

ФИЗИКА МАГНИТНЫХ ЯВЛЕНИЙ

УДК 538.245

ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ НА ФОРМИРОВАНИЕ ДОМЕННОЙ СТРУКТУРЫ ПОСТОЯННЫХ МАГНИТОВ (Sm,Zr)(Co,Cu,Fe)_z

М. Б. Ляхова, Е. М. Семёнова, В. И. Синекон, Е. С. Величко

Тверской государственный университет
кафедра магнетизма

Методами оптической и атомно-силовой микроскопии проведены исследования структуры порошковых магнитов $\text{Sm}_{0,85}\text{Zr}_{0,15}(\text{Co}_{0,70}\text{Cu}_{0,09}\text{Fe}_{0,21})_z$ ($z = 6,1$ и $6,4$), подвергнутых термическим обработкам по различным режимам. Описана конфигурация микроструктуры, определены параметры «ячеистой» внутризеренной наноструктуры, получено экспериментальное подтверждение задержки доменных границ на границах «ячеек» наноструктуры.

Ключевые слова: редкоземельные постоянные магниты, сплавы *Sm-Zr-Co-Cu-Fe*, внутризеренная ячеистая структура, задержка смещения доменных границ

Введение. Среди современных магнитотвердых материалов наиболее перспективными для высокотемпературных применений являются постоянные магниты типа $(\text{R,Zr})(\text{Co,Cu,Fe})_z$, которые наряду с достаточно большими значениями максимального энергетического произведения $(\text{BH})_{\text{max}} = 30\text{--}38 \text{ МГс}\cdot\text{Э}$ характеризуются высокой температурной стабильностью характеристик благодаря высокой (более 800°C) температуре Кюри. Исследованиям структуры и магнитных свойств сплавов и порошковых постоянных магнитов $(\text{R,Zr})(\text{Co,Cu,Fe})_z$ посвящено большое количество работ. Однако целый ряд вопросов, касающихся формирования структуры и особенностей процессов перемагничивания, остаются до конца не выясненными.

Целью данной работы было изучение влияния наноструктуры на процессы перемагничивания и перестройку доменной структуры во внешних полях порошковых магнитов $\text{Sm}_{0,85}\text{Zr}_{0,15}(\text{Co}_{0,70}\text{Cu}_{0,09}\text{Fe}_{0,21})_z$ ($z = 6,1$ и $6,4$), подвергнутых термическим обработкам по различным режимам.

Методика эксперимента. Сплавы выплавлялись методом высокочастотной индукционной плавки в атмосфере аргона. Для получения постоянных магнитов применялись стандартные методы порошковой металлургии. Порошковые брикеты размером $10\times 15\times 20 \text{ мм}$ формовались методом влажного прессования с взаимно

перпендикулярными направлениями приложенного давления 500 МПа и ориентирующего магнитного поля 1,2 МА/м. Спекание проводилось в вакууме $\sim 10^{-3}$ мм рт. ст. при 1200–1210°C в течение 30 минут.

Магнитные измерения выполнены в неполностью замкнутой магнитной цепи методом холловского гистерографа.

Металлографические шлифы готовились на плоскостях, перпендикулярных оси текстуры магнитов, на алмазных пастах с крупностью частиц абразива от 10 до 0,1 мкм. Структура исследовалась на металлографическом микроскопе НЕОРНОТ 30 и сканирующем зондовом микроскопе SOLVER P47. Доменная структура образцов выявлялась методом полярного эффекта Керра, микроструктура – методом химического и электрохимического травления. Для химического травления использовались травители двух составов [1]: I. Концентрированная HNO_3 – 1 – 2 вес.%, этиловый спирт – остальное. II. FeCl_3 – 5 вес.%, концентрированная HCl – 10 вес.%, этиловый спирт – 85 вес.%. Электрохимическое травление проводилось в насыщенном растворе хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте при плотности тока 5...10 $\text{A}\cdot\text{cm}^{-2}$ в течение нескольких секунд.

Магнитные характеристики постоянных магнитов $\text{Sm}_{0,85}\text{Zr}_{0,15}(\text{Co}_{0,70}\text{Cu}_{0,09}\text{Fe}_{0,21})_z$. В качестве объектов исследования были выбраны порошковые магниты на основе сплавов двух составов $\text{Sm}_{0,85}\text{Zr}_{0,15}(\text{Co}_{0,70}\text{Cu}_{0,09}\text{Fe}_{0,21})_z$ ($z = 6,1$ и $6,4$). Выбор таких химических составов исходных сплавов был обусловлен следующим. С одной стороны, по данным работы [2] для литых образцов данного типа наибольшие значения коэрцитивной силы достигаются при более высоких значениях стехиометрического соотношения ($z = 6,7$). С другой стороны, проведение таких операций порошковой металлургии, как тонкий размол и спекание порошковых брикетов при высоких температурах, сопровождается понижением содержания самария в порошковых магнитах относительно его исходного содержания в шихте за счет окисления и испарения. В результате экспериментально установлено, что стехиометрическое соотношение в спеченных магнитах выше на $\Delta z = 0,2$ – $0,3$, чем в шихте исходных сплавов.

Термические обработки исследованных порошковых магнитов были проведены по режиму, который по данным работы [2] является оптимальным для литых образцов данного типа. Высокотемпературная обработка представляла собой трехчасовую гомогенизацию при 1170°C с последующей закалкой до комнатной температуры. Целью такой обработки являлось выравнивание химического состава образцов. Низкотемпературная обработка включала в себя изотермический отжиг при температуре 800°C в течение $\tau = 2, 5, 10$ и 20 часов и охлаждение после отжига, которое проводилось двумя способами. При НТО-1 образцы закаливались до комнатной температуры,

при НТО-2 – медленно охлаждались до 400°C со средней скоростью 2°C·мин⁻¹. Целью такого варьирования режимов термообработок являлось получение различных структурных состояний образцов и соответственное изменение величины коэрцитивной силы в широких пределах. По данным магнитных измерений построены зависимости величины коэрцитивной силы H_{ci} постоянных магнитов $Sm_{0,85}Zr_{0,15}(Co_{0,70}Cu_{0,09}Fe_{0,21})_z$ от способа проведения низкотемпературной обработки (НТО-1 и НТО-2) и ее длительности (τ) (рис. 1). Гистерезисные характеристики образцов приведены в табл. 1.

