

УДК 621.318.132

## ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКИЙ ПОДХОД К АНАЛИЗУ ПРОЦЕССОВ ПЕРЕМАГНИЧИВАНИЯ ОДНООСНЫХ ВЫСОКОАНИЗОТРОПНЫХ ФЕРРОМАГНЕТИКОВ

© 2019 г. А. С. Лилеев<sup>1</sup>, \*, В. В. Пинкас<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования  
«Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия

\*E-mail: magnito@mail.ru

Поступила в редакцию 07.09.2018 г.

После доработки 31.01.2019 г.

Принята к публикации 27.03.2019 г.

На основе феноменологического подхода к элементарному акту процесса перемагничивания проведено моделирование особенностей гистерезисного поведения сплавов для постоянных магнитов на основе соединений  $\text{SmCo}_5$  и  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ . Моделирование процессов перемагничивания в сплавах типа  $\text{Sm}(\text{Co}, \text{Cu}, \text{Fe}, \text{Zr})_{7,4}$  проводилось на основе предположения о том, что в этих материалах перемагничивание определяется закреплением доменной стенки. Проведено сравнение расчета с экспериментом.

DOI: 10.1134/S036767651907024X

На сегодняшний день усовершенствование свойств постоянных магнитов базируется исключительно на экспериментальных результатах, а их теоретическое обоснование зачастую носит противоречивый характер, поэтому существует необходимость в более подробном изучении процессов перемагничивания в этих материалах.

Цель настоящей работы — создание на основе феноменологического подхода схемы моделирования процессов перемагничивания в одноосных высокоанизотропных ферромагнетиках на основе соединений редкоземельных металлов с  $3d$ -переходными металлами.

Феноменологический подход к решению поставленной задачи заключается в том, чтобы, с одной стороны, учесть индивидуальные свойства микрообъемов и их статистику, с другой стороны, избежать необходимости точных расчетов и учета локальных фундаментальных магнитных характеристик, не рассматривая внутренние процессы в локальных областях, точная оценка которых в настоящее время практически невозможна [1].

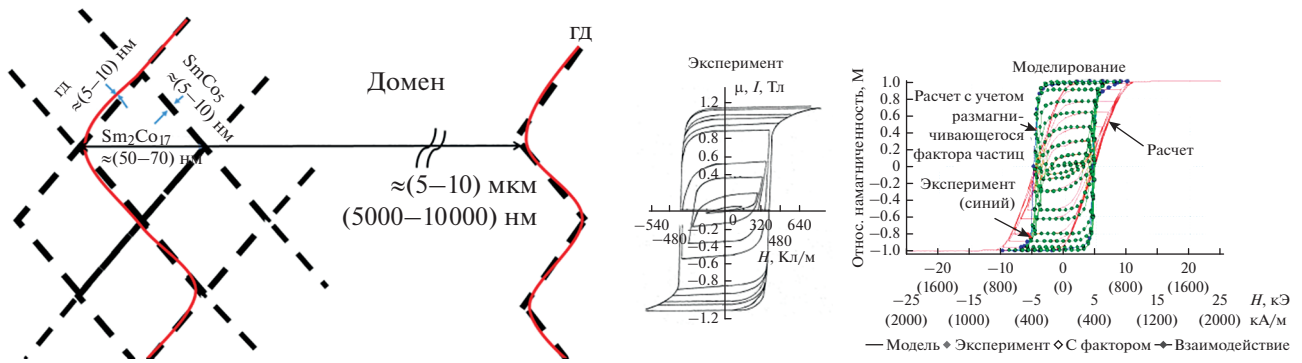
Учет статистического распределения магнитных параметров микрообъемов при дальнейшем анализе позволил проводить оценку влияния различных воздействий (термической обработки, способов размагничивания, способов текстурирования) на формирование гистерезисных свойств материала. Существенным моментом в предлагаемом подходе является учет при рассмотрении процессов перемагничивания магнитостатического

взаимодействия между микрообъемами, который проводили, используя результаты работы [2].

