

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА

УДК 537.622.4

МИКРОСТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА (Sm,Zr)(Fe,Co)_{10.3}Ti_{0.7}, ИЗГОТОВЛЕННОГО МЕТОДОМ ПОЛОСОВОГО ЛИТЬЯ

© 2023 г. А. В. Протасов^{a, b, *}, А. Г. Попов^{a, b}, А. С. Волегов^{a, b}, В. С. Гавико^{a, b},
А. В. Шитов^{a, c}, О. А. Головня^{a, b}

^aИнститут физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

^bУральский федеральный университет им. Б.Н. Ельцина, ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

^cАО “Уральский электромеханический завод”, ул. Студенческая, 9, Екатеринбург, 620137 Россия

*e-mail: protasov@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 26.07.2022 г.

После доработки 02.11.2022 г.

Принята к публикации 14.11.2022 г.

Сплавы с малым содержанием редкоземельных металлов на основе соединений Sm(Fe,Co,Ti)₁₂ являются хорошими кандидатами для получения высокоэнергоемких постоянных магнитов. Методом полосового литья (strip casting), позволяющего реализовать низкие скорости закалки, получен сплав (Sm,Zr)(Fe,Co)_{10.3}Ti_{0.7}. Структура и магнитные свойства сплава исследованы методами сканирующей микроскопии, рентгеноструктурного и термомагнитного анализа. Исходный неомогенный сплав удается гомогенизировать отжигом при 1150°C. Полученный сплав сохраняет высокоанизотропное состояние, типичное для фазы Sm(Fe,Co,Ti)₁₂.

Ключевые слова: ThMn₁₂, редкоземельные магниты, микроструктура, XRD, strip-casting

DOI: 10.31857/S001532302260099X, **EDN:** KPHKYE

ВВЕДЕНИЕ

Повышение мировых цен на неодим и особенно диспрозий, а также низкая рабочая температура магнитов (Nd,Dy)—Fe—В привели к поиску новых композиций магнитотвердых сплавов, содержащих редкоземельные элементы (R) в минимальном количестве. В последнее время ведется активная разработка композиций многокомпонентных магнитотвердых сплавов с тетрагональной структурой типа ThMn₁₂ (1 : 12), в которых часть атомов R замещена атомами циркония. Основная проблема формирования фазы 1 : 12 заключается в необходимости ее стабилизации дополнительными немагнитными элементами, из которых наиболее привлекательные гистерезисные свойства сплавов обеспечивают Ti и V [1–20].

Реализованные значения коэрцитивной силы в системе сплавов RFe_{12–x}M_x без ванадия пока не превосходят 6.5 кЭ. Количество V, необходимое для стабилизации структуры ThMn₁₂, практически в два раза превосходит необходимое содержание Ti, что, соответственно, приводит к большему уменьшению намагниченности насыщения M_s [21]. На основе сплавов, легированных V, были успешно реализованы первые спеченные магни-

ты [6, 22], однако сплавы, легированные Ti, обладают большим потенциалом свойств.

Намагниченность насыщения M_s и поле магнитокристаллической анизотропии H_a сплавов Sm(Fe_{0.8}Co_{0.2})₁₁Ti и Sm_{0.8}Zr_{0.2}(Fe_{0.8}Co_{0.2})_{11.5}Ti_{0.5} проявляют более высокую термостабильность по сравнению со сплавами Nd₂Fe₁₄B [23]. По данным работы [24], M_s порошка (Sm,Zr)(Fe,Co)_{11.5}Ti_{0.5} достигает 16.3 кГс, H_a = 74 кЭ при комнатной температуре, а температура Кюри составляет 607°C.

В работе [12] исследованы быстрозакаленные сплавы Sm_{1.1–x}Zr_x(Fe_{0.8}Co_{0.2})_{11.3–y}Ti_{0.7} (x = 0, 0.2, 0.4, 0.6 и y = 0, 0.3, 0.5, 0.7, 0.9), полученные при разных скоростях движения поверхности закалочного барабана 0.75–6.0 м/с. В работе продемонстрировано, что микроструктура образцов морфологически меняется при изменении как скорости закалки, так и толщины ленты. При этом полученные материалы представляют собой лабораторные образцы, в которых масса одной разлики не превышала 2.5 г. Результаты работы явно показывают, что несмотря на достигнутый успех в получении высоких магнитных гистерезисных свойств на быстрозакаленных наноструктурированных лентах [5, 8, 12, 14, 17, 18, 25, 26], необходимо исследование возможностей получе-

Таблица 1. Химический состав шихты и приготовленного сплава

	Sm, вес. %	Fe, вес. %	Co, вес. %	Zr, вес. %	Ti, вес. %	Al, вес. %	O, вес. %
Сплав 1							
Шихта	19.9	66.5	8.0	1.2	4.4	—	—
Ожидаемый состав	17.9	68.5	8.0	1.2	4.4	—	—
Химический анализ	14.8	71.36	8.4	0.19	4.5	1.15	0.008
Сплав 2							
Шихта	20.9	65.5	8.0	1.2	4.4	—	—
Ожидаемый состав	17.9	68.5	8.0	1.2	4.4	—	—
Химический анализ	18.2	67.38	8.4	1.1	4.6	0.32	0.017

ния таких свойств с более медленной скоростью закалки, которые можно реализовать на больших разливочных барабанах.

