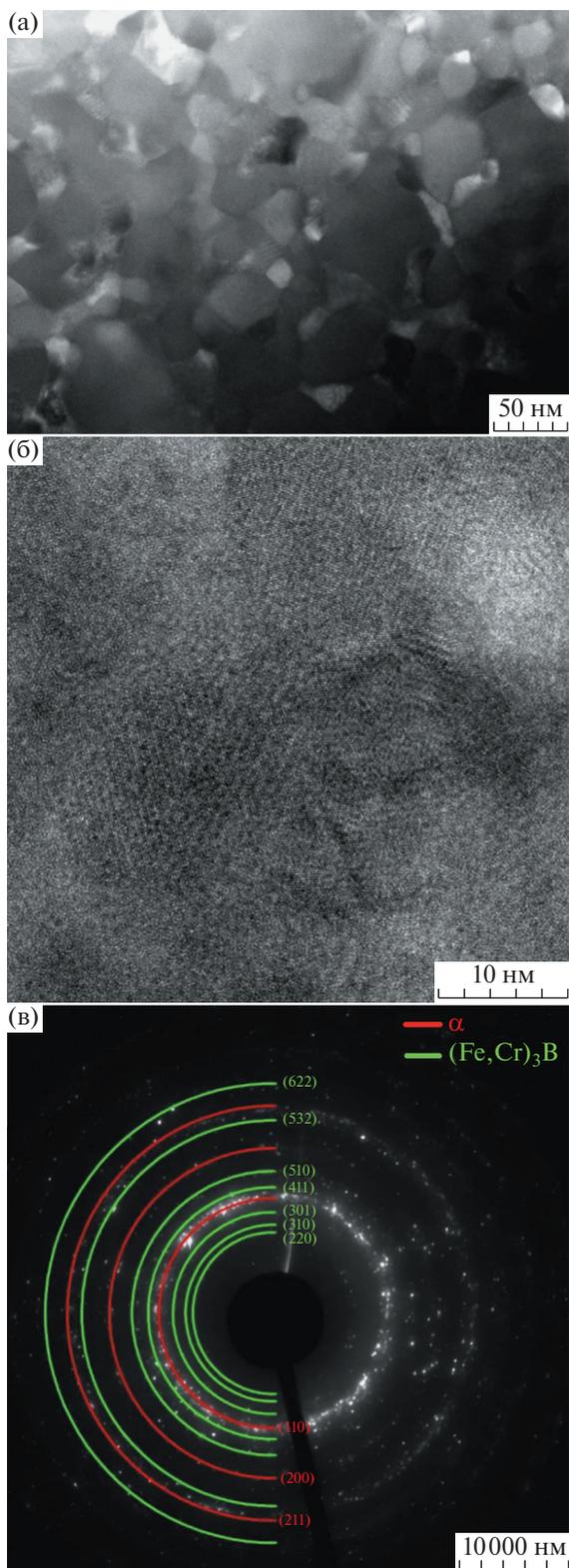


Рис. 3. ПЭМ/СПЭМ-изображения сплава $(\text{Fe}_{62}\text{Cr}_{24}\text{Co}_{14})_{76+x}\text{B}_{23-x}\text{Si}_1$, $x = 6$: (а) изображения СПЭМ в режиме темного поля, (б) ПЭМ высокого разрешения и (в) дифракционная картина выбранной области.

$(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{B}$ позволяет применять низкотемпературную термомагнитную обработку, направленную на прохождение спинодального распада α -твердого раствора [9]. Кроме того, коэрцитивная сила сплавов зависит от размера зерна. Таким образом, оптимизация режимов термической обработки является перспективным направлением исследований для получения высококоэрцитивного состояния в сплавах $\text{Fe}-\text{Co}-\text{Cr}-\text{B}-\text{Si}$ с аморфной структурой.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методом быстрой закалки получены ленты сплавов $(\text{Fe}_{62}\text{Cr}_{24}\text{Co}_{14})_{76+x}\text{B}_{23-x}\text{Si}_1$ (ат. %), где $x = 0-10$. Установлено, что критическая толщина ленты увеличивается с увеличением содержания бора и составляет 40 мкм для сплавов с $x = 0$; 2 и меньше 18 мкм для сплава с $x = 10$.

Показано, что с увеличением содержания бора в составе механизм кристаллизации сплавов изменяется с первичной кристаллизации α -твердого раствора на эвтектический, в результате которого образуется наноразмерная смесь α -твердого раствора и высокотемпературная метастабильная фаза $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{B}$, стабильная до температуры 750°C.

