

УДК 537.624.8:537.622.6

МЕХАНИЗМЫ МАГНИТНОГО ГИСТЕРЕЗИСА ГЕТЕРОГЕННЫХ СПЛАВОВ ТИПА Gd-Zr-Co-Cu-Fe

© 2024 г. Е. М. Семенова^{1,*}, М. Б. Ляхова¹, П. А. Ракунов¹, А. Ю. Карпенков¹, Ю. В. Конюхов²

¹Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Тверской государственный университет», Тверь, Россия

²Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия

* E-mail: Semenova_E_M@mail.ru

Поступила в редакцию 04.12.2023

После доработки 20.12.2023

Принята к публикации 29.01.2024

Исследовано поведение образцов сплавов $(\text{Gd,Zr})(\text{CoCuFe})_z$ в магнитных полях, ориентированных под различными углами к их оси легкого намагничивания. Построены угловые зависимости намагниченности и коэрцитивной силы. По изображениям доменной структуры в размагничивающих полях построены петли гистерезиса двух основных структурных составляющих образцов. Проведен анализ полученных результатов в рамках представлений о смешанном механизме гистерезиса сплавов данной группы.

Ключевые слова: магнитотвердые материалы, механизм гистерезиса, коэрцитивная сила, угловые зависимости магнитных характеристик

DOI: 10.31857/S0367676524050243, EDN: QDFDID

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы на основе редкоземельных металлов (R), железа и кобальта являются основой современных магнитотвердых материалов. Для ряда практических применений современная промышленность предъявляет высокие требования к температурной стабильности магнитных свойств и максимальной рабочей температуре постоянных магнитов. Наилучшими материалами для высокотемпературных применений являются редкоземельные сплавы на основе кобальта с высокой температурой Кюри ($T_C > 800^\circ\text{C}$). Разработаны многокомпонентные магнитотвердые материалы Sm-Zr-Co-Cu-Fe с высокими значениями магнитной энергии до $(BH)_{\max} = 300 \text{ кДж}\cdot\text{м}^{-3}$ и коэрцитивной силы $\mu_0 H_{cl} > 2.5 \text{ Т}$ [1, 2]. Существует возможность значительного повышения максимальной рабочей температуры таких магнитов.

В настоящее время получены материалы Sm-Zr-Co-Cu-Fe с повышенным содержанием меди, в которых, несмотря на некоторое падение величины намагниченности насыщения, наблюдается резкое повышение стабильности коэрцитивной силы и рабочих температур до $500\text{--}600^\circ\text{C}$ [3]. Сплавы Sm-TP3M-Zr-Co-Cu-Fe с частичным замещением самария на тяжелые редкоземельные металлы (TP3M) применяются как материалы с температурной стабильностью индукции. Особыми свойствами отличается группа сплавов

Gd-Zr-Co-Cu-Fe, в которых благодаря ферримагнитному характеру упорядочения подрешеток гадолиния и кобальта достигается температурный рост индукции и магнитного потока [4, 5].

В данной работе исследованы процессы перемагничивания группы ферримагнитных сплавов $(\text{Gd, Zr})(\text{Co, Cu, Fe})_z$ в магнитных полях, ориентированных под различными углами к их оси легкого намагничивания. Проведена оценка локальной коэрцитивности в структурных составляющих образцов. Полученные результаты проанализированы в рамках представлений о смешанном механизме гистерезиса сплавов данной группы [6].

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Для исследований выбрана группа ферримагнитных сплавов $\text{Gd}_{0.85}\text{Zr}_{0.15}(\text{Co}_{0.70}\text{Cu}_{0.09}\text{Fe}_{0.21})_z$ с $z = 5.6; 6.0; 6.4$ и 6.8 . Для получения исходных сплавов применялась высокочастотная индукционная плавка в установке «Донец» по специальному режиму с медленным охлаждением. В результате получались крупнозернистые слитки с размерами зерен до 3 мм.

Термические обработки сплавов состояли из двух этапов и проводились в высоком вакууме в трубчатой трехзонной печи TZF 15/610. Высокотемпературная обработка — отжиг при температуре 1185°C в течение 3 часов с закалкой до комнатной температуры.

При таком гомогенизирующем отжиге формируются пересыщенные твердые растворы в структурных составляющих образцов. Низкотемпературная обработка — изотермический отжиг при 800 °С длительностью 20 часов с медленным охлаждением со скоростью ~ 2 °С/мин до 400 °С. В процессе этого отжига в сплавах происходит распад твердых растворов и формируется сложная структура фаз, которая и обеспечивает высококоэрцитивное состояние образцов.

Для проведения исследований из крупнозернистых слитков выкалывались отдельные зерна, которые можно рассматривать как монокристаллические образцы. Это обусловлено тем, что сплавы $(\text{Gd}, \text{Zr})(\text{Co}, \text{Cu}, \text{Fe})_Z$, обладающие сложной гетерогенной структурой, содержат фазы с гексагональными кристаллическими решетками, которые в объеме образцов когерентно связаны.