Целью данной работы является изготовление сплава $(\text{Sm}_{0.9}\text{Zr}_{0.1})(\text{Fe}_{0.9}\text{Co}_{0.1})_{10.3}\text{Ti}_{0.7}$ по технологии полосового литья (strip casting), исследование его структуры и фазового состава. Наличие дисперсной кристаллической структуры в таком сплаве должно упрощать процедуру его гомогенизации, а также способствовать более легкому получению мелкозернистого порошка с однородным распределением монокристаллических частиц по размеру [28, 29].

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Сплав выплавлен в индукционной печи FMI-I-2R для получения сплавов методом полосового литья (strip casting). Шихтовый и химический составы сплавов 1 и 2 представлены в табл. 1.

Шихту из Fe, Co, Zr, Ti загружали в алундовый тигель и в печи создавали предварительный вакуум 3.5×10^{-3} и 1.6×10^{-3} Па в случае сплавов 1 и 2 соответственно. При разогреве шихты приблизительно до 1000°C в плавильный блок закачивали

аргон до давления около 1.0×10^3 Па. После расплавления шихты ее перегревали до 1550°C . Самарий загружали в расплав из дозатора.

Разливку расплава на закалочный барабан проводили от температуры 1440 и 1485°C (для сплавов 1 и 2 соответственно) через промежуточный ковш, нагретый до 800°C . Скорость вращения поверхности медного водоохлаждаемого барабана составляла 2.2 м/с. С барабана в приемник сплав попадал в форме пластинок, показанных на рис. 1. Пластины сплава имели толщину 0.2 – 0.3 мм и ширину 1.5 – 2 см. Химические составы шихты и сплава приведены в табл. 1. Формула состава сплава 2 $(\text{Sm}_{0.91}\text{Zr}_{0.09})(\text{Fe}_{0.9}\text{Co}_{0.1})_{10.14}\text{Ti}_{0.72}$.

Данные рентгеновской дифракции образцов получены на рентгеновском дифрактометре Empyrean (PANalytical) в $\text{Cu K}\alpha$ -излучении. Микроскопия выполнена в режиме обратно отраженных электронов на сканирующем электронном микроскопе AURIGA CrossBeam. Магнитные свойства сплава измеряли на установке PPMS DynaCool (Quantum Design) в полях напряженности до 90 кЭ на текстурованных порошках со средним размером частиц порядка 5 мкм, фиксированных в эпоксидной смоле. Температурные зависимости начальной ac магнитной восприимчивости измеряли методом трансформатора с компенсированными катушками в переменном магнитном поле амплитудой 3 Э и частотой 800 Гц в интервале температур 20 – 900°C .

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Изображение полученных пластинок полосового литья сплавов показано на рис. 1. Полосы сплава 1 оказались перегреты, так что после попадания в приемник произошло их спекание. Кроме того, из табл. 1 видно, что состав сплава 1 отличается от ожидаемого по самарию на 17% , а по цирконию на 80% , что связано с крайней неоднородностью лент по составу. Технологически пришлось повысить температуру расплава (на 40°C) для получения хорошей ленты. Состав сплава 2 соответствовал ожидаемому в пределах 5% , по-

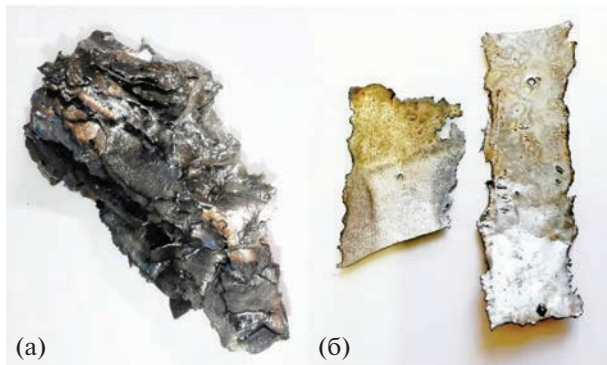


Рис. 1. Пластины сплава $(\text{Sm}_{0.91}\text{Zr}_{0.09})(\text{Fe}_{0.9}\text{Co}_{0.1})_{10.14}\text{Ti}_{0.72}$, приготовленного по технологии strip-casting: Сплав 1 (а) и Сплав 2 (б).

