

## Влияние термообработок на температурную стабильность магнитных характеристик сплавов Gd–Zr–Co–Cu–Fe

М.И. Талалина,<sup>\*</sup> Г.Г. Дунаева,<sup>†</sup> А.Ю. Карпенков<sup>‡</sup>

*Тверской государственный университет,*

*физико-технический факультет,*

*кафедра физики конденсированного состояния*

*Россия, 170002, Тверь, Садовый пер., д. 35*

(Поступила в редакцию 30.05.2023; подписана в печать 10.10.2023)

В работе проведены систематические исследования структуры и температурной стабильности магнитных свойств образцов сплава  $Gd_{0.81}Zr_{0.19}(Co_{0.7}Cu_{0.1}Fe_{0.2})_{5.16}$  подвергнутых различным режимам термической обработки. Показано, что режимы термообработок определяют параметры наноструктуры и температурную стабильность магнитных свойств исследуемых сплавов. Анализ поверхности образцов сплава  $Gd_{0.81}Zr_{0.19}(Co_{0.7}Cu_{0.1}Fe_{0.2})_{5.16}$  методами атомно-силовой микроскопии показал, что ячеистая наноструктура формируется после отжига при  $800^\circ\text{C}$ , при этом параметр наноструктуры (размер «ячеек») быстро и медленно охлажденного образцов сплава отличаются на 50%. Обнаружено, что как увеличение длительности отжига при  $800^\circ\text{C}$ , так и проведение медленного охлаждения повышает величину коэрцитивной силы образца. В ходе температурных исследований было установлено, что рабочие гистерезисные характеристики (остаточная намагниченность и коэрцитивная сила) исследуемых сплавов имеют температурную стабильность до 500 К ( $227^\circ\text{C}$ ) включительно. Обнаружено, что термоциклирование образца сплава  $Gd_{0.81}Zr_{0.19}(Co_{0.7}Cu_{0.1}Fe_{0.2})_{5.16}$  в диапазоне от 300 до 600 К ( $27\text{--}327^\circ\text{C}$ ) не приводит к изменениям его магнитных свойств при комнатных температурах. Повторная термообработка разрушенного образца, предварительного нагретого до 1000 К ( $727^\circ\text{C}$ ), приводит к частичному восстановлению гистерезисных свойств, изменению фазовых составляющих сплава и разрушению упорядоченности наноструктуры.

PACS: 75.47.Np, 75.50.Ww, 75.50.Gg.

УДК: 537.624.8.

Ключевые слова: высокоанизотропные магнитотвердые сплавы, коэрцитивная сила, температурная стабильность, постоянные магниты.

### ВВЕДЕНИЕ

Материалы для постоянных магнитов с высокими значениями остаточной намагниченности и коэрцитивной силы при высоких температурах требуются для будущих усовершенствованных энергетических систем и других применений [1, 2]. Дисперсионно-твердеющие магнитные материалы на основе сплавов Sm, Gd–Co–Fe–Cu–Zr привлекают значительное внимание из-за их высокой температуры Кюри ( $T_C > 1000$  К) и высокой магнитокристаллической анизотропии. Многоступенчатый процесс термообработки, используемый при производстве указанных материалов, необходим для получения мелкозернистой ячеистой наноструктуры, которая отвечает за высокую коэрцитивную силу и механизм коэрцитивности, преимущественно связанный с процессом задержки смещения доменных границ на структурных неоднородностях [3–6, 13–15].

Регулирование температурного коэффициента остаточной намагниченности  $\alpha = dM_r/dT$  является одним из подходов к улучшению гистерезисных характеристик магнитотвердых материалов при высоких температурах. В кобальтовых магнитах с легкими редко-

земельными металлами (РЗМ) реализуется ферромагнитное упорядочение магнитных моментов подрешеток Co и РЗМ, что сопровождается монотонно уменьшающейся намагниченностью с повышением температуры. Ферромагнитная ориентация магнитных моментов тяжелых РЗМ и Co приводит к увеличению намагниченности в фиксированном диапазоне температур [7–9]. Частичное замещение Sm на тяжелый РЗМ может обеспечивать хорошие свойства с температурной компенсацией, что доказано во многих работах [10–12]. Поиск сплавов на основе системы Gd–Co, которые бы обладали положительными свойствами  $\alpha$  является важной задачей и может быть полезен при проектировании высокотемпературных магнитов. В связи с вышесказанным в данной работе проводилось исследование влияния структурного состояния, зависящего от режимов термических обработок, на температурную стабильность магнитных характеристик высококоэрцитивных сплавов Gd–Zr–Co–Cu–Fe.