Измерения магнитных характеристик проводились в открытой магнитной цепи методом вибрационного магнитометра. Образцам придавалась сферическая форма с размагничивающим фактором $N = 1/3$. Погрешность измерения удельной намагниченности по отношению к эталонному образцу из отожденного никеля не превышала 1.5%. Источником постоянного магнитного поля являлся электромагнит с максимальной величиной поля ± 2.5 Тл. Точность измерения поля составляла 2.5%.

Исследования микроструктуры и доменной структуры проводились на металлографическом микроскопе

Neophot 30. Микроструктура выявлялась химическим травлением в нитали, доменная структура — методом полярного эффекта Керра. Определение объемного содержания структурных составляющих и объема магнитных фаз проводились точечным методом А.А. Глаголева [11].

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На первом этапе работы была проведена аттестация магнитных характеристик исследованных образцов $\text{Gd}_{0.85}\text{Zr}_{0.15}(\text{Co}_{0.70}\text{Cu}_{0.09}\text{Fe}_{0.21})_Z$. Получены полные петли гистерезиса $\sigma(H_e)$ всех образцов во внешнем магнитном поле (H_e) (рис. 1а) и кривые намагничивания вдоль осей легкого (ОЛН) и трудного (ОТН) намагничивания. Из кривых $\sigma(H_e)$ определены величины удельных остаточной намагниченности (σ_r) и намагниченности насыщения (σ_s). В координатах намагниченности (I) — внутреннее магнитное поле (H_i) построены петли гистерезиса, размагничивающие части петель гистерезиса по индукции $B(H_i)$ и кривые энергетического произведения $BH(B)$. По результатам построений определены величины остаточной намагниченности (I_r) и намагниченности насыщения (I_s), остаточной индукции (B_r), коэрцитивной силы по намагниченности (H_{cl}) и по индукции (H_{cb}). Поля анизотропии H_A определялись по кривым намагничивания $I(H_i)$ вдоль ОТН. Полученные значения магнитных характеристик образцов приведены в таблице 1.

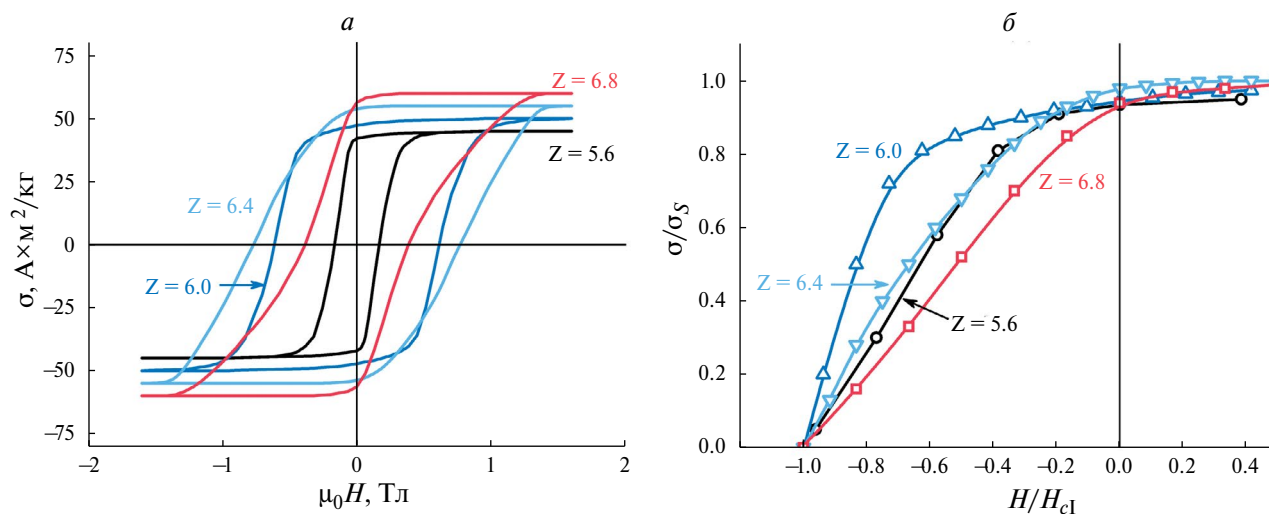


Рис. 1. Изображения полных петель гистерезиса (а) и размагничивающих частей петель гистерезиса (б) в приведенных единицах для образцов $\text{Gd}_{0.85}\text{Zr}_{0.15}(\text{Co}_{0.70}\text{Cu}_{0.09}\text{Fe}_{0.21})_Z$.

