

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 негомогенный 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:** КРНКУЕ

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 заливки 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 (PANanalytical) 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-

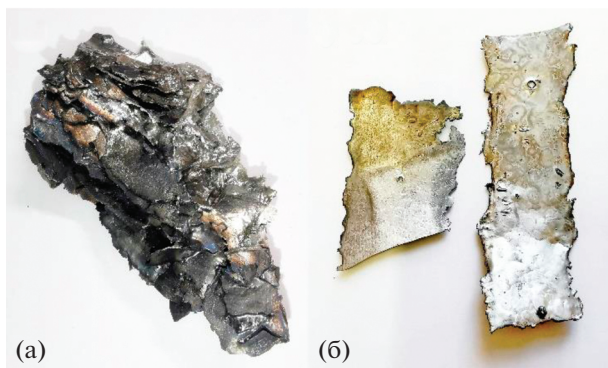


Рис. 1. Пластины сплава $(\text{Sm}_{0.91}\text{Zr}_{0.09})(\text{Fe}_{0.9}\text{Co}_{0.1})_{10.14}\text{Ti}_{0.72}$, приготовленного по технологии strip-casting: Сплав 1 (а) и Сплав 2 (б).

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 χ(*T*), представленными на рис. 3. Зависимость χ(*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

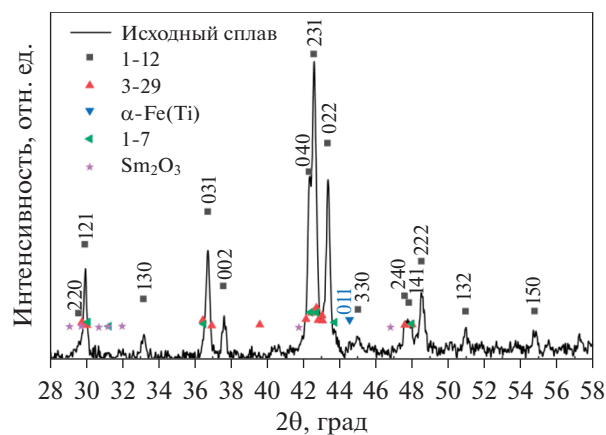


Рис. 2. Рентгенограмма порошка исходного сплава.

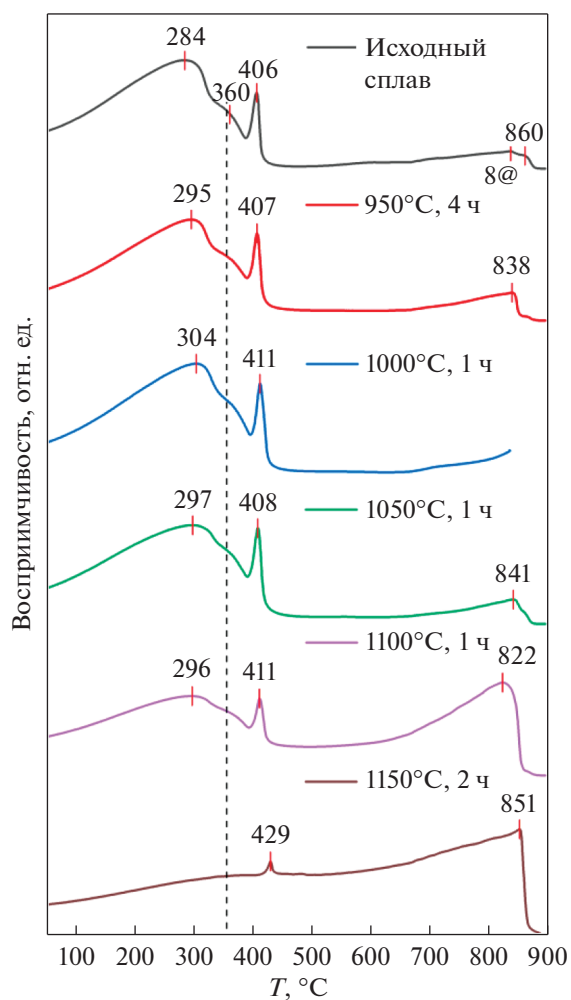


Рис. 3. Температурная зависимость магнитной восприимчивости образцов.