### 1. ОБРАЗЦЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ

Объектами исследования в работе стали образцы многокомпонентного сплава  $Gd_{0.81}Zr_{0.19}(Co_{0.7}Cu_{0.1}Fe_{0.2})_{5.16}$ , подвергнутого различным режимам термической обработки. Исходные металлы имели высокую степень чистоты Gd —

\* m.talalina@yandex.ru

† galina\_dunaeva98@mail.ru

‡ karpenkov\_alex@mail.ru

99.76%, Co — 99.99%, Cu — 99.99%, Fe — 99.9 %, Zr — 99.98%. Для получения слитков применялся метод высокочастотной индукционной плавки. Плавка проводилась в атмосфере особо чистого аргона при давлении 0.7 атм. Плавка проводилась в тигле из алунда по специальному режиму. Сначала в тигле расплавлялись Co, Fe и Zr, затем в расплав одновременно добавлялись Gd и Cu, после чего металл в течение 1–2 мин выдерживался в жидком состоянии, чтобы прошло полное перемешивание расплава, и, наконец, слиток охлаждался. Термические обработки сплавов проводились в трубчатой трехзонной печи TZF 15/610, оснащенной восьмисегментным температурным программатором (Великобритания, Carbolite). Перед отжигами кусочки слитка массой 10–20 г заворачивались в железно-никелевую фольгу и помещались в кварцевую ампулу, из которой сначала откачивался воздух до высокого вакуума с последующим заполнением аргоном до давления 0.7 атм.

Рентгенофазовый анализ (РФА) образцов проводился на рентгеновском аппарате «ДРОН-7» модифицированного системой быстрой регистрации на основе линейного стрипового позиционно-чувствительного детектора Mythen 1K (производитель — фирма Dectris Ltd., Швейцария). В качестве источника рентгеновского излучения использовалась рентгеновская трубка с  $\text{CuK}\alpha$ -излучением ( $\lambda = 0.1540598$  нм). Параметры элементарной ячейки определялись по отражениям в области углов  $2\theta = 15^\circ - 105^\circ$ .

Фазовый и химический состав сплавов исследовались на полированных поверхностях образцов на растворяемом электронном микроскопе (РЭМ) JEOL JSM-6610LV. Исследования тонкой структуры (наноструктуры) образцов проводилось контактным методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) на микроскопе NT-MDT Solver Next с использованием кантилевера марки CSG-01 с радиусом закругления иглы 35 нм.

Исследования процессов перемагничивания, а также измерение магнитных характеристик объектов исследования было проведено в открытой магнитной цепи методом вибрационного магнитометра.

Образец сплава  $\text{Gd}_{0.81}\text{Zr}_{0.19}(\text{Co}_{0.7}\text{Cu}_{0.1}\text{Fe}_{0.2})_{5.16}$  после выплавки был взят за образец № 1. В дальнейшем сплав был подвергнут высокотемпературной обработке — гомогенизация при температуре  $1170^\circ\text{C}$  в течение 3 ч, после окончания отжига происходила закалка образца. Гомогенизирующий отжиг привел к выравниванию химического состава по объему сплава и формированию пересыщенных однородных твердые растворов в структурных составляющих образца. После этого был отобран образец № 2. На последующем этапе проводились низкотемпературные обработки (НТО) по двум режимам. В обоих режимах НТО включала в себя изотермический отжиг при температуре  $800^\circ\text{C}$  длительностью 8 (образцы № 3 и № 5), 16 (образцы № 4 и № 6) и 24 ч (образец № 7). Охлаждение после отжига проводилось двумя способами. При НТО-1

сплавы закаливались до комнатной температуры (образцы № 5, № 6), а при НТО-2 — медленно охлаждались до  $400^\circ\text{C}$  со скоростью  $2^\circ\text{C}\cdot\text{мин}^{-1}$  (образцы № 3, № 4, № 7). В результате таких режимов НТО достигались различные структурные состояния образцов, а величина их коэрцитивной силы изменялась в широких пределах.