Высокие значения энергии магнитной кристаллической анизотропии в этих соединениях предопределяют невозможность реализации при перемагничивании механизма вращения вектора намагниченности (когерентного и некогерентного), поэтому в работе рассмотрены только два механизма: трудность зародышеобразования обратной магнитной фазы и трудность отрыва доменной стенки от места закрепления.

В магнитах из соединений  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  и  $\text{SmCo}_5$ , когда процесс перемагничивания определяется зародышеобразованием, особенностью данного механизма является зависимость поля возникновения зародыша обратной намагниченности  $H_o$  в конкретном микрообъеме от величины намагничивающего поля  $H_m$ , приложенного перед размагничиванием. Введение зависимости  $H_o(H_m)$  позволяет учитывать распределение параметров  $H_o$  и эффективность влияния намагничивающего поля по микрообъемам материала [3].

Для создания модельного ансамбля, имитирующего анализируемый материал, необходимо задать следующие параметры: намагниченность насыщения  $J_s$ ,  $H_{anis}$  — поле анизотропии,  $H_s$  — поле насыщения,  $H_o^{max}$  — предельное поле образование зародыша, выше которого  $H_o$  перестает зависеть от намагничивающего поля  $H_m$ ,  $Angle$  — угол меж-



**Рис. 1.** а – Схема численной модели материала; б – экспериментальные частные петли для сплава  $\text{SmCo, Fe, Cu, Zr}_{7,5}$  в высококоэрцитивном состоянии; в – сравнение рассчитанных и экспериментальных данных для сплава  $\text{Sm}(\text{Co, Fe, Cu, Zr})_{7,5}$ , в высококоэрцитивном состоянии.

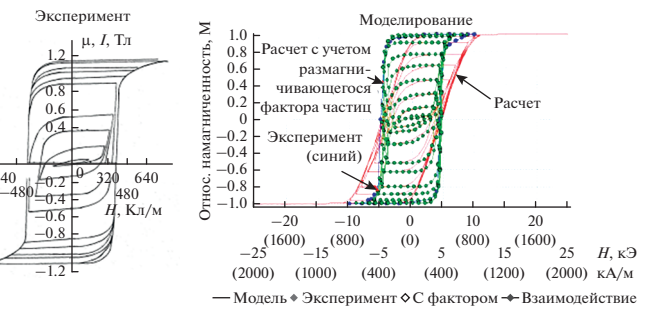
ду осью легкого направления анизотропии микрообъема и внешним полем,  $A = dH_o/dH_m$  – угол наклона зависимости  $H_o(H_m)$ , характеризующий влияние намагничивающего поля.

Далее в рамках предлагаемой модели проводятся численные эксперименты, соответствующие внешнему воздействию на анализируемый материал. Моделирование гистерезисных свойств выполнялось программой FMRM, основанной на феноменологическом подходе к процессам перемагничивания, разработанном в настоящей работе. Данное программное обеспечение позволяло варьировать значения параметров модели, визуально сравнивая теоретические кривые в каждый момент расчета с результатами экспериментов, проведенных ранее. Подобное моделирование позволило объяснить целый ряд особенностей процессов перемагничивания и магнитного поведения в магнитах на базе соединений  $\text{SmCo}_5$  и  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  [4].

В настоящей работе предложенный подход был использован для моделирования процессов перемагничивания в материале, гистерезисные свойства которого определяются трудностью отрыва доменной стенки. Таким материалом является сплав  $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ , в котором доменная стенка закрепляется на выделениях фазы типа  $\text{SmCo}_5$  в матричной фазе типа  $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ .

Процесс перемагничивания заключается в прохождении доменной стенки через ансамбль микрообъемов фазы типа  $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$  и закреплении ее на выделениях фазы типа  $\text{SmCo}_5$ . Схема такого процесса изображена на рис. 1а.