Из анализа полученных данных можно выделить следующие закономерности изменения гистерезисных характеристик образцов в процессе низкотемпературного отжига при 800°C.

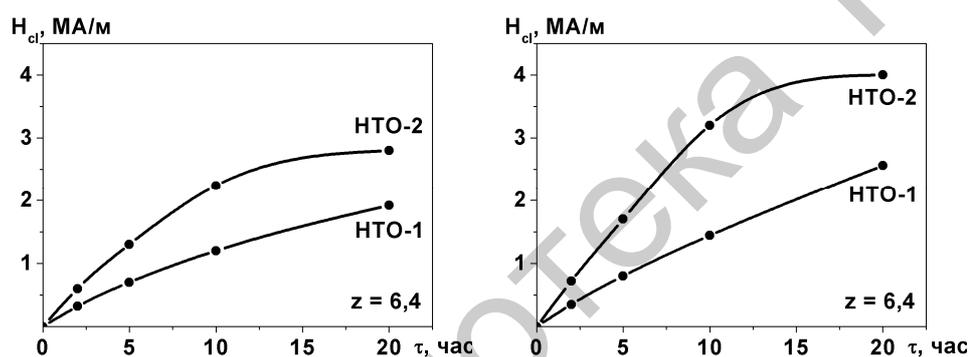


Рис. 1. Зависимости коэрцитивной силы постоянных магнитов $Sm_{0,85}Zr_{0,15}(Co_{0,70}Cu_{0,09}Fe_{0,21})_z$ от длительности термообработок

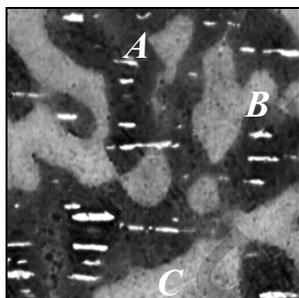
Таблица 1. Гистерезисные характеристики порошковых постоянных магнитов $Sm_{0,85}Zr_{0,15}(Co_{0,70}Cu_{0,09}Fe_{0,21})_z$

z	НТО	τ , час	H_{ci} , кА/м	$4\pi I_s$, МА/м
6,1	НТО-1	2	320	10,4
		5	700	
		10	1200	
		20	1920	
	НТО-2	2	600	
		5	1300	
		10	2240	
		20	2800	
6,4	НТО-1	2	350	10,6
		5	800	
		10	1440	
		20	2560	
	НТО-2	2	720	
		5	1700	
		10	3200	
		20	4000	

Значения намагниченности насыщения и остаточной намагниченности порошковых магнитов $\text{Sm}_{0,85}\text{Zr}_{0,15}(\text{Co}_{0,70}\text{Cu}_{0,09}\text{Fe}_{0,21})_z$ не изменяются в процессе термообработок и зависят только от химического состава исходного сплава: для образцов с $z = 6,1$ величина $4\pi I_s = 10,4$ МА/м; для $z = 6,1 - 4\pi I_s = 10,6$ МА/м. Очевидно, что рост I_s при повышении z связан с увеличением содержания в сплавах железа и кобальта, которые в основном и определяют величину магнитного момента данных сплавов.

Коэрцитивная сила H_{ci} для обеих групп образцов с $z = 6,1$ и $6,4$ возрастает с увеличением длительности отжига как при НТО-1, так и при НТО-2. Проведение медленного охлаждения от температуры отжига повышает значение H_{ci} порошковых магнитов приблизительно в 2 раза. Максимальное значение коэрцитивной силы $H_{ci} = 4$ МА/м достигнуто на порошковом магните $\text{Sm}_{0,85}\text{Zr}_{0,15}(\text{Co}_{0,70}\text{Cu}_{0,09}\text{Fe}_{0,21})_{6,4}$ после изотермического отжига при 800°C в течение 20 часов и последующего медленного охлаждения до 400°C .