Образец № 8 был получен из образца № 7 после термоциклирования до температуры 1000 К и последующего восстановительного отжига включающего все стадии ТО образца № 7.

В таблице представлена нумерация образцов исследования и полное описание режимов термических обработок.

## 2. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

С целью изучения фазового состава исследуемых образцов на первом этапе работы были проведены исследования поверхности полированных шлифов на растворяемом электронном микроскопе. На рис. 1 представлены микрофотографии поверхности образцов сплава  $\text{Gd}_{0.81}\text{Zr}_{0.19}(\text{Co}_{0.7}\text{Cu}_{0.1}\text{Fe}_{0.2})_{5.16}$  в исходном состоянии после выплавки (рис. 1, а) и после различных режимов термической обработки (рис. 1, б, в, г, д, е). Хорошо видно, что все образцы содержат структурные составляющие, имеющие одинаковый металлографический контраст. Энергодисперсионный анализ проведенный на образце № 2, который был подвергнут 3 ч отжигу при  $1170^\circ\text{C}$  с последующей закалкой в воду позволил определить химический состав каждой из структурных составляющих сплава, а так же общий химический состав сплава. Полученные результаты указывают, что основной объем образца занимает фаза, представляющая собой пересыщенный раствор со стехиометрией 1:5 (серая составляющая рис. 1, б). Второй по содержанию является фаза со стехиометрией 2:7 (светло-серая фаза рис. 1, б). Третья структурная составляющая представляет собой обедненный раствор на основе фазы 2:17 (темно-серая фаза рис. 1, б). Из данных химического состава установлено, что медью наиболее обогащена фаза со стехиометрией 1:5, в то время как большее содержание Zr имеет фаза 2:7. Общий химический состав сплава был определен как  $\text{Gd}_{0.81}\text{Zr}_{0.19}(\text{Co}_{0.7}\text{Cu}_{0.1}\text{Fe}_{0.2})_{5.16}$ .

Для подтверждения результатов о фазовом составе полученных образцов был проведен РФА. На рис. 2, а представлена рентгеновская дифрактограмма образца № 2. Наложение расчетных спектров и применение метода Ритвельда позволило рассчитать количественное содержание фазовых составляющих: фаза 1:5 — 54.9% ( $a=b=0.49189$  нм,  $c=0.40679$  нм), фаза 2:7 — 37.5% ( $a=b=4.9802$  нм,  $c=3.61815$  нм) и фаза 2:17 — 7.6% ( $a=b=0.86850$  нм,  $c=1.22640$  нм). Расширенные пики на рентгеновских спектрах образцов указывают на наличие тонкой микроструктуры.

Высокое содержание Gd в полученном сплаве приве-

Таблица. Режимы термических обработок образцов исследования

№	Термические обработки
1	Синтез методом индукционной плавки
2	Отжиг при 1170°C (3 ч) обр. № 1 → закалка
3	Отжиг при 800°C (8 ч) обр. № 2 → охлаждение до 400°C (2°C/мин) → отжиг при 400°C (1 ч) → охлаждение до 30°C (7°C/мин)
4	Отжиг при 800°C (16 ч) обр. №2 → охлаждение до 400°C (2°C/мин) → отжиг при 400°C (1 час) → охлаждение до 30°C (7°C/мин)
5	Отжиг при 800°C (8 ч) обр. №2 → закалка
6	Отжиг при 800°C (16 ч) обр. №2 → закалка
7	Отжиг при 800°C (24 ч) обр. №2 → охлаждение до 400°C (2°C/мин) → отжиг при 400°C (1 ч) → охлаждение до 30°C (7°C/мин)
8	Нагрев до 727°C обр. №7 → отжиг при 1170°C (3 ч) → закалка → отжиг при 800°C (24 ч) → охлаждение до 400°C (2°C/мин) → отжиг при 400°C (1 ч) → охлаждение до 30°C (7°C/мин)