области температур 250–400°C видны два широких максимума при температурах около 360 и 280°C. 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°C и 318°C соответственно. Эти значения превосходят известные данные (192°C и 180°C [27, 28]) для сплавов Sm–Fe–Ti, что, видимо, связано с замещением части атомов Fe атомами Co. При повышении температуры отжига до 1150°C происходит качественное изменение температурной зависимости *ac* магнитной восприимчивости. После отжига при 1150°C на зависимости магнитной восприимчивости исчезают пики фаз типа 3–29 и 1–7. Кроме того, температура Кюри фазы 1:12 возрастает на 18°C, 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 α -Fe с частичным замещением на Co и Ti. Химический состав пластинок сплава, определенный методом EDX, не соответствует химическому анализу, что объясняется не учётом 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°C 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			$\text{Sm}(\text{Fe}_{0.88}\text{Co}_{0.12})_{11}\text{Ti}_{0.8}$
A2	13.5	71.1	9.7	5.7			$\text{Sm}(\text{Fe}_{0.88}\text{Co}_{0.12})_6\text{Ti}_{0.42}$
A2	12.6	69.7	9.5	6.1	2.1		$(\text{Sm}_{0.86}\text{Zr}_{0.14})(\text{Fe}_{0.88}\text{Co}_{0.12})_{5.4}\text{Ti}_{0.42}$
B	9.5	75.3	11.0	4.2			$\text{Sm}(\text{Fe}_{0.87}\text{Co}_{0.13})_9\text{Ti}_{0.44}$
B	9.7	76.2	9.9	4.1			$\text{Sm}(\text{Fe}_{0.89}\text{Co}_{0.11})_9\text{Ti}_{0.42}$
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		4.4	$\text{Sm}(\text{Fe}_{0.89}\text{Co}_{0.11})_{14}\text{Ti}_{0.95}$
Сплав после гомогенизации при 1150°C							
A	7.3	76.8	10.8	5.1			$\text{Sm}(\text{Fe}_{0.88}\text{Co}_{0.12})_{12}\text{Ti}_{0.7}$
C	1.3	87.6	7.0	4.2			α -(Fe,Co,Ti)

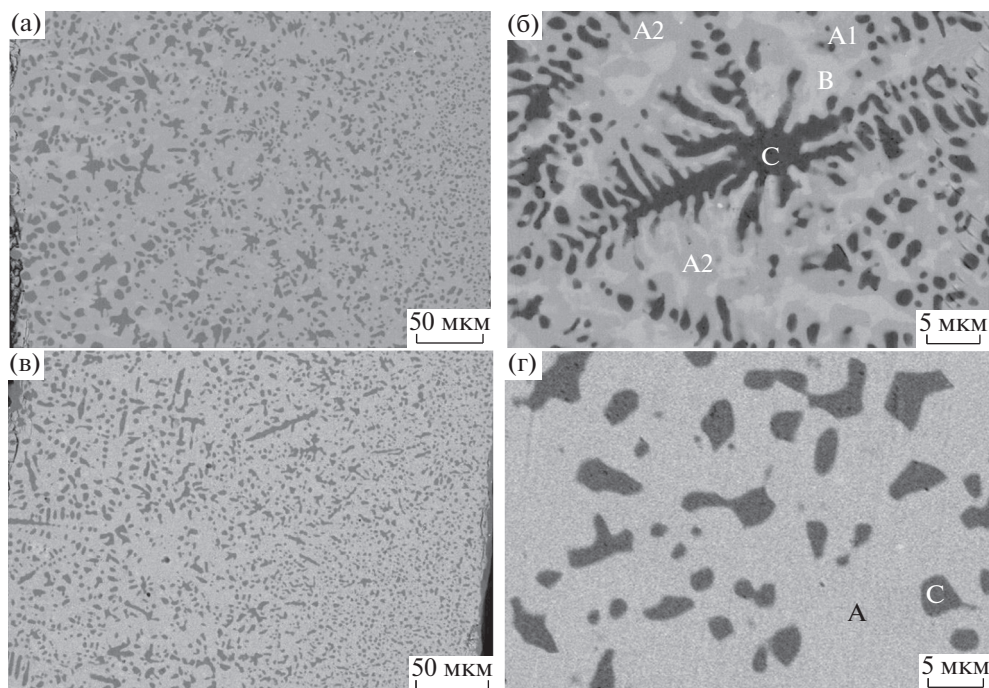


Рис. 4. Микроструктура сплава до (а, б) и после гомогенизации 1150°C (в, г).

