

УДК 621.318.132

## ВЛИЯНИЕ МАГНИТОСТАТИЧЕСКОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МЕЖДУ МИКРООБЪЕМАМИ НА ФОРМИРОВАНИЕ ДОМЕННОЙ СТРУКТУРЫ И ПРОЦЕССЫ ПЕРЕМАГНИЧИВАНИЯ В СПЛАВЕ $\text{Sm}(\text{Co}, \text{Fe}, \text{Cu}, \text{Zr})_{7.5}$

© 2022 г. А. С. Лилеев\*

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования  
“Национальный исследовательский технологический университет “МИСиС”, Москва, Россия

\*E-mail: magnito@mail.ru

Поступила в редакцию 13.12.2021 г.

После доработки 24.12.2021 г.

Принята к публикации 21.01.2022 г.

На основе феноменологического подхода к анализу процессов перемагничивания проведено моделирование доменной структуры в сплаве  $\text{Sm}(\text{Co}, \text{Cu}, \text{Fe}, \text{Zr})_{7.5}$ , а также ее трансформация после термической обработки. Моделирование было проведено в предположении, что процесс перемагничивания в данных сплавах определяется трудностью отрыва доменной стенки от мест закрепления. Установлено, что формирование доменной структуры связано с соотношением между величиной критического поля отрыва доменной стенки, то есть интенсивностью закрепления, и величиной поля магнитостатического взаимодействия.

DOI: 10.31857/S0367676522050167

### ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время усовершенствование свойств постоянных магнитов базируется исключительно на экспериментальных результатах, а их теоретическое обоснование зачастую имеет противоречивый характер. Однако для создания технологии и управления ею при производстве постоянных магнитов необходимо знание природы высококоэрцитивного состояния и закономерностей процессов перемагничивания.

Сплавы на основе системы  $\text{Sm}(\text{Co}, \text{Fe}, \text{Cu}, \text{Zr})_z$  имеют широкое применение благодаря сочетанию высоких магнитных свойств и их температурной стабильности. В последнее время на этих сплавах получен положительный температурный коэффициент коэрцитивной силы [1, 2]. Однако механизм формирования структурных элементов, позволяющих получать высокие значения коэрцитивной силы, трактуется неоднозначно и является не ясным. В частности, не установлены причины существенного роста коэрцитивной силы при регулируемом охлаждении от температуры 800°C, природа обратимости коэрцитивной силы при циклических обработках, в том числе влияние внутренних магнитостатических полей на процессы формирования магнитных свойств и доменной структуры материала.

Влияние этих полей на процессы перемагничивания высокоанизотропных материалов на основе соединений редкоземельных элементов с 3D-пере-

ходными металлами – обсуждался неоднократно [1–3], но остается одним из самых сложных вопросов, поскольку он обусловлен сложностью расчета магнитостатического взаимодействия между близко расположенными микрообъемами материала.

Целью данной работы было установление механизмов влияния внутреннего магнитостатического взаимодействия на процесс образования доменной структуры в высококоэрцитивных сплавах типа  $\text{Sm}(\text{Co}, \text{Cu}, \text{Fe}, \text{Zr})_{7.5}$ .

### МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТОВ И РАСЧЕТА МАГНИТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК

К настоящему времени известно, что укрупнение доменов в горячедеформированных образцах  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  при рекристаллизации вызвано магнитостатическим взаимодействием этих “доменов взаимодействия” [1]. Этим же взаимодействием между микрообъемами обусловлено формирование в высококоэрцитивном сплаве  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  “каналов перемагничивания” [2], а также “термическое намагничивание”, т.е. рост намагниченности в образце, размагниченном обратным отрицательным полем  $H_c$  (коэрцитивная сила по намагниченности), при нагреве в отсутствие внешнего поля [3].

В работе использован феноменологический подход к созданию модели перемагничивания, который предоставляет возможность задать не-

сколькими параметрами магнитные свойства ансамбля микрообъемов материала, не беря во внимание при этом значения локальных фундаментальных констант, а также параметры конкретного дефекта, на котором происходит закрепление доменной стенки, потому что гистерезисные характеристики являются как бы следствием их реализации в явлении перемагничивания. Представляется, что термин “микрообъем” полнее отражает процесс перемагничивания, так как объем материала, участвующий в акте перемагничивания существенно меньше зерна поликристаллического материала [1].