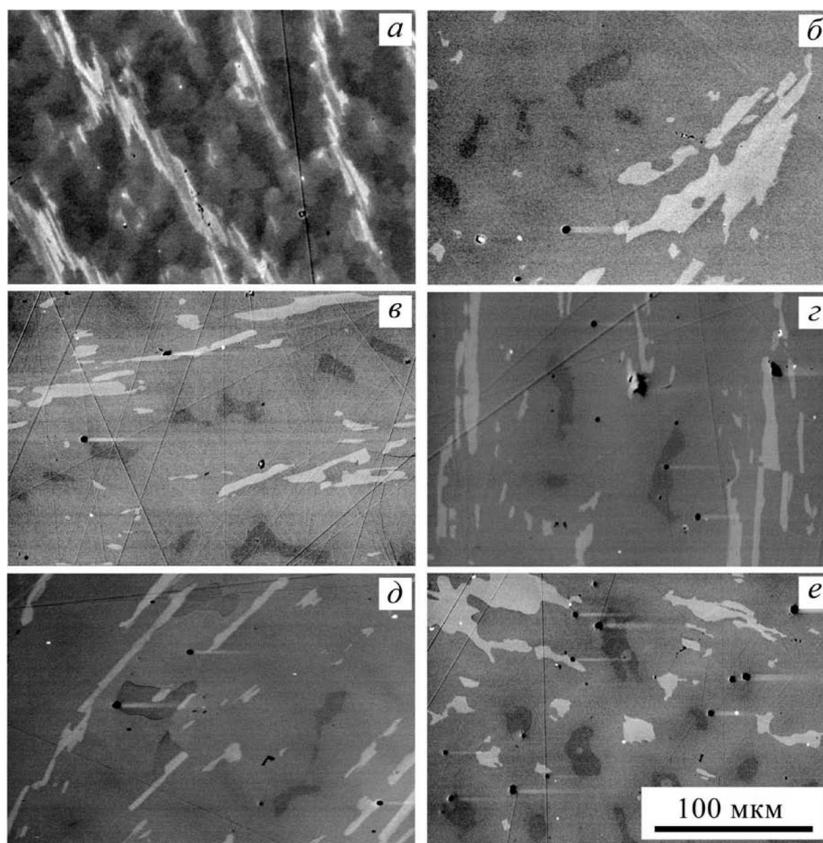


Рис. 1. РЭМ изображения поверхности образцов сплава  $Gd_{0.81}Zr_{0.19}(Co_{0.7}Cu_{0.1}Fe_{0.2})_{5.16}$  после различных режимов термической обработки. Все снимки сняты на одном увеличении

ло к образованию большего количества фазы 1:5. Фазовый и химический состав большинства образцов исследования схож с образцом № 2, что подтверждается микрофотографиями (рис. 1, а, б, в, г, д, е) и данными РФА (рис. 2, б).

Поскольку гистерезисные свойства и стабильность магнитных свойств в широком диапазоне температур исследуемых материалов обусловлены наличием гетерогенной «ячеистой» наноструктуры, на следующем этапе работы были проведены исследование поверх-

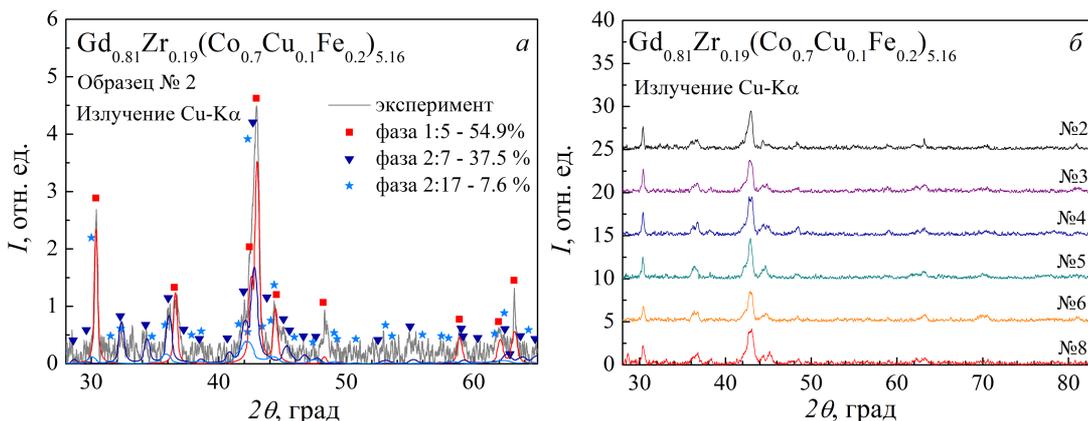


Рис. 2. *a* — Данные рентгенофазового анализа для образца № 2 сплава  $Gd_{0.81}Zr_{0.19}(Co_{0.7}Cu_{0.1}Fe_{0.2})_{5.16}$  с обозначенными рефлексами, соответствующих фазам 1:5, 2:7 и 2:17, *б* — рентгеновские спектры для образцов № 2, № 3, № 4, № 5, № 6 и № 8 сплава  $Gd_{0.81}Zr_{0.19}(Co_{0.7}Cu_{0.1}Fe_{0.2})_{5.16}$