В данном случае введен параметр, характеризующий эффективность закрепления доменной стенки  $H_{кр}$ , который фактически заменил параметры  $H_o$ ,  $H_o(H_m)$  и  $A = dH_o/dH_m$ . При этом  $\text{Angle}$  – угол отклонения оси кристалла от направления легкого намагничивания в поликристаллическом материале. Остальные параметры:  $J_s$ ,  $H_{anis}$ ,  $H_s$  сохраняют свой физический смысл.

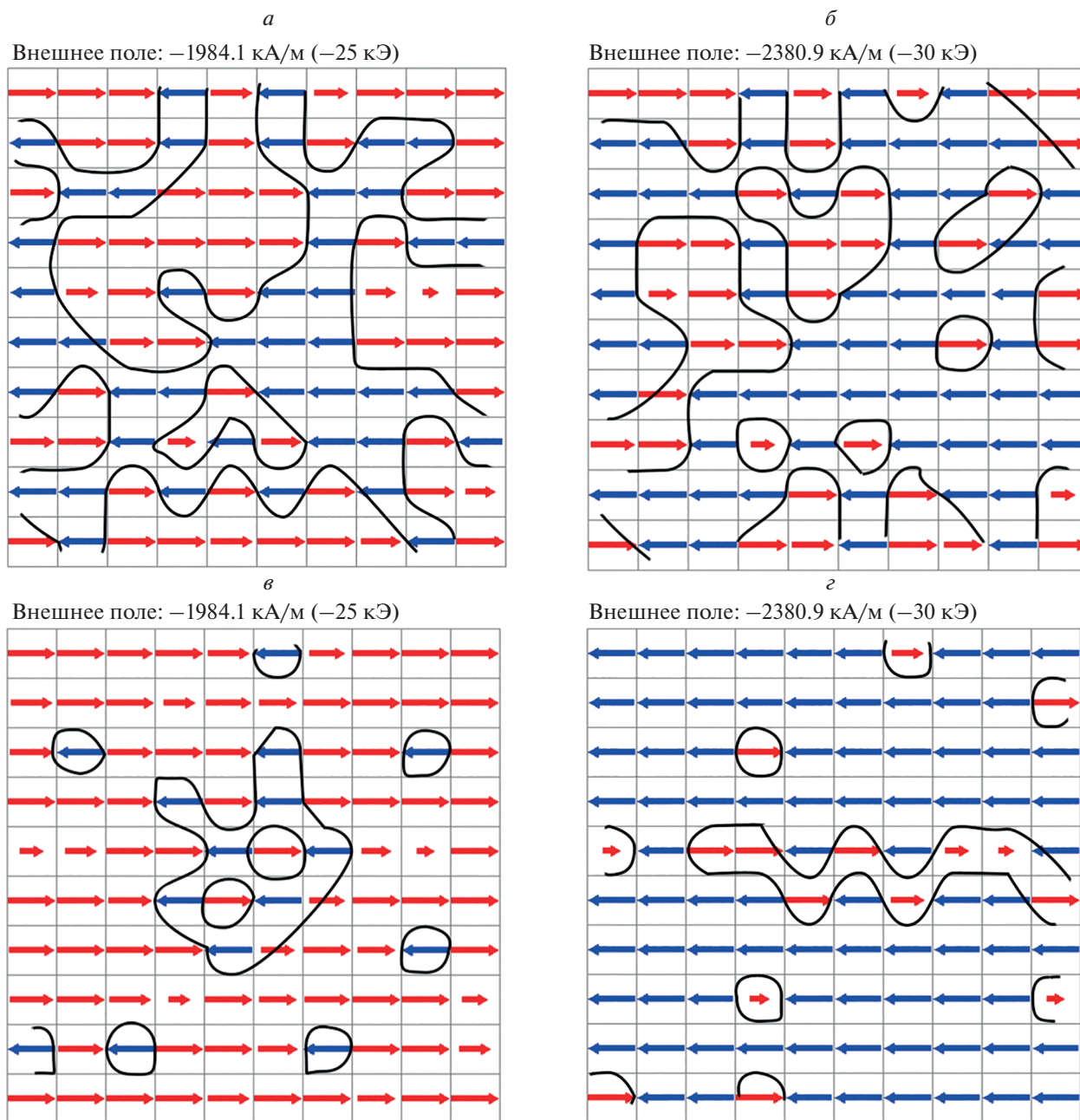


В качестве примера на рис. 1б, 1в представлены измеренные экспериментально частные петли гистерезиса образца сплава  $\text{Sm}(\text{Co, Fe, Cu, Zr})_{7,5}$ , после оптимальной термической обработки (рис. 1б) и результаты моделирования ансамбля, имитирующего этот образец (рис. 1в). При расчете использовали следующие значения параметров ансамбля:  $H_{кр}$  – поле отрыва доменной стенки от места закрепления  $2240 \text{ кА} \cdot \text{м}^{-1}$  (28 кЭ) с дисперсией  $800 \text{ кА} \cdot \text{м}^{-1}$  (10 кЭ),  $J_s = 0.92 \text{ Тл}$ ,  $H_{anis} = 4800 \text{ кА} \cdot \text{м}^{-1}$  (60 кЭ).

Для проверки адекватности моделирования проверили реакцию модели на такой фактор, как изменение доменной структуры при различной однородности материала. Наиболее ярко доменная структура будет различаться для образцов с различным распределением  $H_{кр}$ , то есть при большой дисперсии  $H_{кр}$ . При этом доменная структура будет мелкой, так как часто встречаются различные места закрепления. В случае идеально однородного материала  $H_{кр}$  одинаково по всему объему и доменная стенка проходит большое расстояние, то есть домены будут крупные.