Таблица 1. Магнитные характеристики образцов $\text{Gd}_{0.85}\text{Zr}_{0.15}(\text{Co}_{0.70}\text{Cu}_{0.09}\text{Fe}_{0.21})_Z$

Z	σ_s , А·м²/кг	σ_r , А·м²/кг	I_s , кА/м	I_r , кА/м	B_r , Тл	H_{cl} , кА/м	H_{cb} , кА/м	$(BH)_{\max}$, кДж/м³	H_A , МА/м
5.6	45	42	392	366	0.47	376	200	40.0	3.48
6.0	50	47	435	411	0.53	424	392	52.0	3.18
6.4	55	54	479	469	0.60	480	416	66.4	2.27
6.8	60	56	522	491	0.64	512	312	65.6	2.21

Наибольшей прямоугольностью петли гистерезиса (рис. 1б) и величиной H_A характеризуется образец с $z = 6.0$, а максимальные значения коэрцитивной силы и величины $(BH)_{\max}$ достигнуты на образце с $z = 6.4$.

В ряде работ проведены исследования процессов перемангничивания и структуры сплавов $(R, Zr)(Co, Cu, Fe)_z$, где R — Sm и Gd [4–10]. Методами оптической микроскопии в сплавах данного типа выявляются три структурные составляющие A , B и C (рис. 2а и 2б), причем каждая из них имеет тонкую микроструктуру, которую можно наблюдать методами магнито-силовой микроскопии [11]. В составляющей B наблюдается так называемая «ячеистая» наноструктура, характерная для постоянных магнитов данной группы, а в составляющей A — более округлые неоднородности наноструктуры. По данным микрорентгеноспектрального анализа установлено, что составляющая A обогащена

медью по сравнению со средним составом сплава и ее стехиометрическое соотношение $z \sim 5$ –6. Составляющая B обогащена железом и имеет $z \sim 7$ –8 [12]. Как видно из таблицы 2 в исследованной группе сплавов с ростом z уменьшается объем составляющей A и повышается объем составляющей B . Объем составляющей C не превышает нескольких процентов.

В работах [4, 7] исследована перестройка доменной структуры образцов $(Gd_{0.85}Zr_{0.15})(Co_{0.70}Cu_{0.09}Fe_{0.21})_z$ во внешних размагничивающих полях, ориентированных вдоль ОЛН образцов. На рисунках 2в и 2г в качестве примера, приведены изображения доменной структуры образцов с $z = 6.0$ и 6.4 в состоянии, размагниченном обратным полем. Установлено, что две основные по объему составляющие A и B отличаются не только по величинам полей, в которых они перемангничиваются, но и по конфигурации доменной структуры. При перемангничивании в составляющей