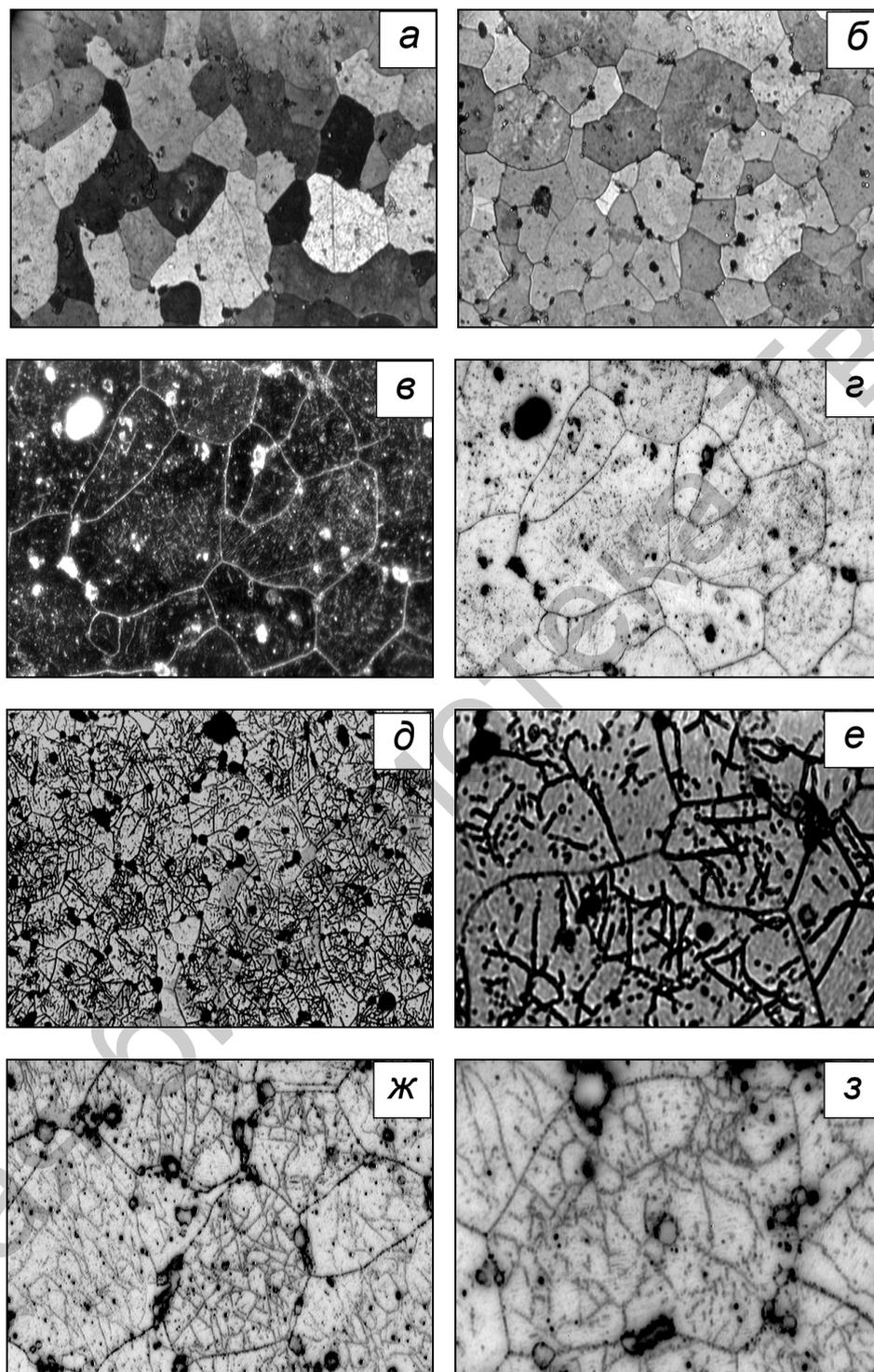
Исследование микроструктуры порошковых магнитов $\text{Sm}_{0,85}\text{Zr}_{0,15}(\text{Co}_{0,70}\text{Cu}_{0,09}\text{Fe}_{0,21})$ методами оптической микроскопии. Микроструктура сплавов $(\text{R,Zr})(\text{Co,Cu,Fe})_z$, прошедших полный цикл термообработок, четко выявляется методами химического травления [2–6]. Микроструктура литых образцов имеет анизотропный характер, основной объем образцов занимают структурные составляющие *A* и *B* (рис. 2). Составляющая *C*, имеющая форму тонких пластин параллельных базисной плоскости образцов, расположена преимущественно в составляющей *A*.



Р и с . 2. Типичная микроструктура литых образцов $(\text{R,Zr})(\text{Co,Cu,Fe})_z$

Структурные составляющие *A*, *B* и *C* не являются фазами, поскольку они представляют собой наногетерогенные системы [5–7].

В данной работе для структурных исследований были выбраны порошковые магниты $\text{Sm}_{0,85}\text{Zr}_{0,15}(\text{Co}_{0,70}\text{Cu}_{0,09}\text{Fe}_{0,21})_z$ с $z = 6,1$ и $6,4$ подвергнутые термической обработке по режимам НТО-1 и НТО-2 в течение 20 часов. Плоскость наблюдения на всех представленных ниже снимках перпендикулярна оси текстуры образцов. На рис. 3 представлены типичные картины микроструктуры порошковых магнитов $\text{Sm}_{0,85}\text{Zr}_{0,15}(\text{Co}_{0,70}\text{Cu}_{0,09}\text{Fe}_{0,21})_z$ с $z = 6,1$ и $6,4$.



Р и с . 3. Микроструктура порошковых магнитов $\text{Sm}_{0,85}\text{Zr}_{0,15}(\text{Co}_{0,70}\text{Cu}_{0,09}\text{Fe}_{0,21})_z$ с $z = 6,1$ (а–г) и $6,4$ (д–з) после НТО-2, выявленная методами химического (а–г) и электрохимического травления (д–з). $\times 100$ (а, б, д), $\times 200$ (в, г, ж) и $\times 400$ (е, з)

В случае применения травителя I видны зерна порошковых магнитов, окрашенные в различные цвета: от очень темного до почти белого (рис. 3, а). Разделить зерна по принадлежности к структурным составляющим, аналогичным составляющим А и В литых образцов, не удается. Различную окраску зерен можно объяснить небольшой разориентацией зерен относительно друг друга и оси текстуры.

После обработки поверхности шлифов травителем II интенсивность окраски поверхности зерен слабее, но более контрастно прорабатываются их границы (рис. 3, б). В режиме темного поля выявляется более четкая картина границ и внутренней структуры зерен (рис. 3, в), особенно после того, как полученные изображения были подвергнуты компьютерной инверсии цветов (рис. 3, г).

Наиболее детальные картины микроструктуры исследованных порошковых магнитов были получены после электрохимического травления в режимах светлого поля (рис. 3, д–е) и темного поля (после инверсии цветов) (рис. 3, ж–з).

Анализ всех полученных данных показал, что микроструктура порошковых магнитов $\text{Sm}_{0,85}\text{Zr}_{0,15}(\text{Co}_{0,70}\text{Cu}_{0,09}\text{Fe}_{0,21})_z$, прошедших термообработку по обоим режимам НТО-1 и НТО-2, в основном аналогична. Можно выделить три типа зерен (рис. 3, д). Практически все зерна образцов покрыты сеткой тонких линий (первый тип), причем в части зерен эта сетка более густая и четкая (второй тип) и лишь в очень небольшой части зерен не наблюдается линий травления (третий тип). Обнаружено, что в процессе медленного охлаждения от 800°C в образцах заметно возрастает доля зерен с развитой сеткой тонкой структуры. При больших увеличениях даже в оптическом микроскопе видны микронеоднородности рельефа как в отдельных зернах, свободных от линий травления, так и пространствах между линиями сетки (рис. 3, е). Линии травления имеют прерывистый характер, на части поверхности наблюдаются даже отдельные «точки» травления (рис. 3, е, з). Линии внутризеренной структуры образуют ячейки неправильной формы, средние размеры которых порядка десятка микрометров, например, для поля зрения, показанного на рис. 3, ж, размеры ячеек составляют 5–20 мкм.