В первом случае распределение  $H_{кр}$  задавали функцией Гаусса с дисперсией параметра  $H_{кр}$ , равной  $800 \text{ кА/м}$  (10 кЭ). В этом случае в полях, близких к коэрцитивной силе, доменная структура в поле, чуть меньшем поля  $H_c$  (рис. 2а) будет почти такая же, как в поле, чуть больше поля  $H_c$  (рис. 2б), так как распределение  $H_{кр}$  носит симметричный характер.

Во второй ситуации задавали параметр  $H_{кр}$  постоянным, то есть места закрепления были почти одинаковой эффективности и доменная стенка в полях, меньших и больших  $H_c$ , будет проходить большие расстояния. Доменная структура будет крупнее (рис. 2в, 2г). Таким образом, предложенный способ моделирования, основанный на феноменологическом подходе, вполне адекватно



**Рис. 2.** Моделирование доменной структуры в случае, когда распределение  $H_{кр}$  задано функцией Гаусса: *а* – поле меньше  $H_c - 200 \text{ кА} \cdot \text{м}^{-1}$  (25 кЭ), *б* – поле больше  $H_c - 2400 \text{ кА} \cdot \text{м}^{-1}$  (30 кЭ). Моделирование доменной структуры в случае, когда распределение  $H_{кр}$  постоянно: *в* – поле меньше  $H_c - 2000 \text{ кА} \cdot \text{м}^{-1}$  (25 кЭ), *г* – поле больше  $H_c - 2400 \text{ кА} \cdot \text{м}^{-1}$  (30 кЭ).

отражает процессы перемагничивания в данном материале.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Лилеев А.С. // Металловед. и терм. обр. металлов. 2016. № 10. С. 4.
2. Schabes E., Aharoni A. // IEEE Transact. Magnetics. 1987. V. 23. № 6. P. 3882.
3. Лилеев А.С., Викторов В.Н., Старикова А.С. // Изв. РАН. Сер. физ. 2010. Т. 74. № 10. С. 1459.
4. Ариничева О.А., Лилеев А.С., Сеин В.А., Старикова А.С. // Персп. матер. 2011. № 11. С. 179.