В качестве модели образца был выбран ансамбль микрообъемов, размер которых определяется расстоянием, проходным доменной стенкой от одного места закрепления к другому, при этом в качестве параметра лимитирующего процесс перемагничивания выступает  $H_{кр}$  – поле отрыва доменной стенки от места закрепления. Данные микрообъемы характеризуются также рядом других параметров: коэффициентом размагничивания кристаллита –  $N$ , намагниченностью насыщения и полем анизотропии ( $I_s$ ,  $H_{anis}$ ); углом  $\Theta$  между направлением внешнего поля и легкой осью кристаллита. Кристаллическая текстура в модели задается пространственным распределением угла отклонения.

Согласно электронно-микроскопическим исследованиям область, проходная доменной стенкой от одного закрепления до другого это ячейка фазы типа  $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$  в виде ромба со средним размером  $120 \times 70$  нм. Закрепление доменной стенки происходит на фазе типа  $\text{SmCo}_5$ , окаймляющей фазу  $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ , толщиной около 5–10 нм. Средний размер зерна спеченного сплава 20 мкм.

В программе FMRM (подробнее см. [2]) было выполнено моделирование гистерезисных свойств на основе феноменологического подхода к процессам перемагничивания. Данное программное обеспечение позволяло варьировать значения параметров модели, визуально сравнивая в каждый момент расчета теоретические кривые с результатами экспериментов, проведенных ранее [3].

В качестве объектов исследования выступали образцы  $\text{Sm}(\text{Co}, \text{Fe}, \text{Cu}, \text{Zr})_{7.5}$ , прошедшие три термообработки с массовым содержанием компонентов:  $(24.83 \pm 0.01)\%$  Sm;  $(48.54 \pm 0.01)\%$  Co;  $(18.23 \pm 0.01)\%$  Fe;  $(5.92 \pm 0.01)\%$  Cu;  $(2.59 \pm 0.01)\%$  Zr. Величина коэрцитивной силы существенно варьируется при различных режимах термической обработки:

1. Наименьшая коэрцитивная сила  $H_c = 0.115$  кЭ (9.154 кА/м) получалась при охлаждении с температуры гомогенизации  $1200^\circ\text{C}$  в холодной гелиевой струе.

2. Величина коэрцитивной силы  $H_c = 1.5$  кЭ (119.4 кА/м) была получена при охлаждении в течение 16 ч со скоростью  $50^\circ\text{C}/\text{мин}$  после отпуска при  $800^\circ\text{C}$ .

3. Наибольшая коэрцитивная сила  $H_c = 29.1$  кЭ (2316 кА/м) получалась при оптимальной термической обработке – охлаждении в течение 16 ч со скоростью  $1.7^\circ\text{C}/\text{мин}$  после отпуска при  $800^\circ\text{C}$ .

Магнитооптические изображения доменной структуры были получены на микроскопе Zeiss Axio Scope A1 с помощью эффекта Керра, а кривые размагничивания были измерены на гистерезисграфе МН-50.

Поле магнитоэлектростатического взаимодействия  $h_i$ , ( $H_{вз}$ ) действующее на  $i$ -й микрообъем, может быть вычислено по формуле [5]:

$$h_i = h + \frac{3}{4\pi} \sum_{j=1(j \neq i)}^n m_j F_{ij},$$

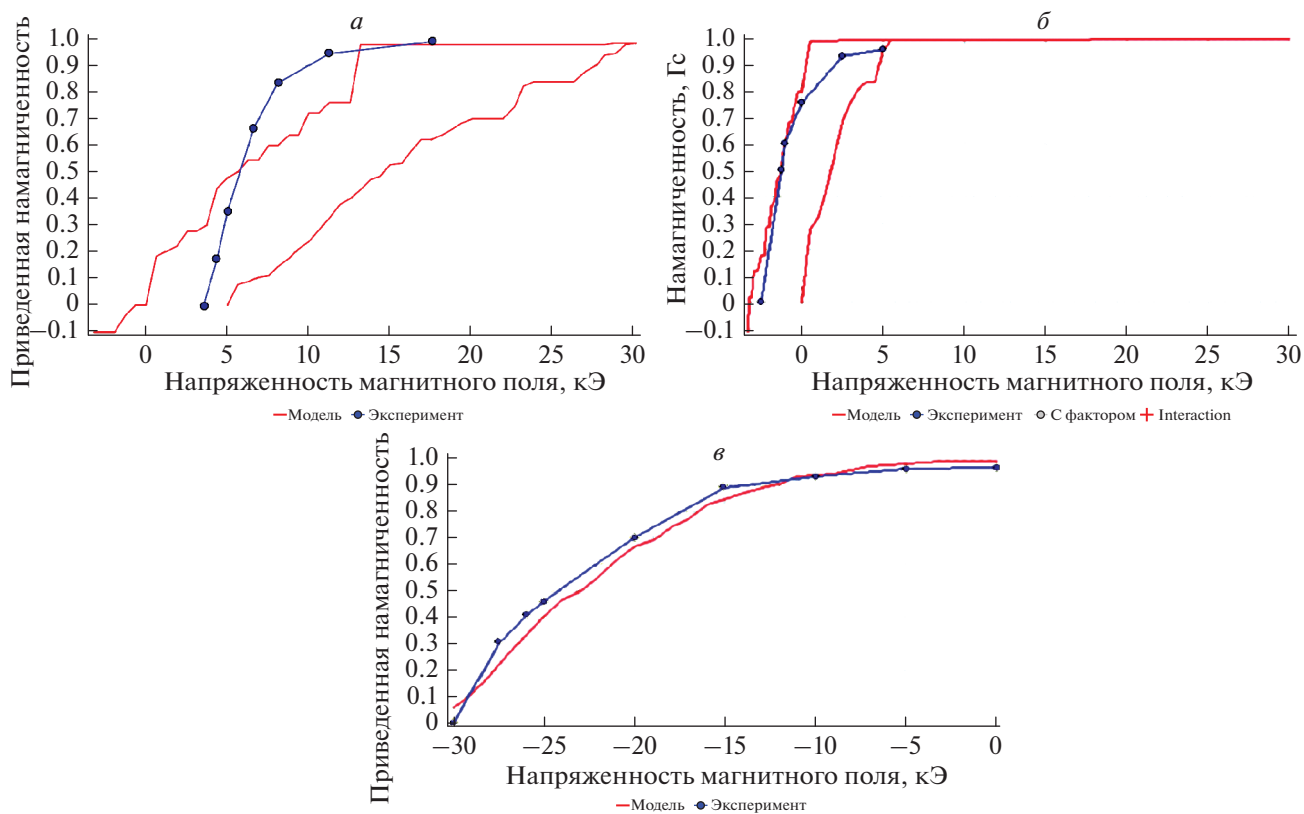
где  $m$  и  $h$  – нормированные намагниченность и магнитное поле, соответственно:  $m_i = M_i/M_s$ ,  $h = H/H_s = 3H/(4\pi M_s)$ ,  $M_i$  – текущая намагниченность  $i$ -го микрообъема,  $M_s$  – намагниченность насыщения материала,  $H_s$  – поле насыщения микрообъема,  $H$  – внешнее поле,  $F_{i,j}$  – коэффициент взаимодействия, вычисленный в [5].

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

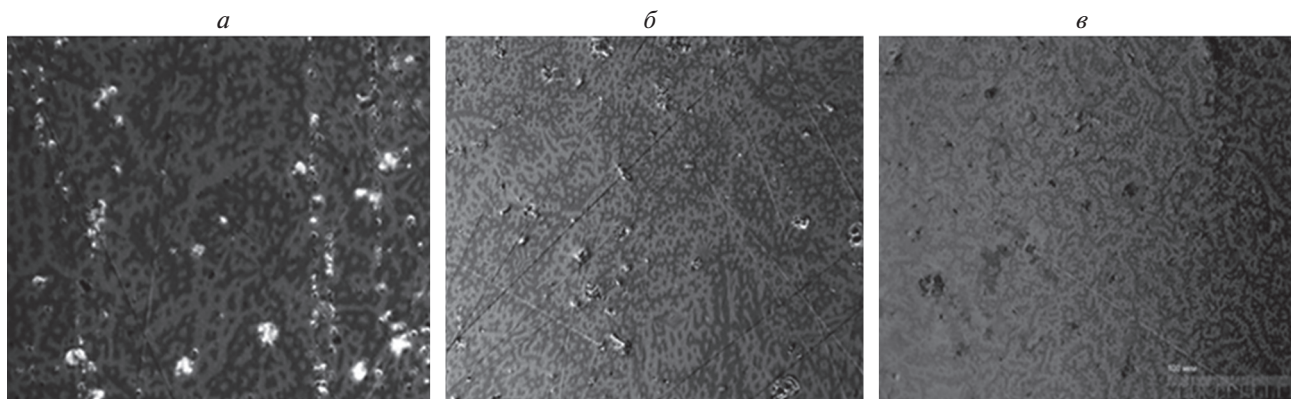
На рис. 1 приведены экспериментальные данные и рассчитанные кривые размагничивания образцов, прошедших термическую обработку по трем вышеприведенным сценариям. При малых значениях коэрцитивной силы имеет место большая погрешность, что объясняет небольшие различия расчетных и экспериментальных кривых.