Таблица 2. Фазовый состав и параметры решеток фаз сплава (Sm_{0,91}Zr_{0,09})(Fe_{0,9}Co_{0,1})_{10,14}Ti_{0,72} после термообработок

№ образца	Термообработка	Фаза	<i>a</i> , Å	<i>b</i> , Å	<i>c</i> , Å	Весовая доля, %
1	Исходный сплав	ThMn ₁₂	8.5425		4.7864	83.3
		Sm ₃ (Fe,Ti) ₂₉	9.7402	8.5750	10.5763	9.9
		1-7	8.5273		12.4164	5.1
		α(Fe,Co,Ti)	2.8753			0.9
		Sm ₂ O ₃	14.242	3.627	8.8765	0.8
2	Исходный сплав	ThMn ₁₂	8.5564		4.7856	62.3
		Sm ₃ (Fe,Ti) ₂₉	9.7156	8.6415	10.5783	11.7
		1-7	8.5337		12.4213	5.2
		α(Fe,Co,Ti)	2.8819			20.8
		Sm ₂ O ₃	14.294	3.6402	8.8876	0.8
3	Отжиг 1050°C	ThMn ₁₂	8.5444		4.7844	76.4
		Sm ₃ (Fe,Ti) ₂₉	9.7382	8.583	10.561	18.5
		1-7	8.5300		12.390	0.9
		α(Fe,Co,Ti)	2.878			4.1
		Sm ₂ O ₃	14.294	3.6402	8.8876	0.8
4	Отжиг 1150°C	ThMn ₁₂	8.5572		4.7869	78.8
		α(Fe,Co,Ti)	2.8826			21.2

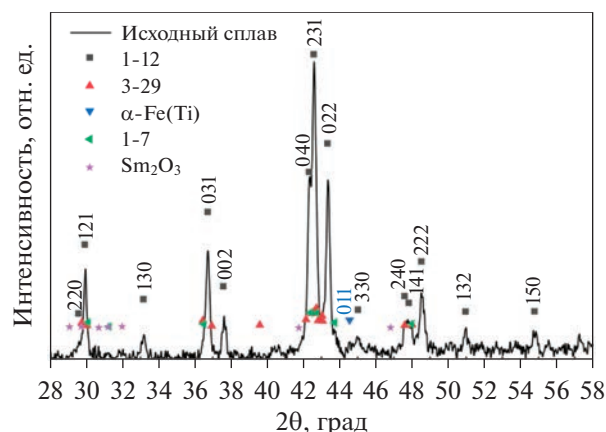
этому далее в исследованиях использовали пластины данного образца.

В табл. 2 приведены данные рентгеновского фазового анализа разных пластинок исходного сплава 2. Образцы № 1 и № 2 соответствуют рентгенограммам для разных пластинок исходного сплава 2. Рентгенограмма порошка № 1 исходного сплава 2, приготовленного по технологии strip casting, показана на рис. 2. Исходный сплав сильно неоднороден и содержит до пяти фаз, кроме того, он неоднороден по объему. Составы образцов 1 и 2 сильно отличаются; доля α-(Fe,Co,Ti) образца № 1 не превышает 1 вес. %, а в образце № 2 достигает 20 вес. %. Основной фазой исходного сплава является фаза Sm(Fe,Co,Ti,Zr)₁₂ со структурой типа ThMn₁₂, ее весовая доля достигает 83% (образец 1). Кроме нее в сплаве содержится 10 вес. % фазы (Sm,Zr)₃(Fe,Co,Ti)₂₉ (3-29), 5 вес. % фазы (Sm,Zr)(Fe,Co,Ti)₇ (1-7), а также следы оксида самария Sm₂O₃. В отличие от работы [12], при более медленной закалке в сплаве дополнительно выпадает фаза 3-29, при этом не было обнаружено фаз Ti₁₋₈Zr₈Fe₂.

С целью оптимизации фазового состава исходного сплава 2 было проведено исследование влияния отжига при температурах 800–1150°C в течение 1–4 ч. Отжиг при температурах вплоть до 1100°C не приводит к гомогенизации сплава. После отжига при 1050°C в течение 1ч в обедненной железом части сплава происходит только увеличение фазы α-(Fe,Co,Ti) от ~0.9 до ~4.1%. По-видимому, происходило испарение Sm с поверхно-

сти пластинок сплава. После отжига при температуре 1150°C фазы 3-29 и 1-7 исчезают, однако увеличивается количество фазы α-(Fe,Co,Ti).

Влияние отжига на фазовый состав хорошо коррелирует с результатами измерений температурной зависимости *ac* магнитной восприимчивости $\chi(T)$, представленными на рис. 3. Зависимость $\chi(T)$ исходного сплава (Sm_{0,91}Zr_{0,09})(Fe_{0,9}Co_{0,1})_{10,14}Ti_{0,72} демонстрирует верхняя кривая. Температура Кюри *T_C* фазы 1 : 12 составляет 406°C. На кривой восприимчивости при повышении температуры выше 400–430°C (пик фазы 1 : 12) наолюдается ещё один пик на 840–850°C, что, вероятно, указывает на присутствие фазы α-(Fe,Co,Ti). Кроме того, в


Рис. 2. Рентгенограмма порошка исходного сплава.