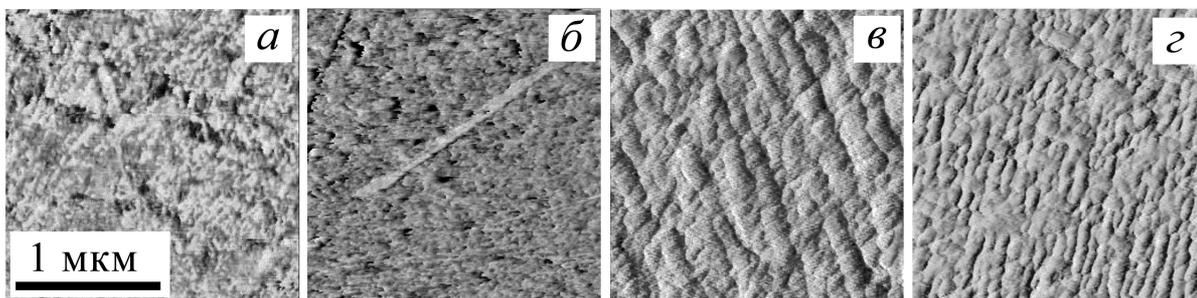


Рис. 3. АСМ изображения поверхности образцов сплава  $Gd_{0.81}Zr_{0.19}(Co_{0.7}Cu_{0.1}Fe_{0.2})_{5.16}$ : *a* — № 1, *б* — № 2, *в* — № 6, *г* — № 7. Размер снимков 2x2 мкм

ности образцов методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) в контактном режиме (рис. 3, *a*, *б*, *в*, *г*).

На АСМ-снимках поверхности исходного образца № 1 (рис. 3, *a*) и образца № 2 (рис. 3, *б*) после высокотемпературного отжига и последующей закалки ячеистая структура не выявлена. Низкотемпературные обработки сплавов приводят к формированию ячеистой структуры, однако параметры наноструктуры (размер «ячеек») быстро (образец № 6 рис. 3, *в*) и медленно охлажденного (образец № 7 рис. 3, *г*) образцов отличаются на 50%. Средний размер ячейки образцов № 6 и № 7 составили около 100 нм и 50 нм соответственно.

Петли гистерезиса для всех образцов представлены на рис. 4. Хорошо видно, что удельная намагниченность насыщения у всех образцов практически одинакова и составляет порядка  $43.6 \text{ Ам}^2/\text{кг}$ , что говорит об их близком химическом и фазовом составе. Установлено, что исходный сплав (образец № 1) и образцы № 2, № 5 и № 6 после процессов быстрого охлаждения являются безгистерезисными, в то время как образцы № 3, № 4 и № 7, полученные в ходе термической обработки с медленным охлаждением, обладают коэрцитивной силой. На вставке

на рис. 4 приведена зависимость коэрцитивной силы от времени отжига при  $800^\circ\text{C}$ .

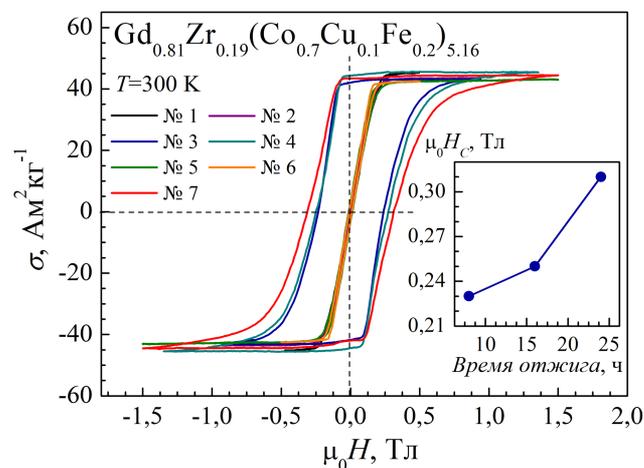


Рис. 4. Петли гистерезиса для образцов сплава  $Gd_{0.81}Zr_{0.19}(Co_{0.7}Cu_{0.1}Fe_{0.2})_{5.16}$ , на вставке представлена зависимость коэрцитивной силы от времени отжига при  $800^\circ\text{C}$  для образцов с медленным охлаждением (№ 3, № 4 и № 7 соответственно)