На рис. 2 показаны доменные структуры исследуемых образцов, при этом ось легкого намагничивания перпендикулярна плоскости рисунка. С увеличением коэрцитивной силы сплава размеры доменов заметно уменьшаются. Статистическая обработка кадров методом секущих показала, что для образца после термообработки № 1 средний размер домена  $5.4 \pm 0.3$  мкм, для образца после термообработки № 2 –  $3.8 \pm 0.3$  мкм и для образца после термообработки № 3 –  $0.8 \pm 0.2$  мкм.

Результаты моделирования доменной структуры находятся в хорошем согласии с экспериментальными данными рис. 3. Красными и синими стрелками отображаются микрообъемы, находящиеся в однодоменном состоянии. Длина стрелок соответствует проекции намагниченности микрообъема на направление приложенного поля. Видно, что величина доменов тем больше, чем меньше коэрцитивная сила образца. Различия заметны более ярко в том случае, когда плоскость наблюдения параллельна оси легкого намагничивания (см. рис. 3). Также при моделировании очевидно проявляется увеличение ширины доменов в высокоанизотропных одноосных текстурованных материалах, при этом непосредственное наблюдение данного эффекта затруднено.



**Рис. 1.** Окно программы FMRM с результатами моделирования кривых размагничивания сплава  $\text{Sm}(\text{Co},\text{Fe},\text{Cu},\text{Zr})_{7.5}$ . Синяя кривая с экспериментальными точками; сплошная красная – расчет. Термообработка № 1 (а), термообработка № 2 (б), термообработка № 3 (в).



**Рис. 2.** Доменная структура образцов. Термообработка № 1 (а), термообработка № 2 (б), термообработка № 3 (в).

Неоднократно в литературных данных (см., например, [6, 7]) была описана корреляция между значением коэрцитивной силы и характерными размерами доменов в исследуемых сплавах.

Коэрцитивная сила является структурно-чувствительным свойством, при этом она не включается в параметры, определяющие размер доменов. В основном данный эффект наблюдается в отсутствие внешнего магнитного поля на термически размагниченных образцах, как правило, близких по размерам и форме, что исключает влияние поля

размагничивания. Основные свойства материала – намагниченность насыщения и константы анизотропии – остаются почти неизменными при используемых термообработках.

Таким образом, увеличение размеров доменов при уменьшении коэрцитивной силы обусловлено двумя факторами: уменьшением эффективности закрепления доменной стенки и увеличением влияния на ее продвижение поля магнитоэлектростатического взаимодействия.