Для всех исследованных образцов $\text{Sm}_{0,85}\text{Zr}_{0,15}(\text{Co}_{0,70}\text{Cu}_{0,09}\text{Fe}_{0,21})_z$ с $z = 6,1$ и $6,4$, прошедших изотермический отжиг в течение 20 часов, как с закалкой, так и с медленным охлаждением, был определен размер зерен методом узловых С. А. Салтыкова. Установлено, что средний диаметр зерен практически не зависит ни от химического состава образцов, ни от режима термической обработки и составляет ~50 мкм.

Исследование наноструктуры порошковых магнитов $\text{Sm}_{0,85}\text{Zr}_{0,15}(\text{Co}_{0,70}\text{Cu}_{0,09}\text{Fe}_{0,21})_z$ методом атомно-силовой микроскопии. В работах [8–9] проведены исследования структуры

литых образцов $\text{Sm}_{0,85}\text{Zr}_{0,15}(\text{Co}_{0,70}\text{Cu}_{0,09}\text{Fe}_{0,21})_z$ методами атомно-силовой микроскопии. В обеих составляющих *A* и *B* обнаружены две системы структурных полос, одна из которых ориентирована вдоль кристаллографической оси *c* образцов. Конфигурация тонкой структуры близка к ячейкам в форме параллелепипедов с углами 60° и 120° . Средние размеры ячеек изменяются от 50 до 100 нм.

Наноструктура была изучена методами атомно-силовой микроскопии. Для исследования рельефа поверхности применялся контактный метод сканирования в режиме измерения латеральной компоненты силы взаимодействия образца и зонда.

На рис. 4 приведены типичные конфигурации наноструктуры порошкового магнита $\text{Sm}_{0,85}\text{Zr}_{0,15}(\text{Co}_{0,70}\text{Cu}_{0,09}\text{Fe}_{0,21})_{6,4}$ после НТО-2.

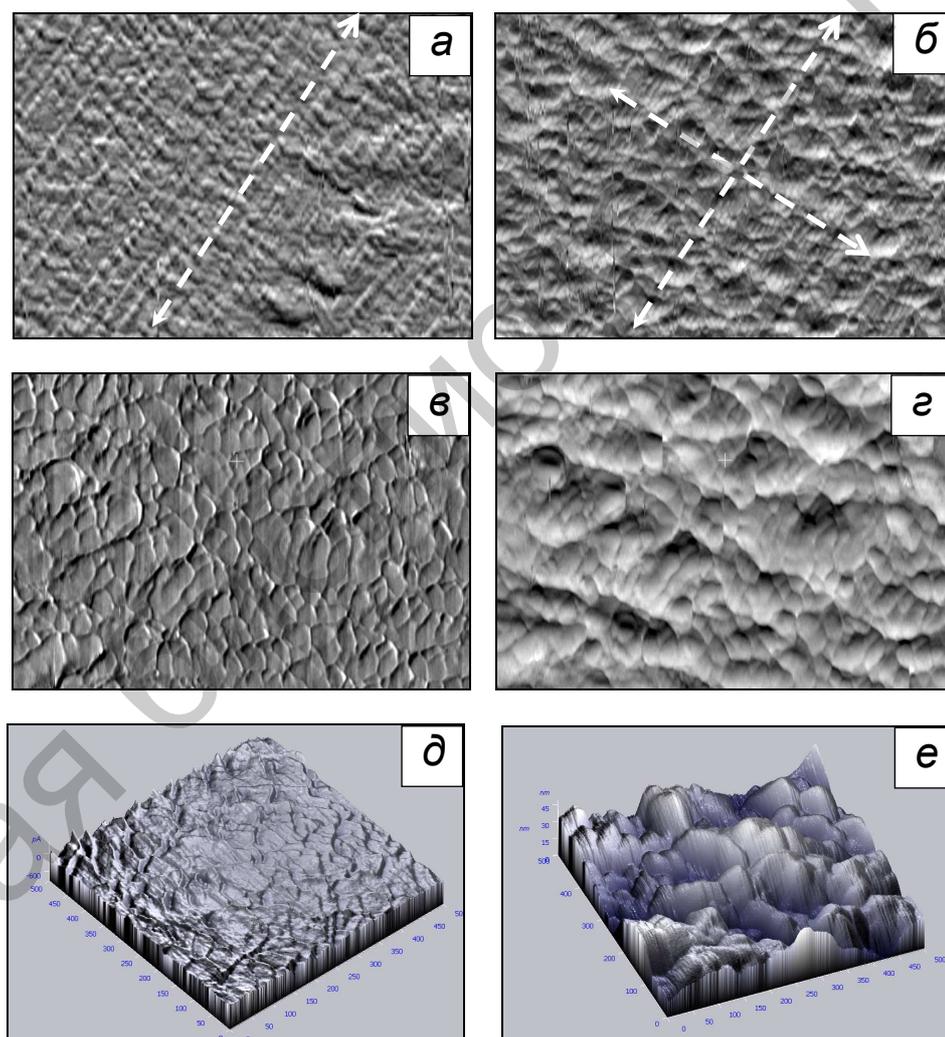


Рис. 4. Наноструктура порошкового магнита $\text{Sm}_{0,85}\text{Zr}_{0,15}(\text{Co}_{0,70}\text{Cu}_{0,09}\text{Fe}_{0,21})_{6,4}$. Размеры кадров 5×5 мкм (*a*), $2,5 \times 2,5$ мкм (*б*), 1×1 мкм (*в-з*), 500×500 нм (*д-е*)

На многих участках поверхности образцов наблюдались широкие рельефные полосы (рис. 4, *a*), которые, по всей видимости, в оптическом микроскопе выглядели как линии травления (рис. 3). Хорошо виден анизотропный характер наноструктуры: система структурных полос, ориентированных в направлении, показанном пунктирной линией на рис. 4, *a*. Однако при больших увеличениях становится заметной и вторая система полос, перпендикулярных первым (пунктирные линии на рис. 4, *b*). При высоких увеличениях хорошо видно, что вся структура состоит из «ячеек» неправильной формы, но с четкими границами (рис. 4, *b–z*). Часть участков поверхности имели более плоскую структуру (рис. 4, *в*), другие – более рельефную, на которой видны крупные структурные полосы, состоящие из мелких «ячеек» (рис. 4, *z*). Наиболее наглядно разница таких структур видна на трехмерных изображениях, представленных на рис. 4, *д–e*. Анализ всех полученных атомно-силовых изображений показал, что средняя ширина структурных полос составляет ~150 нм, а размеры мелких «ячеек» – 30–35 нм.