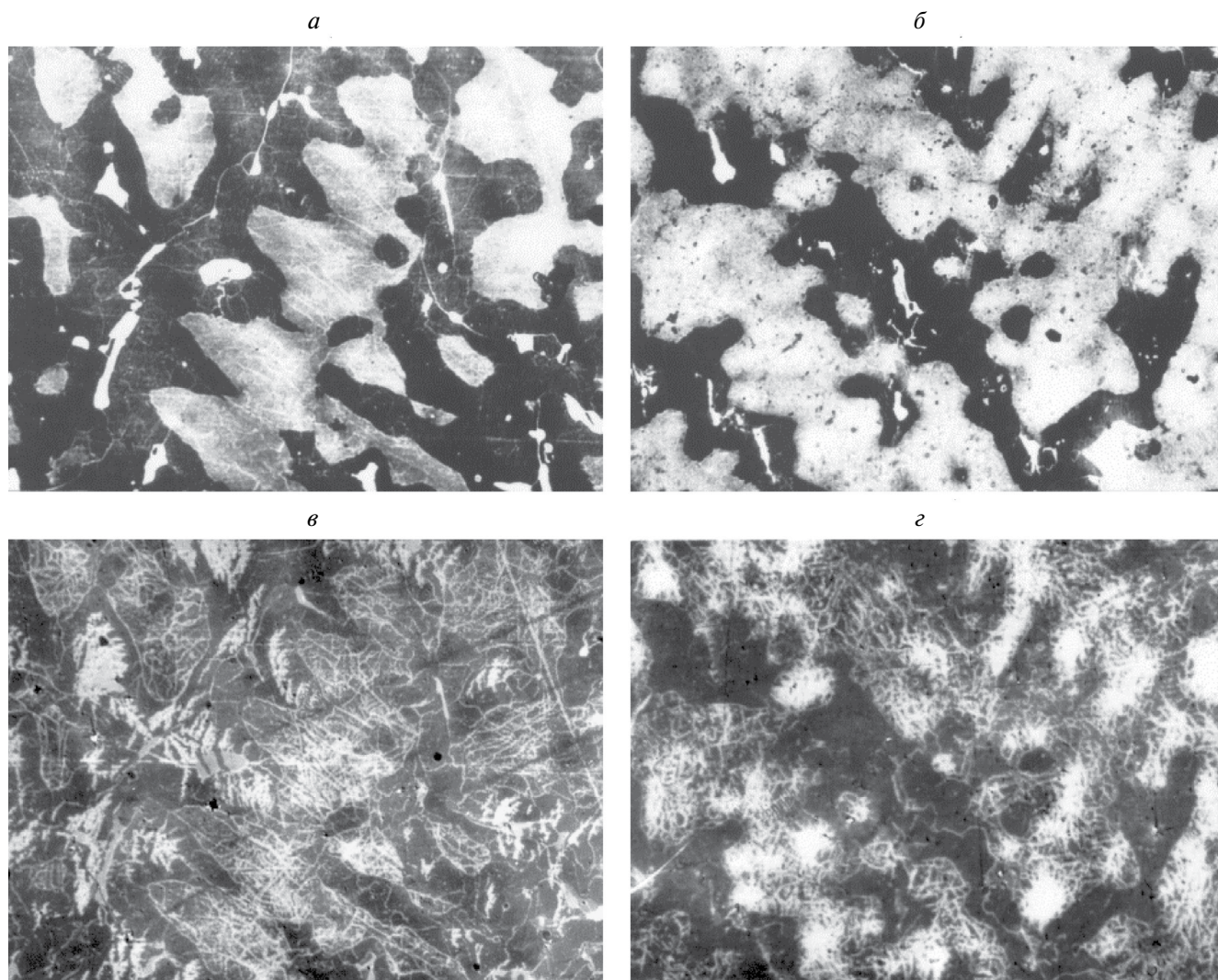


Рис. 2. Изображение микроструктуры (а, б) и доменной структуры (в, г) на базисной плоскости размагниченных обратным полем образцов $Gd_{0.85}Zr_{0.15}(Co_{0.70}Cu_{0.09}Fe_{0.21})_z$ с $z = 6.0$ (а, в) и 6.4 (б, г), представленные в одинаковом масштабе.

А развиваются домены неравновесной конфигурации, в составляющей В — сетка тонких доменов.

Для анализа изображений доменной структуры и расчета характеристик петель гистерезиса составляющих образцов в данной работе применялась специальная компьютерная программа [13]. Считалось, что все черные домены соответствуют направлению намагниченности вдоль первоначального намагничивающего поля (I^+), белые — против поля (I^-). При помощи программы определялись относительные объемы черных (V^+) и белых доменов (V^-) и рассчитывалась намагниченность I в процентах относительно намагниченности насыщения I_s по формуле $I = I^+ - I^-$. Поскольку в работе поставлена задача только качественного определения хода петель гистерезиса образцов, то величина намагниченности насыщения обеих структурных составляющих А и В принималась одинаковой. Кроме того, при построении петель гистерезиса составляющих учитывался их относительный объем в образцах (табл. 2).

Таблица 2. Относительное объемное содержание структурных составляющих А, В и С в образцах $\text{Gd}_{0.85}\text{Zr}_{0.15}(\text{Co}_{0.70}\text{Cu}_{0.09}\text{Fe}_{0.21})_Z$

Z	Объем структурных составляющих, об. %		
	А	В	С
5.6	78	13	9
6.0	59	36	5
6.4	32	65	3
6.8	13	85	2

Для образцов $(\text{Gd}_{0.85}\text{Zr}_{0.15})(\text{Co}_{0.70}\text{Cu}_{0.09}\text{Fe}_{0.21})_Z$ с $z = 6.0$ и 6.4 удалось построить петли гистерезиса отдельно для структурных составляющих А и В (рис. 3а, 3б, кривые с круглыми и квадратными маркерами соответственно). Для других образцов такие расчеты затруднены слишком малым объемом одной из составляющих. Кроме того, на рисунках 3а, 3б приведены изображения петель гистерезиса образцов,