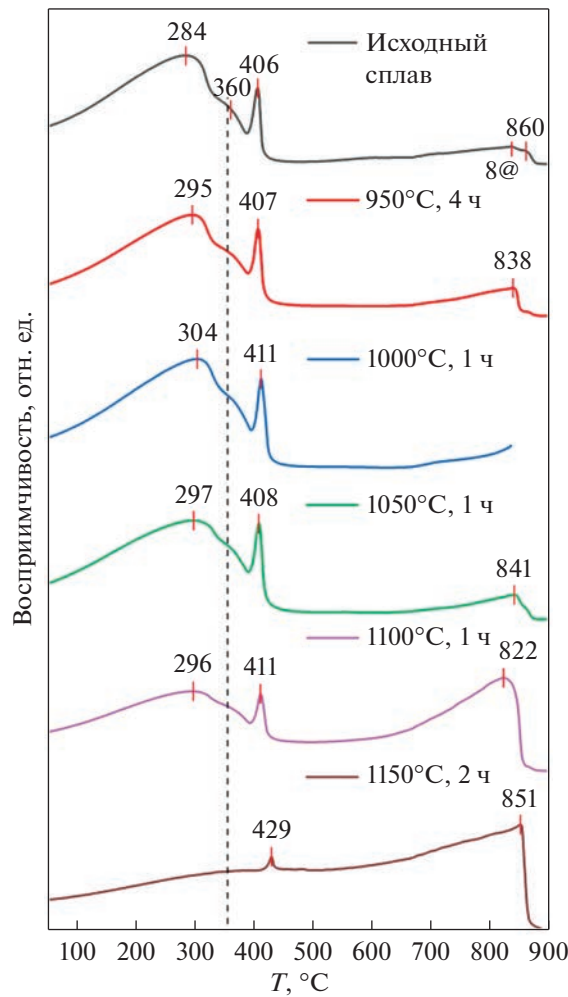


Рис. 3. Температурная зависимость магнитной восприимчивости образцов.

области температур 250–400°С видны два широких максимума при температурах около 360 и 280°С. Дополнительные фазы представляют со-

бой фазы $(\text{Sm,Zr})_3(\text{Fe,Co,Ti})_{29}$ (3-29) и $(\text{Sm,Zr})(\text{Fe,Co,Ti})_7$ (1-7) с температурами Кюри 370°С и 318°С соответственно. Эти значения превосходят известные данные (192°С и 180°С [27, 28]) для сплавов Sm-Fe-Ti , что, видимо, связано с замещением части атомов Fe атомами Co. При повышении температуры отжига до 1150°С происходит качественное изменение температурной зависимости χ магнитной восприимчивости. После отжига при 1150°С на зависимости магнитной восприимчивости исчезают пики фаз типа 3–29 и 1–7. Кроме того, температура Кюри фазы 1:12 возрастает на 18°С, это должно быть связано с перераспределением элементов в отожженном образце.

На рис. 4 показаны изображения поперечных сечений пластинок сплава, полученные методом сканирующей микроскопии. Изображения получены вблизи областей, богатых железом. Структура содержит 3 типа фаз разного контраста. Результаты микроанализа представлены в табл. 3.

Темно-серые области A1 и A2 имеют составы $(\text{SmZr})(\text{Fe}_{0.88}\text{Co}_{0.12})_{11}\text{Ti}_{0.8}$ и $(\text{Sm})(\text{Fe}_{0.88}\text{Co}_{0.12})_6\text{Ti}_{0.42}$ и соответствуют структурам ThMn_{12} и SmFe_7 соответственно. Эти два состава не отличаются по контрасту, поскольку изменение содержания Fe и Co сопровождается разным содержанием Ti и Sm. Светло-серые области B с составом $(\text{Sm})(\text{Fe}_{0.87}\text{Co}_{0.13})_9\text{Ti}_{0.44}$ соответствуют структуре $\text{Sm}_3(\text{Fe,Ti})_{29}$. Ранее образование этой фазы было показано в структуре типа 1-12 на основе Nd [29]. Черные области C представляют собой фазу $\alpha\text{-Fe}$ с частичным замещением на Co и Ti. Химический состав пластинок сплава, определенный методом EDX, не соответствует химическому анализу, что объясняется не учетом Zr в проведенном энерго-дисперсионном анализе ввиду малого количества первого. Микроструктура полученного сплава качественно подобна структуре сплавов полосового литья Nd-Fe-B [30, 31] и отличается от быстрозакаленных лент структуры 1–12 [12], для которых наблюда-

Таблица 3. Результаты микроанализа исходного и гомогенизированного при 1150°С сплавов

Область измерения	Sm, ат. %	Fe, ат. %	Co, ат. %	Ti, ат. %	Zr, ат. %	O, ат. %	Формула состава фаз
Исходный сплав							
A1	7.8	75.9	10.1	6.1	2.1	4.4	Sm(Fe _{0.88} Co _{0.12}) ₁₁ Ti _{0.8}
A2	13.5	71.1	9.7	5.7			Sm(Fe _{0.88} Co _{0.12}) ₆ Ti _{0.42}
A2	12.6	69.7	9.5	6.1			(Sm _{0.86} Zr _{0.14})(Fe _{0.88} Co _{0.12}) _{5.4} Ti _{0.42}
B	9.5	75.3	11.0	4.2			Sm(Fe _{0.87} Co _{0.13}) ₉ Ti _{0.44}
B	9.7	76.2	9.9	4.1			Sm(Fe _{0.89} Co _{0.11}) ₉ Ti _{0.42}
C	0.4	88.0	7.0	4.6			α-(Fe,Co,Ti)
C		87.5	7.7	4.8			α-(Fe,Co,Ti)
Среднее	6.0	74.4	9.4	5.7			Sm(Fe _{0.89} Co _{0.11}) ₁₄ Ti _{0.95}
Сплав после гомогенизации при 1150°С							
A	7.3	76.8	10.8	5.1			Sm(Fe _{0.88} Co _{0.12}) ₁₂ Ti _{0.7}
C	1.3	87.6	7.0	4.2			α-(Fe,Co,Ti)