Установлено, что формирование наноразмерной эвтектической смеси [$\alpha + (\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{B}$] в процессе кристаллизации аморфной фазы является причиной получения высококоэрцитивного состояния в быстрозакаленных сплавах на основе системы $\text{Fe}-\text{Co}-\text{Cr}$, легированных Si и B.

Показано, что для получения материалов с высоким комплексом магнитотвердых свойств наиболее перспективными являются аморфные сплавы $(\text{Fe}_{62}\text{Cr}_{24}\text{Co}_{14})_{76+x}\text{B}_{23-x}\text{Si}_1$, содержащие в своем составе от 84 ($x = 8$) до 80 ($x = 4$) ат. % металлов.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 22-79-00293, <https://rscf.ru/project/22-79-00293/>, Национальный исследовательский технологический университет “МИСиС”, г Москва). Авторы выражают благодарность Междисциплинарному ресурсному центру “Нанотехнологии” СПбГУ за помощь в проведении исследований ПЭМ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Lucarini S., Hossain M., Garcia-Gonzalez D.* Recent advances in hard-magnetic soft composites: Synthesis, characterisation, computational modelling, and applications // *Compos. Struct.* 2022. V. 279. P. 114800.
2. *Coey J.M.D.* Permanent magnet applications // *J. Magn. Mater.* 2002. V. 248. № 3. P. 441–456.
3. *Coey J.M.D.* Perspective and Prospects for Rare Earth Permanent Magnets // *Engineering.* 2020. V. 6, № 2. P. 119–131.