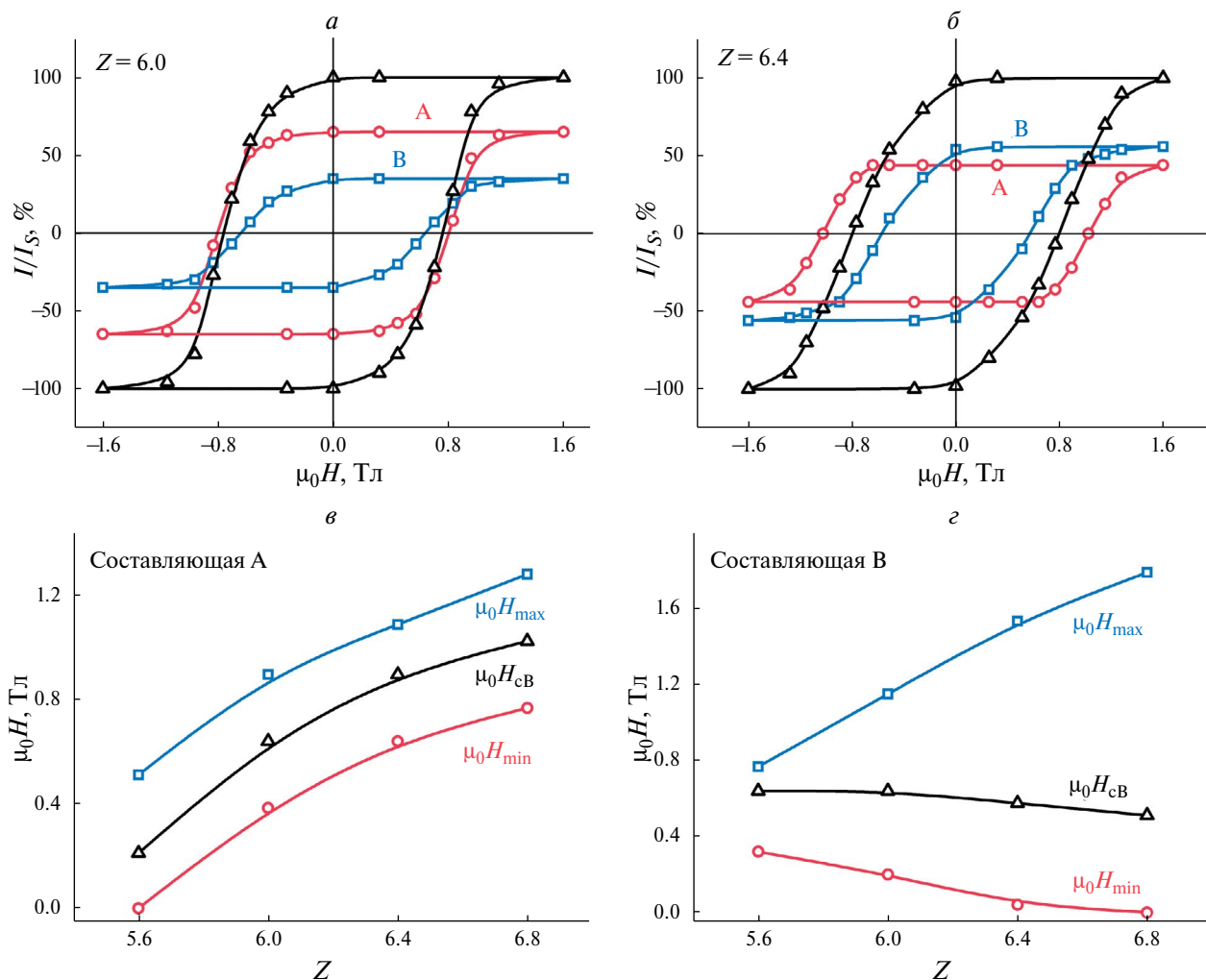


Рис. 3. Изображения петель гистерезиса (а, б) и интервалов локальной коэрцитивности (в, г) структурных составляющих А и В образцов $\text{Gd}_{0.85}\text{Zr}_{0.15}(\text{Co}_{0.70}\text{Cu}_{0.09}\text{Fe}_{0.21})_Z$

полученных методом вибрационного магнитометра непосредственно на исследованных шлифах (рис. 3а и 3б, кривые с треугольными маркерами). Видно, что петли гистерезиса составляющей A имеют более высокую прямоугольность, а петли составляющей B являются более пологими.

На рисунках 3в и 3г приведены зависимости коэрцитивной силы ($\mu_0 H_{cA}$ и $\mu_0 H_{cB}$) и интервалов локальной коэрцитивности доменных границ (от $\mu_0 H_{\min}$ до $\mu_0 H_{\max}$) обеих структурных составляющих от величины стехиометрического соотношения z образцов $(\text{Gd}_{0.85}\text{Zr}_{0.15})(\text{Co}_{0.70}\text{Cu}_{0.09}\text{Fe}_{0.21})_z$. С увеличением z интервал полей перемагничивания составляющей A практически не изменяется по ширине и составляет ~ 0.8 Тл, но растет как нижняя, так и верхняя граница интервала: $\mu_0 H_{\min}$ от 0 до 1.2 Тл, $\mu_0 H_{\max}$ от 0.8 до 2.0 Тл. Коэрцитивная сила составляющей A для всех составов лежит приблизительно посередине интервала коэрцитивности и растет от 0.33 до 1.6 Тл. Интервал коэрцитивности в составляющей B с ростом z сильно расширяется: нижняя граница $\mu_0 H_{\min}$ понижается от 0.8 Тл до 0, верхняя граница $\mu_0 H_{\max}$ повышается от 1.2 до 2.8 Тл. Коэрцитивная сила составляющей B при этом изменяется в небольших пределах от 1.0 до 0.8 Тл.

Полученные результаты расчетов хорошо коррелируют с величиной коэрцитивной силы и формой петель гистерезиса для образцов $(\text{Gd}_{0.85}\text{Zr}_{0.15})(\text{Co}_{0.70}\text{Cu}_{0.09}\text{Fe}_{0.21})_z$. С ростом z от 5.6 до 6.0 петли гистерезиса сохраняют высокую прямоугольность, и величина H_{cI} увеличивается, что связано с преимущественным содержанием в образцах составляющей A . При дальнейшем увеличении z до 6.8 растет объем составляющей B , соответственно, ухудшается прямоугольность петель и падает коэрцитивная сила.