Исходя из всех полученных данных о микро- и наноструктуре порошковых магнитов $\text{Sm}_{0,85}\text{Zr}_{0,15}(\text{Co}_{0,70}\text{Cu}_{0,09}\text{Fe}_{0,21})_z$ можно предложить следующую модель их строения. Внутри зерен формируется «ячеистая» структура, имеющая несколько размерных уровней. Наиболее крупные «ячейки» имеют произвольную неправильную форму и размеры от 5 до 20 мкм. Границы таких зон выявляются после химического и электрохимического травления методами оптической микроскопии. На атомно-силовых изображениях видно, что внутренние области крупных «ячеек» состоят из двух систем взаимно перпендикулярных структурных полос шириной до 150 нм, которые образованы мелкими «ячейками» со средними размерами 30–35 нм. Нужно отметить, что мелкие «ячейки» в порошковых магнитах приблизительно в два раза меньше, чем в литых образцах данного типа [8–9].

Исследование доменной структуры (ДС) порошковых магнитов $\text{Sm}_{0,85}\text{Zr}_{0,15}(\text{Co}_{0,70}\text{Cu}_{0,09}\text{Fe}_{0,21})_z$. ДС выявлялась при помощи полярного эффекта Керра на плоскостях, перпендикулярных оси текстуры. Предварительно все образцы намагничивались в полях 100 кЭ. Размагниченное состояние достигалось двумя способами. В первом случае образцы подвергались воздействию знакопеременного убывающего по амплитуде поля от 2400 кА/м до нуля с шагом 80 кА/м (РПП). Во втором случае образцы находились в частично размагниченном состоянии (ЧРС): после намагничивания до насыщения к образцам прикладывалось обратное поле такой величины, чтобы их намагниченность составляла половину от намагниченности насыщения.

На рис. 5–6 представлены типичные картины доменной структуры порошковых магнитов $\text{Sm}_{0,85}\text{Zr}_{0,15}(\text{Co}_{0,70}\text{Cu}_{0,09}\text{Fe}_{0,21})_z$ с $z = 6,1$ и 6,4 после изотермического отжига в течение 20 часов по режимам НТО-1 и НТО-2.