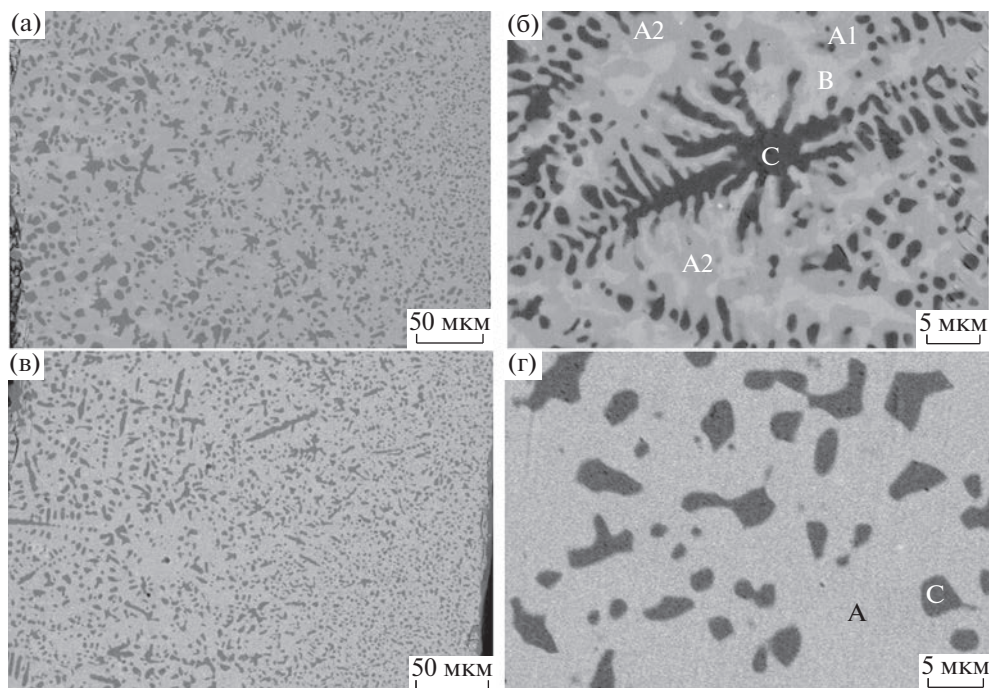


Рис. 4. Микроструктура сплава до (а, б) и после гомогенизации 1150°C (в, г).

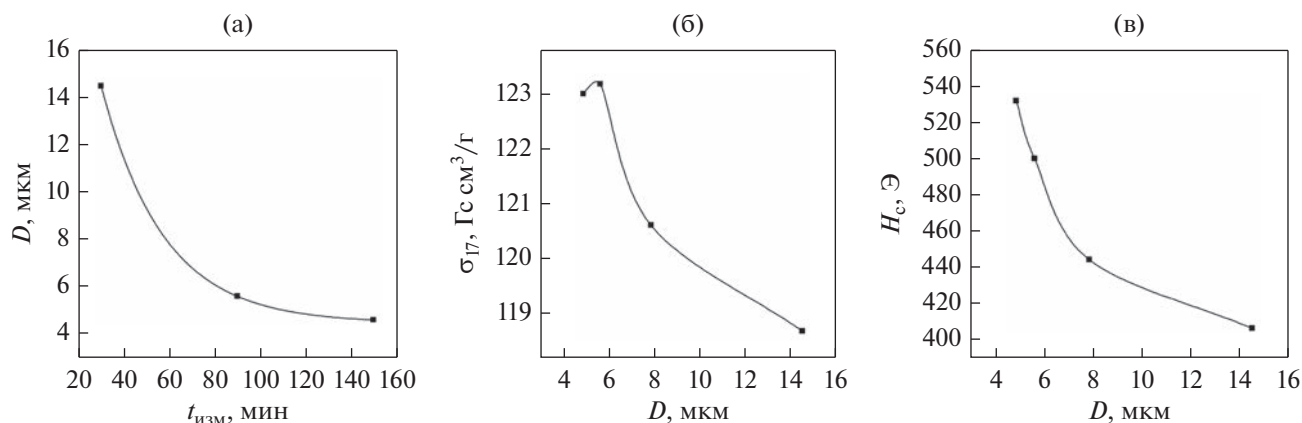


Рис. 5. Зависимости размера частиц порошка от времени измельчения в шаровой мельнице (а); σ_{17} (б) и H_c (в) от среднего размера частиц D .

ется либо рентгеноаморфное состояние, либо нанокристаллическое. Дендритная структура оказывается более выраженной, чем в литых сплавах.

После отжига при 1150°C в соответствии с результатами температурных измерений ac восприимчивости микроструктура содержит области А и области С. Однако состав областей А обедняется самарием, а области С обогащаются Ti.