В работе [6] по результатам исследования поведения образцов в полях, ориентированных под углом к ОЛН, сделан вывод о том, что в сплавах Sm-Zr-Co-Cu-Fe реализуется смешанный механизм магнитного гистерезиса: задержка смещения доменных границ на структурных неоднородностях и необратимое вращение вектора I_S в наиболее низкоанизотропных областях структуры.

В данной работе исследовано поведение образцов $\text{Gd}_{0.85}\text{Zr}_{0.15}(\text{Co}_{0.70}\text{Cu}_{0.09}\text{Fe}_{0.21})_z$ в произвольно ориентированных полях. Были измерены размагничивающие части петель гистерезиса образцов при различной ориентации внешнего поля относительно ОЛН. Угол между ОЛН и направлением размагничивающего поля изменялся от 0° до 75° с шагом 15° . Перед каждым измерением образцы намагничивались до насыщения вдоль ОЛН. По точкам пересечения кривых $\phi(H)$ с осью поля определены значения коэрцитивной силы.

На рисунках 4а и 4б показаны построенные угловые зависимости коэрцитивной силы $H_{cI}(\phi)$ и приведенные кривые в координатах $H_{cI}/H_{c0}(\phi)$, где H_{c0} — величина коэрцитивной силы при $\phi = 0^\circ$. В интервале

углов $\phi = 0-75^\circ$ наиболее высокий возрастающий ход имеет кривая $H_{cI}/H_{c0}(\phi)$ для образца с $z = 5.6$. Для остальных образцов кривые — убывающие, самый низкий ход — для образца с $z = 6.4$.

Угловые зависимости коэрцитивной силы всех исследованных образцов имеют аномальный характер — не подчиняются ни закону $1/\cos\phi$, характерному для механизма смещения доменных границ, ни кривой Стонера — Вольфарта для механизма необратимого вращения вектора I_S [14]. Это свидетельствует о смешанном механизме магнитного гистерезиса в исследованных сплавах.

Для подтверждения перемагничивания исследуемых образцов за счет процессов необратимого вращения вектора I_S в наиболее низкоанизотропных областях структуры был проведен следующий эксперимент. Перед каждым измерением образцы $\text{Gd}_{0.85}\text{Zr}_{0.15}(\text{Co}_{0.70}\text{Cu}_{0.09}\text{Fe}_{0.21})_z$ намагничивались до насыщения вдоль ОЛН, затем подвергались воздействию размагничивающего поля конкретной величины от 0 до 2.5 Тл с шагом 0.05–0.1 Тл. Сначала измерялось значение удельной намагниченности вдоль ОЛН — (σ) , затем шток магнитометра поворачивался на угол 45° и возвращался в исходное положение, определялись значения намагниченности после поворота — (σ_{45}) и разность значений $\Delta\sigma = \sigma - \sigma_{45}$. Результаты эксперимента представлены на рисунках 4в и 4г. Видно, что после поворота на 45° дополнительно перемагничивается значительная часть объема образцов, особенно этот эффект значителен для образцов с $z = 6.0$ и 6.4 , для которых кривые $\Delta\sigma/\sigma_S(H)$ имеют высокие максимумы (рис. 4в). Перестройка этих зависимостей в координатах $\Delta\sigma/\sigma_S(H/H_{cI})$ (рис. 4г) показывает, что максимальное дополнительное перемагничивание наблюдается в полях равных коэрцитивной силе образцов.

В теории процессов необратимого вращения вектора намагниченности I_S [15] получена зависимость поля скачка от ориентации внешнего магнитного поля, согласно которой при угле между ОЛН и вектором размагничивающего поля равном 45° поле скачка в два раза меньше аналогичного вдоль ОЛН. В проведенном эксперименте во внешнем поле H при повороте ОЛН образца на 45° дополнительно перемагничиваются те области, в которых поле скачка лежит в интервале полей от H до $2H$.

Полученные экспериментальные данные подтверждают сосуществование двух механизмов перемагничивания в исследованных образцах. При воздействии внешнего поля H вдоль ОЛН в образцах проходят процессы смещения доменных границ и вращение вектора I_S в тех областях, где поля анизотропии H_A не превышают значения H . При дальнейшем воздействии поля под углом $\phi = 45^\circ$ к ОЛН проходят дополнительные процессы необратимого вращения в тех объемах, где $H < H_A < 2H$.