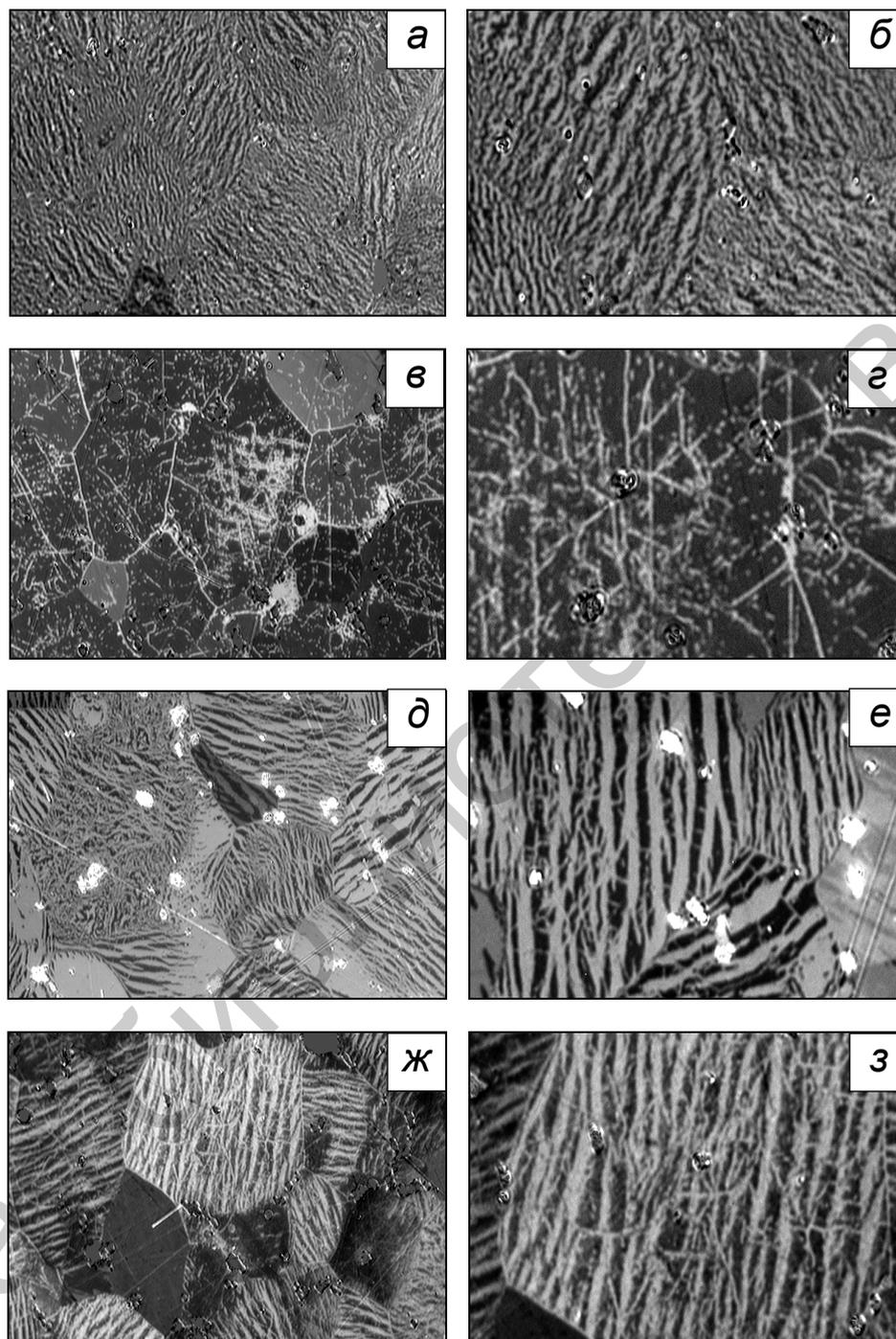
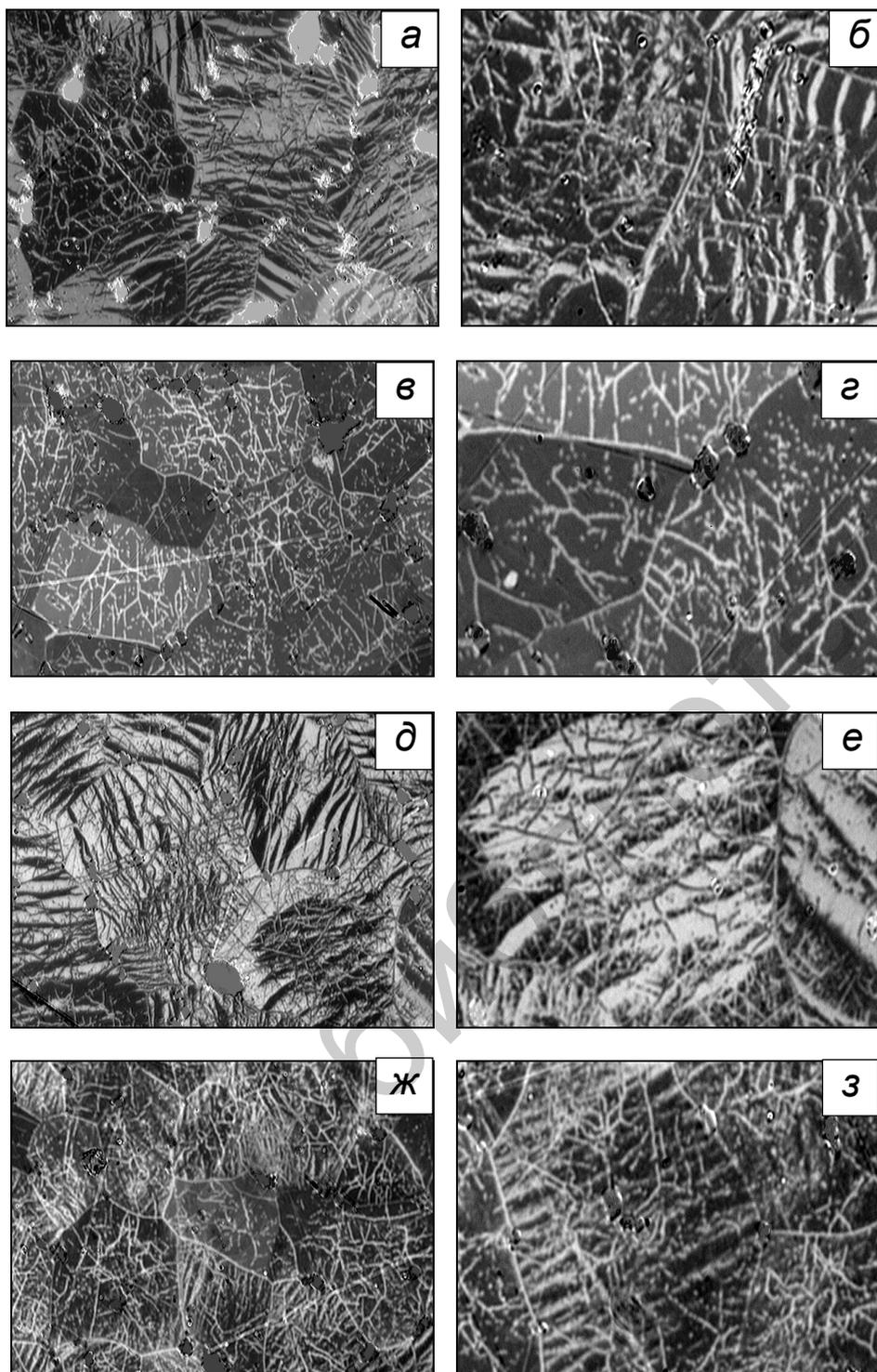


Рис. 5. ДС порошкового магнита $\text{Sm}_{0,85}\text{Zr}_{0,15}(\text{Co}_{0,70}\text{Cu}_{0,09}\text{Fe}_{0,21})_{6,1}$ после НТО-1 (а-г) и НТО-2 (д-з) в состояниях РПП (а-б, д-е) и ЧРС (в-г, ж-з). $\times 200$ (а, в, д, ж), $\times 400$ (б, г, е, з)



Р и с. 6. ДС порошкового магнита $\text{Sm}_{0,85}\text{Zr}_{0,15}(\text{Co}_{0,70}\text{Cu}_{0,09}\text{Fe}_{0,21})_{6,4}$ после НТО-1 (а-г) и НТО-2 (д-е) в состояниях РПП (а-б, д-е) и ЧРС (в-г, ж-з). $\times 200$ (а, в, д, ж), $\times 400$ (б, г, е, з)

В порошковом магните с $z = 6,1$ после НТО-1 в состоянии РПП все зерна имеют полосовую доменную структуру (рис. 5, *а–б*). При небольших увеличениях видно, что ориентация полос в различных зернах не имеет преимущественного направления (рис. 5, *а*). При высоких увеличениях разрешаются детали доменной структуры: границы полосовых доменов извилистые, а ширина доменов в различных зернах различается в 3 раза от 1 до 3 мкм (рис. 5, *б*).

После приложения к данному образцу размагничивающего поля величиной 880 кА/м часть зерен остается намагниченной до насыщения (рис. 5, *в*). В остальных зернах формируется доменная структура, по конфигурации близкая к структуре составляющей *B* литых образцов [4–6]. Границы зерен окаймлены тонкими доменами обратного знака шириной ~1 мкм, внутри зерен образуются такие же тонкие извилистые домены, образующие сетку (рис. 5, *в*). При больших увеличениях видны отдельные округлые домены размером ~1 мкм (рис. 5, *г*).