На рис. 5 показаны зависимости размера частиц порошка от времени измельчения сплава 2. Размер частиц порошка от времени измельчения изменяется по экспоненциальной зависимости.

Результаты измерения намагниченности в поле 17 кЭ σ_{17} и коэрцитивной силы H_c порошков сплава $(\text{Sm}_{0,91}\text{Zr}_{0,09})(\text{Fe}_{0,9}\text{Co}_{0,1})_{10,14}\text{Ti}_{0,72}$ в зависимости от среднего размера частиц представлены на рис. 5б, 5в. Значения σ_{17} возрастают по мере уменьшения размера частиц D до 5.3 мкм. Это свидетельствует о том, что текстуруемость порошка улучшается. При дальнейшем уменьшении D до 4.9 мкм значение σ_{17} незначительно уменьшается, так что на зависимости появляется максимум. Значения H_c экспоненциально возрастают с уменьшением размера частиц порошка. Су-

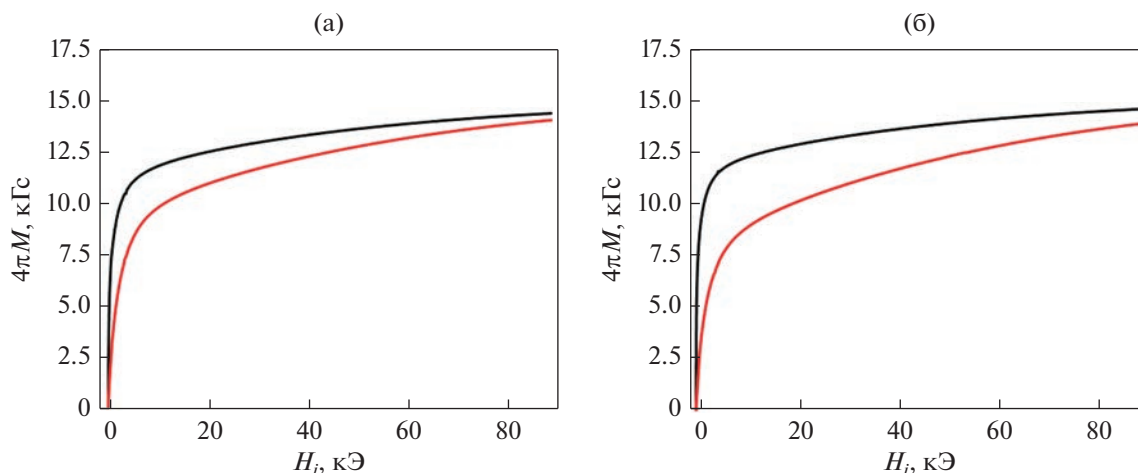


Рис. 6. Первый квадрант петель гистерезиса текстурированных порошков исходного сплава до (а) и после гомогенизации 1150°C (б) измеренные вдоль (—) и поперек (—) текстуры.

существование максимума на зависимости намагниченности свидетельствует о достижении оптимального размера частиц порошка, который должен соответствовать среднему размеру монокристаллов strip cast сплава 2, который составляет 5.8 мкм.

На рис. 6 показаны первые квадранты петель гистерезиса, измеренных на текстурированных порошках со средним размером частиц порядка 5 мкм. Порошки приготовлены из сплава в исходном состоянии и после гомогенизации при 1150°C, соответственно. Для оценки анизотропии петли гистерезиса были измерены вдоль и перпендикулярно направлению текстуры. В обоих состояниях получено высокоанизотропное состояние, характерное для фазы 1–12.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате работы впервые был изготовлен сплав $(\text{Sm}, \text{Zr})(\text{Fe}, \text{Co})_{10}\text{Ti}_{0.7}$ методом полосового литья (strip casting).

Полученный высокоанизотропный сплав $\text{Sm}-\text{Zr}-\text{Fe}-\text{Co}-\text{Ti}$ оказался многофазным и неоднородным по составу, наблюдаются пластинки как обогащенные, так и обедненные железом. Несмотря на то, что весовая доля фазы 1–12 достигла ~83%, даже при температуре гомогенизации 1150°C полностью устранить выпадение фазы типа $\alpha-(\text{Fe}, \text{Co}, \text{Ti})$ не удалось.

Показано, что измельчением в вибрационной мельнице можно получить оптимальный размер частиц 5.8 мкм, соответствующий размерам монокристаллических зерен фазы 1–12.

Микроструктура сплава не содержит нанокристаллических зерен и морфологически подобна strip casting сплаву $\text{Nd}-\text{Fe}-\text{B}$.

Полученный сплав сохраняет высокоанизотропную фазу и при помоле до 5.8 мкм имеет мак-

симум намагниченности, поэтому может быть использован для реализации жидкофазного спекания с легкоплавкой добавкой.

Рентгеноструктурные исследования и измерения магнитных свойств выполнены с использованием оборудования ЦКП “Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов” ИФМ УРО РАН.

Работа выполнена при финансовой поддержке МИНОБРНАУКИ России в рамках государственного задания Института физики металлов УрО РАН (тема “Магнит” № 122021000034-9) и Программы стратегического академического лидерства УрФУ “Приоритет-2030”.