Однако данные, полученные из магнитных измерений, не позволяют определить в какой из структурных

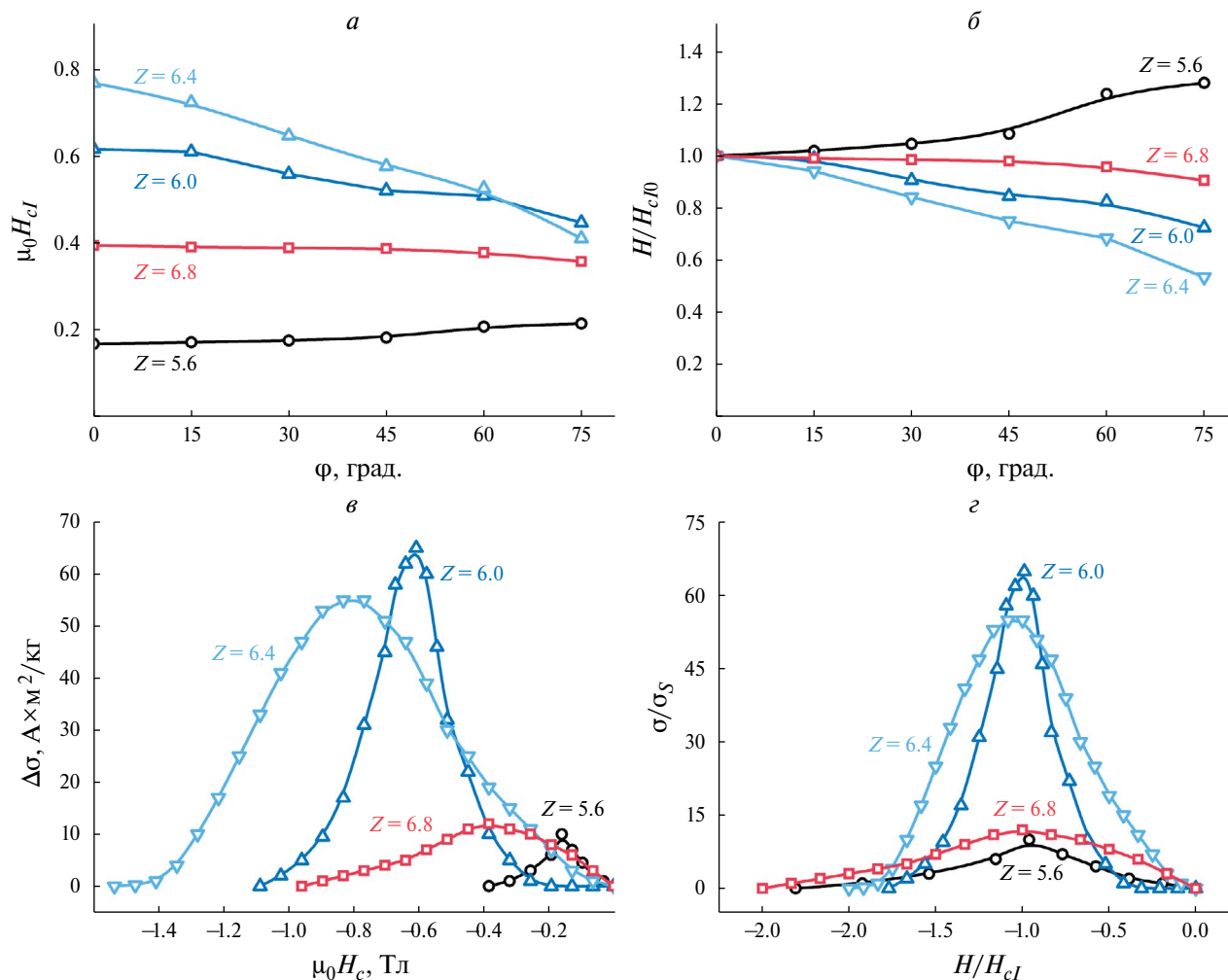


Рис. 4. Угловые зависимости коэрцитивной силы (а, б) и полевые зависимости $\Delta\sigma$ (в, г) для образцов $Gd_{0.85}Zr_{0.15}(Co_{0.70}Cu_{0.09}Fe_{0.21})_Z$.

составляющих образцов происходят дополнительные процессы необратимого вращения вектора $\vec{I}_S$, то есть где находятся наиболее низкоанизотропные области структуры.

В настоящей работе были проведены исследования доменной структуры образцов $(Gd_{0.85}Zr_{0.15})(Co_{0.70}Cu_{0.09}Fe_{0.21})_Z$ с $Z = 6.0$ и 6.4 , которые находились в состоянии остаточной намагниченности после воздействия поля вдоль ОЛН и дополнительного воздействия под углом 45° к ОЛН. Качественно удалось установить, что после дополнительного размагничивания изменяется характер доменной структуры в обеих структурных составляющих: в составляющей А это изменение очень незначительно, а составляющая В заметно перемагничивается. После воздействия размагничивающего поля вдоль ОЛН доменная структура составляющей В, как правило, представляет собой слабо развитую сетку тонких доменов, а после дополнительного воздействия поля под углом 45° к ОЛН объем составляющей В заполняется плотной сеткой доменов.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