В порошковом магните с $z = 6,1$, прошедшем медленное охлаждение, в состоянии РПП часть зерен остаются намагниченными (рис. 5, *д*). Это означает, что коэрцитивность доменных границ в них выше 2400 кА/м. В остальных зернах формируются полосовые домены различной ширины и ориентации с плоскими границами. При больших увеличениях видно, что ширина полосовых доменов разных знаков неодинакова (от 1 до 5 мкм), и в ряде зерен полосовые домены пересечены сеткой тонких извилистых доменов (рис. 5, *е*).

После воздействия на этот образец обратного поля величиной 1500 кА/м часть зерен остается намагниченной, а в остальных формируется полосовая структура доменов с извилистыми границами, во многих зернах на полосовую структуру наложена сетка тонких доменов (рис. 5, *ж–з*).

В порошковом магните с $z = 6,4$ после НТО-1 в состоянии РПП все зерна частично размагничены (рис. 6, *а*). Некоторые зерна имеют полосовые домены разной ширины, то есть остаются частично намагниченными. В других зернах, которые являются высококоэрцитивными, наблюдается только сетка тонких доменов (рис. 6, *б*).

Обратное поле величиной 800 кА/м оставляет намагниченными приблизительно третью часть зерен (рис. 6, *в*), а в остальных формируется сетка тонких доменов, наблюдаются и мелкие округлые домены размерами ~1 мкм (рис. 6, *г*).

В образце с $z = 6,4$ после НТО-2 также наблюдаются все описанные выше типы доменных структур: полосовые структуры с разной шириной доменов, сетка тонких доменов микронной ширины, а также наложение этих структур (рис. 6, *д–е*).

Суммируя полученные результаты можно выделить в исследованных порошковых магнитах $\text{Sm}_{0,85}\text{Zr}_{0,15}(\text{Co}_{0,70}\text{Cu}_{0,09}\text{Fe}_{0,21})_z$ три типа зерен с различной конфигурацией доменной структуры. В первом типе зерен при размагничивании формируется полосовая структура с

различной шириной доменов от 1 до 5 мкм, наблюдаются как плоские, так и извилистые границы доменов. В зернах второго типа формируется сетка тонких извилистых доменов шириной ~1 мкм. Для зерен третьего типа характерны смешанные доменные структуры, в которых более крупные полосовые домены пересекаются сеткой тонких доменов.

Сетка тонких доменов представляет собой необычную даже для неравновесных структур конфигурацию доменов в одноосных магнетиках. Такая сетка доменов наблюдается как в структурной составляющей *B* литых образцов, так и практически во всех зернах порошковых магнитов типа $\text{Sm}_{0,85}\text{Zr}_{0,15}(\text{Co}_{0,70}\text{Cu}_{0,09}\text{Fe}_{0,21})_z$. Установлено, что с увеличением внешнего размагничивающего поля эти тонкие домены не растут по ширине, поэтому очевидно, что их границы закреплены на структурных неоднородностях, которыми, по-видимому, являются границы ячеистой наноструктуры внутри зерен.

На рис. 7 приведены микрофотографии микроструктуры порошковых магнитов после электрохимического травления и картины керровского контраста, полученные при предельных для оптической микроскопии увеличениях.

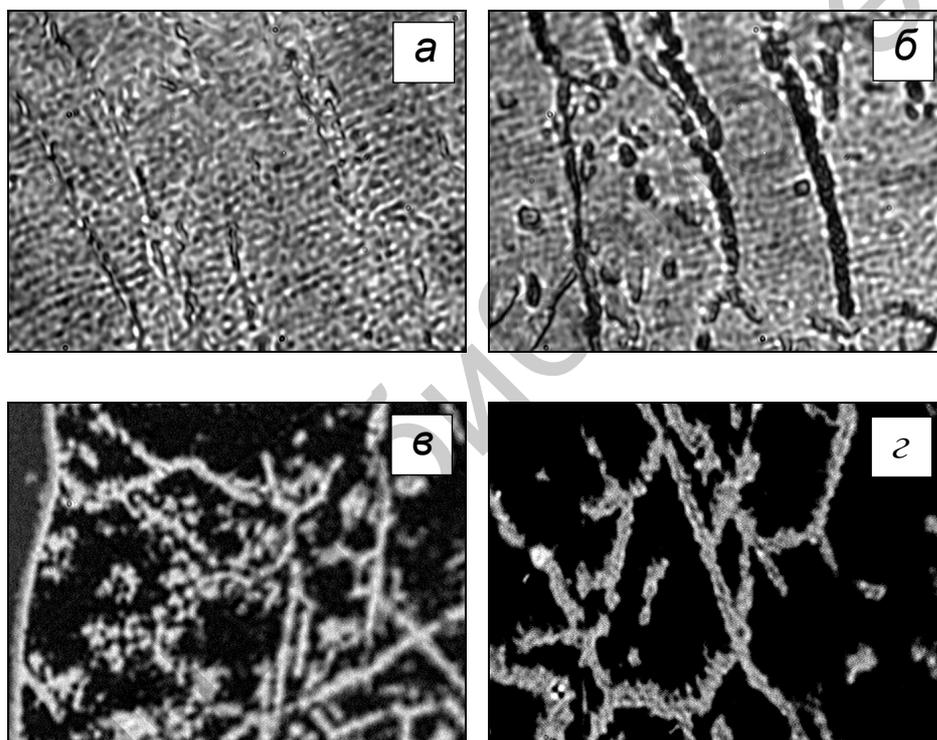


Рис. 7. Микроструктура (а, б) и ДС (в, г) порошкового магнита $\text{Sm}_{0,85}\text{Zr}_{0,15}(\text{Co}_{0,70}\text{Cu}_{0,09}\text{Fe}_{0,21})_{6,4}$ после НТО-1 в течение 20 часов в состоянии после воздействия размагничивающего поля 800 кА/м

По данным фотографиям удалось оценить, что ширина тонких доменов составляет от 0,5 до 1 мкм (рис. 7, в–г). Это значение сравнимо с толщиной глубоких линий травления микроструктуры (рис. 7, б). В отдельных зернах видны домены обратного знака округлой формы с диаметром менее 0,5 мкм. Поскольку средние размеры самых мелких «ячеек» структуры составляют 30–35 мкм то очевидно, что тонкие и мелкие округлые домены распространяются на несколько (от 10 до 20) ячеек наноструктуры.