Необходимо отметить, что ячеистая наноструктура присутствует на всех образцах после низкотемпературного отжига (образцы №3–№ 7) (рис. 3, в, г), однако утверждать, что параметры наноструктуры (размер «ячеек») определяют гистерезисные свойства образцов не совсем корректно. Несмотря на это, в работе было установлена взаимосвязь появления коэрцитивной силы и формирование упорядоченной наноструктуры с размером ячейки менее 80 нм.

Образец № 7, выдерживающийся при температуре 800°C в течении 24 ч, показал лучшие гистерезисные свойства из серии ( $\mu_0 H_C = 0.31$  Тл), в связи с чем дальнейшие исследования температурной стабильности проходили на данном образце.

На первом этапе исследований температурной стабильности состава были измерены полевые зависимости удельной намагниченности при различных температурах вплоть до 1000 К (727°C), графики которых представлены на рис. 5, а. Режим измерения включал в себя следующие процессы: нагрев до заданной температуры → стабилизация температуры → измерение петли гистерезиса. В дальнейшем из полученных кривых были определены значения коэрцитивной силы ( $H_C$ ), остаточной намагниченности ( $\sigma_r$ ) и намагниченности насыщения ( $\sigma_S$ ).

Помимо этого для всех температур были построены размагничивающие части петель гистерезиса в координатах «магнитная индукция  $B$ » — «истинное магнитное поле  $H$ », а также кривые энергетического произведения  $BH(B)$  (рис. 5, б), по которым были определены величины максимального энергетического произведения ( $BH$ ) $_{max}$ .

Температурные зависимости  $H_C(T)$ ,  $\sigma_r(T)$ ,  $\sigma_S(T)$  и  $(BH)_{max}(T)$  представлены на рис. 5, в. Видно, что рабочие гистерезисные характеристики исследуемого сплава сохраняют приемлемые значения до 500 К (227°C) включительно. Помимо этого до температуры 400 К (127°C) сплав показывает положительное значение коэффициента  $\alpha = d\sigma_r/dT$ .

Поскольку в отличие от неодимовых магнитов нагрев исследуемых сплавов до критических температур приводит к необратимому падению гистерезисных свойств, на втором этапе исследований температурной стабильности были проведены измерения петель гистерезиса образца № 7 при комнатной температуре после предварительного нагрева до температур вплоть до 1000 К (727°C) (рис. 6, а). Режим измерения включал в себя следующие процессы: медленный нагрев (10 К/мин) до заданной температуры → охлаждение до 300 К (27°C) → стабилизация температуры → измерение петли гистерезиса.

На рис. 6, б представлены размагничивающие части петель гистерезиса  $B(H)$ , а также кривые энергетического произведения  $BH(B)$ . Из температурных зависимостей  $H_C(T)$ ,  $\sigma_r(T)$ ,  $\sigma_S(T)$  и  $(BH)_{max}(T)$ , полученных из рис. 6, а и представленных на рис. 6, в, установлено, что нагрев сплава до 600 К (327°C) не приводит к изменениям его магнитных свойств при комнат-

ных температурах. Однако нагрев до температур выше 600 К приводит к существенному уменьшению характеристик сплава, а также к его рекристаллизации.