А.С. Волегов благодарит проект РНФ 21-72-10104 за поддержку исследований микроструктуры, фазового состава и магнитных свойств образцов в сильных магнитных полях в Уральском центре коллективного пользования “Современные нанотехнологии” Уральского федерального университета.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Tozman P., Sepehri-Amin H., Hono K. Prospects for the development of SmFe_{12} -based permanent magnets with a ThMn_{12} -type phase // *Scr. Mater.* 2021. V. 194. P. 113686.
2. Schönhöbel A.M., Madugundo, R., Barandiarán J.M., Hadjipanayis G.C., Palanisamy D., Schwarz T., Gault B., Raabe D., Skokov K., Gutfleisch O., Fischbacher J., Schrefl T. Nanocrystalline Sm-based 1:12 magnets // *Acta Mater.* 2020. V. 200. P. 652–658.
3. Kuno T., Suzuki S., Urushibata K., Kobayashi K., Sugimoto S. Experimental determination of the saturation polarization and the anisotropy field in ThMn_{12} -type magnets using the LAFS method // *J. Magn. Magn. Mater.* 2020. V. 498. P. 166114.

4. Saito T., Watanabe F., Nishio-Hamane D. High-coercivity Sm(Fe,V,Ti)₁₂ bulk magnets // Mater. Res. Bull. 2021. V. 133. P. 111060.
5. Gabay A.M., Hadjipanayis G.C. Isotropic nanocrystalline Sm(Fe,Co)_{11,3}Ti_{0,7} magnets modified with B and Zr // J. Magn. Magn. Mater. 2021. V. 529. P. 167867.
6. Otsuka K., Kamata M., Nomura T., Iida H., Nakamura H. Coercivities of Sm–Fe–M Sintered Magnets with ThMn₁₂-Type Structure (M = Ti, V) // Mater. Trans. 2021. V. 62. P. 887–891.
7. Qian H.-D., Lim J.T., Kim J.-W., Yang Y., Cho K.M., Park J., Choi C.-J. Phase transformation and magnetic properties of fully dense Sm(Fe_{0,8}Co_{0,2})₁₁Ti bulk magnets // Scr. Mater. 2021. V. 193. P. 17–21.
8. Tang X., Li J., Srinithi A.K., Sepehri-Amin H., Ohkubo T., Hono K. Role of V on the coercivity of SmFe₁₂-based melt-spun ribbons revealed by machine learning and microstructure characterizations // Scr. Mater. 2021. V. 200. P. 113925.
9. Zhang J.S., Tang X., Sepehri-Amin H., Srinithi A.K., Ohkubo T., Hono K. Origin of coercivity in an anisotropic Sm(Fe,Ti,V)₁₂-based sintered magnet // Acta Mater. 2021. V. 217. P. 117161.
10. Srinithi A.K., Sepehri-Amin H., Tang X., Tozman P., Li J., Zhang J., Kobayashi S., Ohkubo T., Nakamura T., Hono K. Phase relations and extrinsic magnetic properties of Sm–(Fe,Co)–Ti–(Ga)-based alloys for ThMn₁₂-type permanent magnets // J. Magn. Magn. Mater. 2021. P. 167866.
11. Li Y., Yu N., Wu Q., Pan M., Zhang S., Ge H. Role and optimization of thermal annealing in Sm_{0,74}Zr_{0,26}(Fe_{0,8}Co_{0,2})₁₁Ti alloys with ThMn₁₂ structure // J. Magn. Magn. Mater. 2022. V. 549. P. 169065.
12. Gabay A.M., Hadjipanayis G.C. Microstructure and Hard Magnetic Properties of Sm_{1-x}Zr_x(Fe,Co)_{11,3-y}Ti_{0,7}ByIn-gots and Thick Melt-Spun Ribbons // IEEE Trans. Magn. 2022. V. 58. P. 3–7.
13. Tozman P., Fukazawa T., Ogawa D., Sepehri-Amin H., Bolyachkin A., Miyake T., Hirose S., Hono K., Takahashi Y.K. Peculiar behavior of V on the Curie temperature and anisotropy field of SmFe_{12-x}V_x compounds // Acta Mater. 2022. V. 232. P. 117928.
14. Lee H., Kang M.K., Lee G., Kim J. Magnetic properties and microstructures of Sm–Fe–Ti alloys with ThMn₁₂ structure prepared by melt-spinning method // IEEE Trans. Magn. 2022. V. 9464. P. 1–1.
15. Gabay A.M., Han C., Ni C., Hadjipanayis G.C. Effect of alloying with Sc, Nb and Zr on reduction-diffusion synthesis of magnetically hard Sm(Fe,Co,Ti)₁₂-based monocrytalline powders // J. Magn. Magn. Mater. 2022. V. 541. P. 168550.
16. Hagiwara M., Sanada N., Sakurada S. Structural and magnetic properties of rapidly quenched (Sm,R)(Fe,Co)_{11,4}Ti_{0,6} (R = Y, Zr) with ThMn₁₂ structure // AIP Adv. 2019. V. 9. P. 035036.