4. Wallace W.E. Rare Earth-Transition metal permanent magnet materials // Prog. Solid State Chem. 1985. V. 16. № 3. P. 127–162.
5. Kumari A., Kumar Sahu S. A comprehensive review on recycling of critical raw materials from spent neodymium iron boron (NdFeB) magnet // Sep. Purif. Technol. 2023. P. 123527.
6. Kurima K., Satoshi H. Chapter 208 Permanent magnets. 2001. P. 515–565.
7. Tan X.H., Xu H., Bai Q., Zhao W.J., Dong Y.D. Magnetic properties of Fe–Co–Nd–Y–B magnet prepared by suction casting // J. Non. Cryst. Solids. 2007. V. 353. № 4. P. 410–412.
8. Li H.X., Lu Z.C., Wang S.L., Wu Y., Lu Z.P. Fe-based bulk metallic glasses: Glass formation, fabrication, properties and applications // Prog. Mater. Sci. 2019. V. 103. № January. P. 235–318.
9. 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. V. 586. P. S291–S293.
10. Mohapatra J., Xing M., Elkins J., Liu J. P. Hard and semi-hard magnetic materials based on cobalt and cobalt alloys // J. Alloys Compd. 2020. V. 824. P. 153874.
11. Mukhamedov B.O., Ponomareva A.V., Abrikosov I.A. Spinodal decomposition in ternary Fe–Cr–Co system // J. Alloys Compd. 2017. V. 695. P. 250–256.
12. Iwama Y., Takeuchi M. Spinodal Decomposition in Alnico 8 Magnet Alloy // Trans. Japan Inst. Met. 1974. V. 15. № 5. P. 371–377.
13. Herzer G. Modern soft magnets: Amorphous and nanocrystalline materials // Acta Mater. Acta Materialia Inc. 2013. V. 61. № 3. P. 718–734.
14. Chin T.-S., Lin C.Y., Lee M.C., Huang R.T., Huang S.M. Bulk nano-crystalline alloys // Mater. Today. 2009. V. 12. № 1–2. P. 34–39.
15. Abrosimova G.E., Aronin A.S. The fine structure of FCC nanocrystals in Al- and Ni-based alloys // Phys. Solid State. 2002. V. 44. № 6. P. 1003–1007.
16. Abrosimova G.E., Aronin A.S., Kir'janov Y.V., Gloriant T.F., Greer A.L. Nanostructure and microhardness of AL86NI11YB3 nanocrystalline alloy // Nanostructured Mater. 1999. V. 12. № 5–8. P. 617–620.
17. Noskova N.I., Shulika V.V., Potapov A.P. Magnetic properties and microstructure of nanocrystalline soft magnetic Fe_{73.5-x}Co_xCu₁Nb₃Si_{13.5}B₉ alloys // Phys. Met. Metallogr. 2006. V. 102. № 5. P. 506–511.
18. Faupel F., Frank W., Macht M.-P., Mehrer H., Naundorf V., Rätzke K., Schober H.R., Sharma S.K., Teichler H. Diffusion in metallic glasses and supercooled melts // Rev. Mod. Phys. 2003. V. 75. № 1. P. 237–280.
19. Mushnikov N.V., Potapov A.P., Shishkin D.A., Protasov A.V., Golovnya O.A., Shchegoleva N.N., Gaviko V.S., Shunyaev K.Y., Bykov V.A., Starodubtsev Y.N., Belozherov V.Y. Magnetic properties and structure of nanocrystalline FINEMET alloys with various iron contents // Phys. Met. Metallogr. 2015. V. 116. № 7. P. 663–670.
20. Kataev V.A., Starodubtsev Y.N., Mikhalytsyna E.A., Belozherov V.Y., Tsyngalov R.V. Magnetic properties and induced anisotropy of nanocrystalline Fe_{72.5-x}Ni_xCu_{1.1}Nb_{1.9}Mo_{1.5}Si_{14.3}B_{8.7} alloys // Phys. Met. Metal. 2017. V. 118. № 6. P. 558–563.
21. Hono K., Ping D.H., Ohnuma M., Onodera H. Cu clustering and Si partitioning in the early crystallization stage of an Fe_{73.5}Si_{13.5}B₉Nb₃Cu₁ amorphous alloy // Acta Mater. 1999. V. 47. № 3. P. 997–1006.
22. Suryanarayana C., Inoue A. Iron-based bulk metallic glasses // Int. Mater. Rev. 2013. V. 58. № 3. P. 131–166.
23. Inoue A. Stabilization of metallic supercooled liquid and bulk amorphous alloys // Acta Mater. 2000. V. 48. № 1. P. 279–306.
24. Pawlik P. Glass formability of Fe–Co–Pr–Dy–Zr–B alloys and magnetic properties following devitrification // Scr. Mater. 2003. V. 49. № 8. P. 755–760.
25. Li J.W., He A.N., Shen B.L. Effect of Tb addition on the thermal stability, glass-forming ability and magnetic properties of Fe–B–Si–Nb bulk metallic glass // J. Alloys Compd. 2014. V. 586. P. S46–S49.
26. Zhang W., Inoue A. Bulk nanocomposite permanent magnets produced by crystallization of (Fe,Co)–(Nd,Dy)–B bulk glassy alloy // Appl. Phys. Lett. 2002. V. 80. № 9. P. 1610–1612.
27. Zhang W.Y., Stoica M., Eckert J., Yu P., Jiang J.Z. Preparation of bulk Nd₂Fe₁₄B/Fe₃B nanocomposite magnets with high rare earth content // Intermetallics. 2008. V. 16. № 3. P. 341–344.
28. Zhukov D.G., Shubakov V.S., Zhukova E.K., Gorshenkov M.V. Phase transformation in rapidly quenched Fe–Cr–Co–Mo–Ti–Si–B alloys // IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng. 2018. V. 327. P. 032062.
29. Sun H., Wang Y. Glass Forming Ability, Thermal Stability, and Magnetic Properties of FeCoNiBSi Alloys with Different B Contents // Adv. Mater. Sci. Eng. 2018. V. 2018. P. 1–6.
30. Wang F., Inoue A., Kong F.L., Han Y., Zhu S.L., Shalaan E., Al-Marouki F. Formation, thermal stability and mechanical properties of high entropy (Fe, Co, Ni, Cr, Mo)-B amorphous alloys // J. Alloys Compd. 2018. V. 732. P. 637–645.
31. Zhao X., Li L., Bao K., Zhu P., Tao Q., Ma S., Liu B., Ge Y., Li D., Cui T. Synthesis and characterization of a strong ferromagnetic and high hardness intermetallic compound Fe₃B // Phys. Chem. Chem. Phys. 2020. V. 22. № 46. P. 27425–27432.
32. Pal S.K., Diop L.V.B., Skokov K.P., Gutfleisch O. Magnetic properties of Mo-stabilized bulk Fe₃B magnet // Scr. Mater. 2017. V. 130. P. 234–237.
33. Han X., Sun J., Liu T., Wang H., Zhang Y., Cui C. Effects of magnetic field and annealing on the structure and magnetic properties of Alnico ribbons // J. Alloys Compd. 2019. V. 785. P. 715–724.