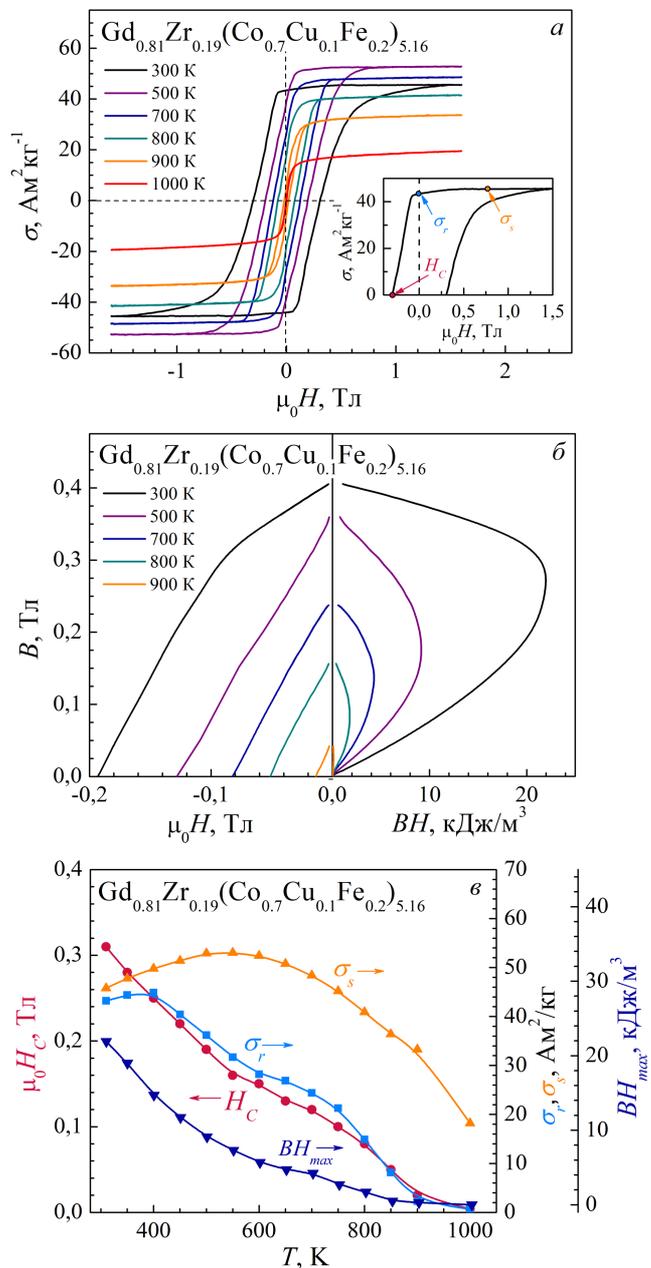


Рис. 5. а — Петли гистерезиса, б — размагничивающие части петель гистерезиса и кривые энергетического произведения, измеренные при разных температурах; в — температурные зависимости коэрцитивной силы, остаточной намагниченности, намагниченности насыщения и максимального энергетического произведения для образца № 7 сплава  $Gd_{0.81}Zr_{0.19}(Co_{0.7}Cu_{0.1}Fe_{0.2})_{5.16}$

На следующем этапе исследований была проведена повторная термообработка деструктурированного образца № 7 сплава по режиму соответствующему лучшим свойствам (исходное состояние образца № 7)