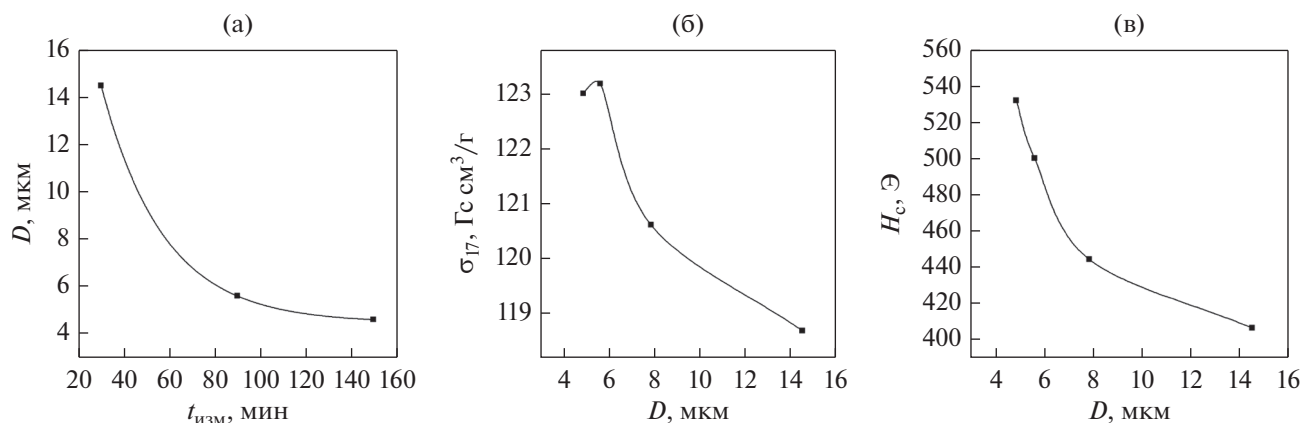


Рис. 5. Зависимости размера частиц порошка от времени измельчения в шаровой мельнице (а); σ_{17} (б) и H_c (в) от среднего размера частиц D .

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 *ас* восприимчивости микроструктура содержит области А и области С. Однако состав областей А обедняется самарием, а области С обогащаются Тi.

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-

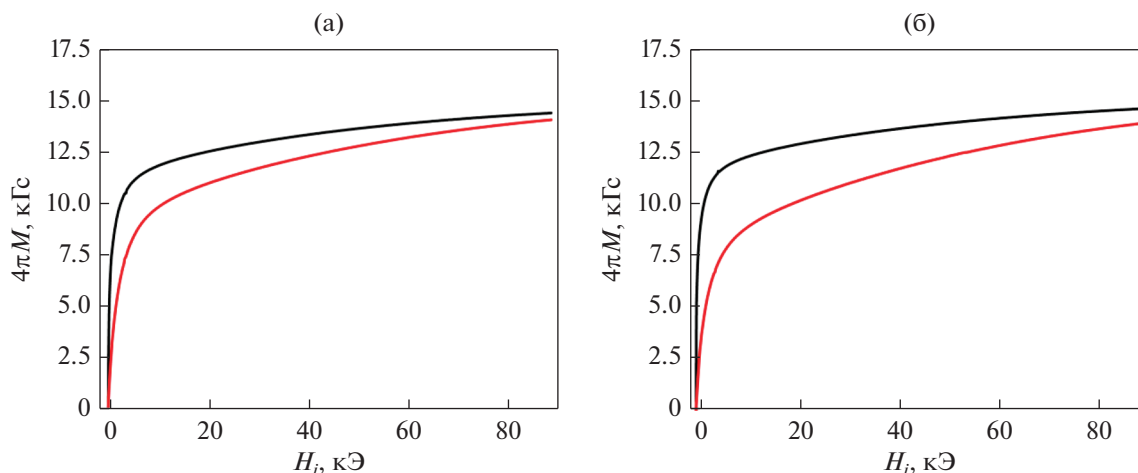


Рис. 6. Первый квадрант петель гистерезиса текстурированных порошков исходного сплава до (а) и после гомогенизации 1150°C (б) измеренные вдоль (—) и поперек (—) текстуры.

ществование 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 $(\text{Sm,Zr})(\text{Fe,Co})_{10}\text{Ti}_{0.7}$ методом полосового литья (strip casting).

Полученный высокоанизотропный сплав Sm-Zr-Fe-Co-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 $\alpha-(\text{Fe,Co,Ti})$ 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 Nd-Fe-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. Mater.* 2020. V. 498. P. 166114.