17. Neznakhin D.S., Andreev S.V., Semkin M.A., Selezneva N.V., Volochaev M.N., Bolyachkin A.S., Kudrevatykh N.V., Volegov A.S. Structure and magnetic properties of (Sm_{0,9}Zr_{0,1})Fe₁₁Ti alloys with ThMn₁₂-type structure // J. Magn. Magn. Mater. 2019. V. 484. P. 212–217.
18. Popov A.G., Protasov A.V., Gaviko V.S., Kolodkin D.A., Terentev P.B., Gerasimov E.G., Zhang T., Jiang C. Magnetic properties of melt-spun ribbons (Sm_{1-x}Zr_x)(Fe_{0,92}Ti_{0,08})₁₀ with ThMn₁₂ structure and their hydrides // J. Rare Earths. 2019. V. 37. P. 1066–1071.
19. Urzhumtsev A., Anikin M., Tarasov E., Semkin M., Cherepkov M., Kudrevatykh N., Zinin A., Moskalev V. Effect of alloying elements (Zr, Hf, Co), heat and mechanical treatment conditions on the phase composition and magnetic properties of SmFe₁₁Ti compounds with ThMn₁₂ structure // EPJ Web Conf. 2018. V. 185. P. 04026.
20. Takahashi Y., Sepehri-Amin H., Ohkubo T. Recent advances in SmFe₁₂-based permanent magnets // Sci. Technol. Adv. Mater. 2021. V. 22. P. 449–460.
21. Coehoorn R. Electronic structure and magnetism of transition-metal-stabilized YFe_{12-x}M_x intermetallic compounds // Phys. Rev. B. 1990. V. 41. P. 11790–11797.
22. Zhang J.S., Tang X., Bolyachkin A., Srinithi A.K., Ohkubo T., Sepehri-Amin H., Hono K. Microstructure and extrinsic magnetic properties of anisotropic Sm(Fe,Ti,V)₁₂-based sintered magnets // Acta Mater. 2022. V. 238. P. 118228.
23. Tozman P., Sepehri-Amin H., Takahashi Y.K., Hirose S., Hono K. Intrinsic magnetic properties of Sm(Fe_{1-x}Co_x)₁₁Ti and Zr-substituted Sm_{1-y}Zr_y(Fe_{0,8}Co_{0,2})_{11,5}Ti_{0,5} compounds with ThMn₁₂ structure toward the development of permanent magnets // Acta Mater. 2018. V. 153. P. 354–363.
24. Kuno T., Suzuki S., Urushibata K., Kobayashi K., Sakuma N., Yano M., Kato A., Manabe A. (Sm,Zr)(Fe,Co)_{11,0–11,5}Ti_{1,0–0,5} compounds as new permanent magnet materials // AIP Adv. 2016. V. 6. P. 0–5.
25. Chen C., Huang Y.L., Yao Y.F., Fu X.K., Li W., Hou Y.H. Effects of thermal annealing on improved magnetic properties and microstructure for SmFe₁₁Ti alloy // J. Magn. Magn. Mater. 2021. V. 530. P. 167950.
26. Qian H.-D., Lim J.T., Kim J.-W., Yang Y., Zhou T.H., Jeon H.K., Park J., Choi C.-J. Physical and Magnetic Properties of ThMn₁₂-Type Sm(Fe_{0,8}Co_{0,2})₁₀Si₂ Melt-Spun Ribbons // Metals (Basel). 2022. V. 12. P. 753.
27. Shcherbakova Y.V., Ivanova G.V., Bartashevich M.I., Khrabrov V.I., Belozarov V.V. Magnetocrystalline anisotropy and exchange interactions in the novel R₃(Fe,V)₂₉ compounds (R = Y, Nd, Sm) // J. Alloys Compd. 1996. V. 240. P. 101–106.
28. Saito T., Kamagata Y. Synthesis and magnetic properties of Sm₃(Fe, Ti)₂₉ compound // J. Alloys Compd. 2008. V. 454. P. 210–213.
29. Maccari F., Schäfer L., Radulov I., Diop L.V.B., Ener S., Bruder E., Skokov K., Gutfleisch O. Rapid solidification of Nd_{1+x}Fe₁₁Ti compounds: Phase formation and magnetic properties // Acta Mater. 2019. V. 180. P. 15–23.
30. Vasilenko D.Y., Shitov A.V., Bratushev D.Y., Podkorytov K.I., Gaviko V.S., Golovnya O.A., Popov A.G. Magnetic Hysteresis Properties and Microstructure of High-Energy (Nd,Dy)–Fe–B Magnets with Low Oxygen Content // Phys. Met. Metal. 2021. V. 122. P. 1173–1182.
31. Kolchugina N.B., Lukin A.A., Kaminskaya T.P., Burkhanov G.S., Skotnicova K., Kursu M., Dormidontov N.A., Prokofev P.A., Zeleznyi M.V., Cegan T., Ginzburg B.A., Bakulina A.S. Morphological Peculiarities of R–Fe–B (R = Nd, Pr) Alloys Formed upon Solidification by Strip-Casting // Phys. Met. Metal. 2020. V. 121. P. 772–782.