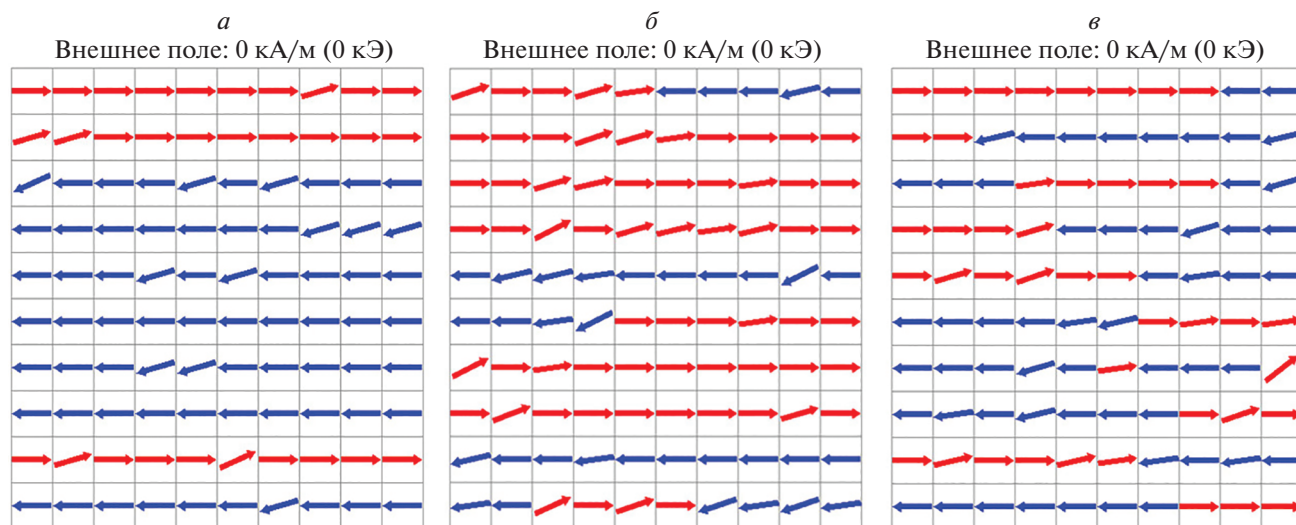


Рис. 3. Результат моделирования доменной структуры. Ось легкого намагничивания параллельна плоскости наблюдения. Термообработка № 1 (а), термообработка № 2 (б), термообработка № 3 (в).

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Следует отметить, что величина магнитоэлектронного взаимодействия зависит только от намагниченности насыщения материала. В случае всех трех термообработок намагниченность насыщения практически не меняется, что видно из магнитных измерений (рис. 1). Но с уменьшением коэрцитивной силы, за счет влияния поля магнитоэлектронного взаимодействия доменная стенка будет проходить на большее расстояние. Отсюда следует, что роль магнитоэлектронного взаимодействия на увеличение размеров доменов растет.

В данном случае можно выдвинуть гипотезу, что главную роль в изменении размера доменов играет магнитоэлектронное взаимодействие, а именно его связь с эффективностью мест закрепления доменных стенок, т.е. с коэрцитивной силой. В случае слабого закрепления магнитоэлектронное взаимодействие “продвигает” доменную границу на большее расстояние, и, следовательно, размеры доменов увеличиваются. При больших значениях коэрцитивной силы поле магнитоэлектронного взаимодействия не может продвинуть доменную стенку на большое расстояние, и доменная структура мелкая.

### Influence of the magnetostatic interaction between microvolumes on the formation of the domain structure and processes of magnetization reversal in a $\text{Sm}(\text{Co},\text{Fe},\text{Cu},\text{Zr})_{7.5}$ alloy type

A. S. Lileev\*

National University of Science and Technology “MISIS”, Moscow, Russia

\*e-mail: magnito@mail.ru

The domain structure is modeled and its change as a result of heat treatment in alloys of the  $\text{Sm}(\text{Co},\text{Cu},\text{Fe},\text{Zr})_{7.5}$  type. Modeling was carried out on the basis of the assumption that in these materials the magnetization reversal process is determined by the difficulty of the domain wall depinning from the attachment points. It is shown that the formation of the domain structure is associated not so much with the critical field separation strength of the domain wall, but with the ratio of the separation field  $H_{cr}$  and the magnetostatic interaction field.

Таким образом, при анализе формирования доменной структуры данного типа сплавов, кроме эффективности закрепления доменной стенки, необходимо учитывать влияние магнитоэлектронного взаимодействия на размеры доменов.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Khlopkov K., Gutfleisch O., Schafer R. et al. // JMMM. 2004. V. 272–276. P. 1937.
2. Лилеев А.С., Викторов В.Н., Старикова А.С. // Изв. РАН. Сер. физ. 2010. Т. 74. № 10. С. 1459; Lileev A.S., Viktorov V.N., Starikova A.S. // Bull. Russ. Acad. Sci. Phys. 2010. V. 74. No. 10. P. 1398.
3. Ариничева О.А., Лилеев А.С., Сеин В.А., Старикова А.С. // Персп. матер. Спец. вып. 2011. № 11. С. 179.
4. Лилеев А.С., Викторов В.Н., Перминов А.С. и др. Программа визуализации результатов феноменологического моделирования процессов перемагничивания высокоанизотропных одноосных магнитных материалов. Свид. гос. рег. прогр. для ЭВМ № 2013610413, 2012.
5. Schabes E., Aharoni A. // IEEE Transact. Magn. 1987. V. mag-23. No. 6. P. 3882.
6. Gutfleisch O., Muller K.-H., Khlopkov K. et al. // Acta Materialia. 2006. V. 54. P. 997.
7. Лилеев А.С., Пинкас В.В., Ворончихина К.В., Гунбин А.В. // МиТОМ. 2018. № 8. С. 4.