4. *Saito T., Watanabe F., Nishio-Hamane D.* High-coercivity $\text{Sm}(\text{Fe,V,Ti})_{12}$ bulk magnets // *Mater. Res. Bull.* 2021. V. 133. P. 111060.
5. *Gabay A.M., Hadjipanayis G.C.* Isotropic nanocrystalline $\text{Sm}(\text{Fe,Co})_{11,3}\text{Ti}_{0,7}$ 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 ThMn_{12} -Type Structure ($M = \text{Ti, V}$) // *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 $\text{Sm}(\text{Fe}_{0,8}\text{Co}_{0,2})_{11}\text{Ti}$ 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 SmFe_{12} -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 $\text{Sm}(\text{Fe,Ti,V})_{12}$ -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 $\text{Sm}-(\text{Fe,Co})-\text{Ti}-(\text{Ga})$ -based alloys for ThMn_{12} -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 $\text{Sm}_{0,74}\text{Zr}_{0,26}(\text{Fe}_{0,8}\text{Co}_{0,2})_{11}\text{Ti}$ alloys with ThMn_{12} structure // *J. Magn. Magn. Mater.* 2022. V. 549. P. 169065.
12. *Gabay A.M., Hadjipanayis G.C.* Microstructure and Hard Magnetic Properties of $\text{Sm}_{1-x}\text{Zr}_x(\text{Fe,Co})_{11,3-y}\text{Ti}_{0,7}\text{By}$ Ingot 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 $\text{SmFe}_{12-x}\text{V}_x$ 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 ThMn_{12} 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 $\text{Sm}(\text{Fe,Co,Ti})_{12}$ -based monocrystalline powders // *J. Magn. Magn. Mater.* 2022. V. 541. P. 168550.
16. *Hagiwara M., Sanada N., Sakurada S.* Structural and magnetic properties of rapidly quenched $(\text{Sm,R})(\text{Fe,Co})_{11,4}\text{Ti}_{0,6}$ ($R = \text{Y, Zr}$) with ThMn_{12} 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 $(\text{Sm}_{0,9}\text{Zr}_{0,1})\text{Fe}_{11}\text{Ti}$ alloys with ThMn_{12} -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 $(\text{Sm}_{1-x}\text{Zr}_x)(\text{Fe}_{0,92}\text{Ti}_{0,08})_{10}$ with ThMn_{12} 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 $\text{SmFe}_{11}\text{Ti}$ compounds with ThMn_{12} structure // *EPJ Web Conf.* 2018. V. 185. P. 04026.
20. *Takahashi Y., Sepehri-Amin H., Ohkubo T.* Recent advances in SmFe_{12} -based permanent magnets // *Sci. Technol. Adv. Mater.* 2021. V. 22. P. 449–460.
21. *Coehoorn R.* Electronic structure and magnetism of transition-metal-stabilized $\text{YFe}_{12-x}\text{M}_x$ 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 $\text{Sm}(\text{Fe,Ti,V})_{12}$ -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 $\text{Sm}(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{11}\text{Ti}$ and Zr-substituted $\text{Sm}_{1-y}\text{Zr}_y(\text{Fe}_{0,8}\text{Co}_{0,2})_{11,5}\text{Ti}_{0,5}$ compounds with ThMn_{12} 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.* $(\text{Sm,Zr})(\text{Fe,Co})_{11,0-11,5}\text{Ti}_{1,0-0,5}$ 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 $\text{SmFe}_{11}\text{Ti}$ 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 ThMn_{12} -Type $\text{Sm}(\text{Fe}_{0,8}\text{Co}_{0,2})_{10}\text{Si}_2$ Melt-Spun Ribbons // *Metals (Basel).* 2022. V. 12. P. 753.
27. *Shcherbakova Y.V., Ivanova G.V., Bartashevich M.I., Khrabrov V.I., Belozero V.V.* Magnetocrystalline anisotropy and exchange interactions in the novel $\text{R}_3(\text{Fe,V})_{29}$ compounds ($R = \text{Y, Nd, Sm}$) // *J. Alloys Compd.* 1996. V. 240. P. 101–106.
28. *Saito T., Kamagata Y.* Synthesis and magnetic properties of $\text{Sm}_3(\text{Fe, Ti})_{29}$ 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 $\text{Nd}_{1+x}\text{Fe}_{11}\text{Ti}$ 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., Golovnyia 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., Kursa M., Dormidontov N.A., Prokofev P.A., Zelezhnyi M.V., Cegan T., Ginzburg B.A., Bakulina A.S.* Morphological Peculiarities of R-Fe-B ($R = \text{Nd, Pr}$) Alloys Formed upon Solidification by Strip-Casting // *Phys. Met. Metal.* 2020. V. 121. P. 772–782.