На основе результатов исследования можно предложить следующую модель перемагничивания сплавов $(Gd, Zr)(Co, Cu, Fe)_Z$. Составляющая А перемагничивается в относительно узком интервале полей преимущественно по механизму задержки смещения доменных границ на структурных неоднородностях. Центрами задержки являются области, обогащенные медью. В составляющей В большой вклад дают оба механизма гистерезиса. Центральные области «ячеек» — фаза 2:17, обогащенная железом, имеет относительно низкую анизотропию. Именно в этих областях и происходит перемагничивание за счет необратимого вращения вектора $\vec{I}_S$. Лавинного перемагничивания этой составляющей не происходит, потому что существует задержка смещения доменных границ на граничной фазе «ячеек», состав которой близок к $Gd(Co, Cu)_5$. Внутри этой граничной фазы возможно существование прослоек компенсационного состава с очень высокой коэрцитивностью [16].

Перемагничивание этой составляющей происходит в широком интервале полей за счет постепенного перемагничивания «ячеек», с увлечением внешнего поля переключаются «ячейки» со все большими полями анизотропии.

Работа выполнена в рамках государственного задания по научной деятельности № 0817-2023-0006 с использованием ресурсов Центра коллективного пользования Тверского государственного университета.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Coey J.M.D. // Engineering. 2020. V. 6. No. 2. P. 119.
2. Liu S. // Chin. Phys. B. 2019. V. 28. No. 1. Art. No. 017501.
3. Tang W., Zhang Y., Hadjipanayis G.C. // IEEE Trans. Magn. 2000. V. 36. No. 5. P. 3294.
4. Пушкарь Ю.Е., Ляхова М.Б., Бабушкин Ю.В. // Высокочистые вещества. 1988. № 4. С. 164.
5. Rong C., Zhang J., Zhang H. et al. // J. Magn. Magn. Mater. 2004. V. 279. No. 2-3. P. 143.
6. Suponev N.P., Grechishkin R.M., Lyakhova M.B., Pushkar Yu.E // J. Magn. Magn. Mater. 1996. V. 157. P. 376.
7. Lyakhova M.B., Semenova E.M., Ivanov R.P. // Met. Sci. Heat Treat. 2015. V. 56. P. 602.
8. Abhyankar A.C., Gopalan R., Singh A.K. et al. // J. Mater. Sci. 2004. V. 39. P. 3433.
9. Urzhumtsev A., Maltseva V., Volegov A. // J. Magn. Magn. Mater. 2022. V. 551. P. 169143.
10. Лилеев А.С., Пинкас В.В. // Изв. РАН. Сер. физ. 2019. Т. 83. № 7. С. 876; Lileev A.S., Pinkas V.V. // Bull. Russ. Acad. Sci. Phys. 2019. V. 83. No. 7. P. 795.
11. Ляхова М.Б., Семенова Е.М., Супонев Н.П., Иванов Р.П. // Физ.-хим. асп. изуч. класт. нанострукт. и наноматер. 2011. № 3. С. 114.
12. Fidler J., Skalicky P., Rothwarf F. // IEEE Trans. Magn. 1983. V. 19. No. 5. P. 2041.
13. Karpenkov A.Yu., Skokov K.P., Dunaeva G.G. et al. // J. Phys. D. Appl. Phys. 2022. V. 55. Art. No. 455002.
14. Stoner E.C., Wohlfarth E.P. // Phil. Trans. Royal Soc. London. Ser. Sci. Phys. 1948. V. 240-A. No. 826. P. 599.
15. Кринчик Г.С. Физика магнитных явлений. М.: МГУ, 1976. 367 с.
16. Мишин Д.Д., Бирюков В.С., Супонев Н.П. // В кн.: Сплавы редких и тугоплавких металлов с особыми физическими свойствами. М.: Наука, 1979. С. 155.

A mechanism of magnetic hysteresis in heterogeneous Gd-Zr-Co-Cu-Fe alloys

E. M. Semenova^{1,*}, M. B. Lyakhova¹, P. A. Rakunov¹, A. Yu. Karpenkov¹, Yu. V. Konyukhov²

¹Tver State University, Tver, 170100, Russia

²National University of Science and Technology MISIS, Moscow, 119049, Russia

*e-mail: Semenova_E_M@mail.ru

The behavior of the (Gd, Zr)(CoCuFe)_z alloys samples in magnetic fields oriented at different angles to their easy magnetization axis has been studied. The angular dependences of magnetization and coercivity were constructed. The hysteresis loops of the two main structural components of the samples were constructed based on images of the domain structure in demagnetizing fields. An analysis of the obtained results was carried out under assumption of the mixed mechanism of hysteresis in these alloy family.

Keywords: hard magnetic material, mechanism of magnetic hysteresis, magnetic coercivity, angular dependence of magnetic characteristic