Извилистость тонких доменов, которая хорошо видна на рис. 7, г, подтверждает предположение о том, что домены обратного знака развиваются по ячейкам наноструктуры и доменные границы закрепляются на их границах.

Заключение. Проведенные исследования показали, что внутри зерен порошковых магнитов $\text{Sm}_{0,85}\text{Zr}_{0,15}(\text{Co}_{0,70}\text{Cu}_{0,09}\text{Fe}_{0,21})_z$ формируется «ячеистая» структура, имеющая несколько размерных уровней. Наиболее крупные «ячейки» имеют произвольную неправильную форму и размеры от 5 до 20 мкм. Границы таких зон выявляются методами оптической микроскопии после химического и электрохимического травления. На атомно-силовых изображениях видно, что внутренние области крупных «ячеек» состоят из двух систем взаимно перпендикулярных структурных полос шириной до 150 нм, причем вся тонкая структура образована мелкими «ячейками» со средними размерами 30–35 нм. В исследованных порошковых магнитах обнаружены три типа зерен со сложной конфигурацией доменной структуры, развивающейся при перемагничивании: полосовые домены шириной от 1 до 5 мкм с плоскими или извилистыми границами; сетка тонких извилистых или округлых доменов шириной 0,5–1 мкм; смешанные доменные структуры, в которых более крупные полосовые домены пересекаются сеткой тонких доменов. Показано, что все мелкие домены включают в себя несколько десятков «ячеек» наноструктуры.

Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы» НК-632Р ГК П745 и гранта РФФИ № 09-02-01274.

Список литературы

1. Пшеничнов Ю.П. Выявление тонкой структуры кристаллов // Москва, 1974. 71 с.
2. Дегтева О.Б., Пушкарь Ю.Е., Супонев Н.П. Структура и магнитные свойства сплавов Sm-Zr-Co и Gd-Zr-Co // Физика магнитных материалов. Калинин, 1983. С.50–58.
3. Мишин Д.Д., Левандовский В.В. Исследование влияния термических обработок на магнитные свойства многокомпонентных сплавов на основе

- Sm–Zr–Co–Cu–Fe // Физика магнитных материалов. Калинин, 1980. С.27–30.
4. Храбров В.И., Пузанова Т.З., Шур Я.С. Обратимые изменения коэрцитивной силы и структурного состояния сплава Sm-Co-Cu-Fe-Zr при низкотемпературной обработке // ФММ. 1979. Т.48. Вып.5. С.921–926.
 5. Магнитные свойства, фазовый состав и доменная структура высококоэрцитивных сплавов Gd-Zr-Co-Cu-Fe / М.Б. Ляхова, Ю.Е. Пушкарь, Е.Б. Шаморикова, Ю.В. Бабушкин // Физика магнитных материалов. Калинин, 1985. С.90–105.
 6. Структура и магнитные свойства сплавов Sm-Zr-Co-Cu-Fe в высококоэрцитивном состоянии. 1. Структурные составляющие и процессы перемагничивания / Н.П. Супонев, Е.Б. Шаморикова, А.Г. Дормидонтов и др. Ю.В. Титов, А.А. Лукин, В.В. Левандовский // Физика магнитных материалов. Калинин, 1988. С.93–105.
 7. Fidler G., Scalicky P., Rothwarf F. High resolution electron study Sm(Co,Fe,Cu,Zr)_{7,5} magnets // IEEE Trans. Magn. 1983. V.MAG-19. N.5. P.2041–2043.
 8. Структурные превращения и коэрцитивная сила сплавов Sm(Co,Fe,Cu,Zr)_{7,4} / Иванова Г.В., Магат Л.М., Попов А.Г. и др. // ФММ. 1982. Т.53. Вып.4. С.687–694.
 9. Исследование микроструктуры и доменной структуры сплавов Sm-Zr-Co-Cu-Fe методами оптической и атомно-силовой микроскопии / Ю.Г. Пастушенков, Н.П. Супонев, М.Б. Ляхова, Е.М. Семенова, К.П. Скоков, И.В. Андреев, С.И. Юрасов // Горный информационно-аналитический бюллетень. Функциональные металлические материалы. Сырьевая база, магнитные материалы и системы. Отдельный выпуск 1. Москва, МГТУ, 2007. С.414–426.

EFFECT OF NANOSTRUCTURE ON THE FORMATION OF DOMAIN STRUCTURE OF (Sm,Zr)(Co,Cu,Fe)_z PERMANENT MAGNETS

M. B. Lyakhova, E. M. Semenova, V. I. Sinekop, E. S. Velichko

Tver State University
Chair of Magnetism

Making use of the methods of optical and atomic force microscopy a study is made of the structure of powdered Sm_{0,85}Zr_{0,15}(Co_{0,70}Cu_{0,09}Fe_{0,21})_z (z = 6,1 and 6,4) subjected to different regimes of thermal treatment. A description is given of the microstructure configuration and parameters of cellular intergrain nanostructure. The domain wall pinning at the boundaries of the cells is confirmed experimentally.

Keywords: *rare earth permanent magnets, Sm-Zr-Co-Cu-Fe alloys, intergrain cellular nanostructure, domain wall pinning*

Об авторах:

ЛЯХОВА Марина Борисовна – кандидат физ.-мат.наук, доцент кафедры магнетизма ТвГУ, *e-mail*: Marina.Lyakhova@tversu.ru;

СЕМЕНОВА Елена Михайловна – кандидат физ.-мат.наук, доцент кафедры магнетизма ТвГУ, *e-mail*: semenova_e_m@mail.ru;

СИНЕКОП Виталий Игоревич – магистрант кафедры магнетизма ТвГУ;

ВЕЛИЧКО Екатерина Сергеевна – магистрант кафедры магнетизма ТвГУ.