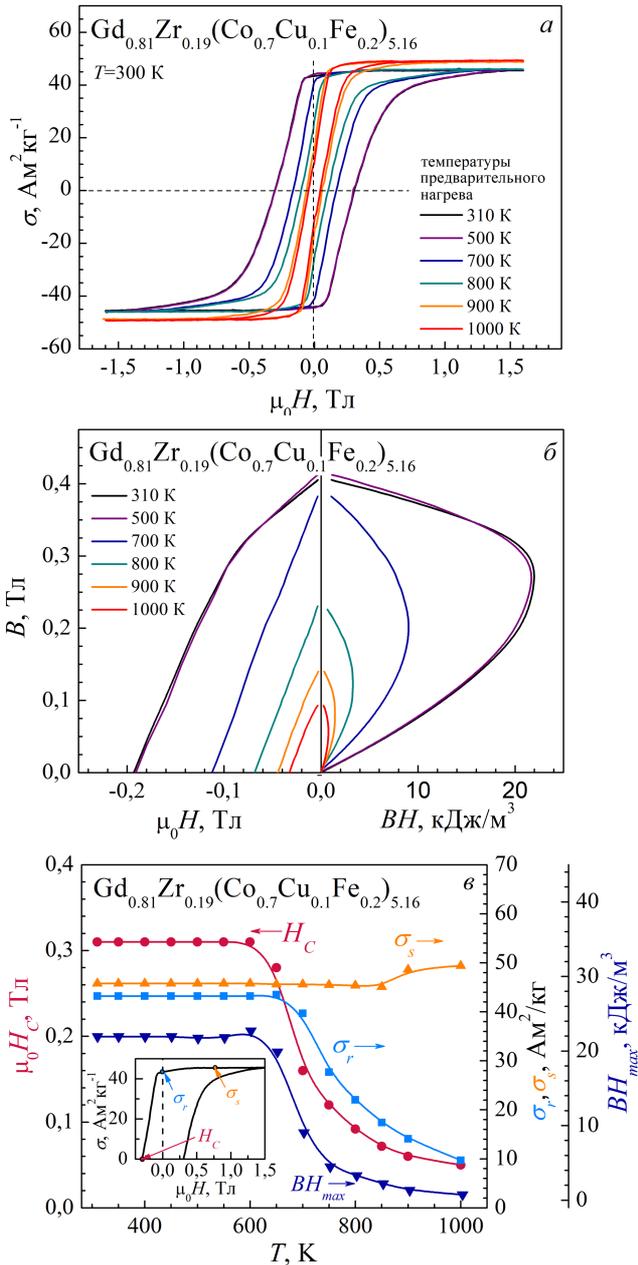


Рис. 6. а – Петли гистерезиса, б – размагничивающие части петель гистерезиса и кривые энергетического произведения, измеренные при 300 К после предварительного нагрева до разных температур; в – температурные зависимости коэрцитивной силы, остаточной намагниченности, намагниченности насыщения и максимального энергетического произведения для образца № 7 сплава  $Gd_{0.81}Zr_{0.19}(Co_{0.7}Cu_{0.1}Fe_{0.2})_{5.16}$

с целью восстановлению характеристик. На снимках электронной микроскопии (рис. 7, б) и атомно-силовой микроскопии (рис. 7, а) поверхности шлифа образца № 8 видно, что термообработка привела к изменению фазовых составляющих и разрушению упорядоченности ячеистой наноструктуры, что привело к изменению магнитных свойств.

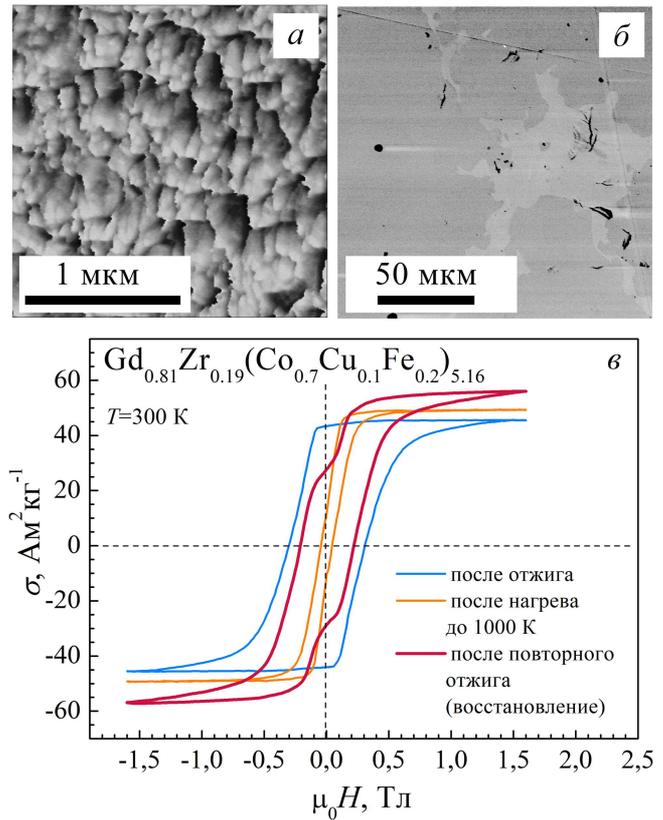


Рис. 7. а – АСМ и б – РЭМ изображения поверхности образца № 8; в – петли гистерезиса медленно охлажденного сплава  $Gd_{0.81}Zr_{0.19}(Co_{0.7}Cu_{0.1}Fe_{0.2})_{5.16}$  в исходном состоянии (образец № 7), после нагрева до 1000 К и после повторной термообработки (образец № 8)

На рис. 7, в представлены петли гистерезиса образца № 7 в исходном состоянии (голубая кривая), после нагрева до 1000 К (727°С) (оранжевая кривая) и образца № 8 после восстановительного отжига.

Установлено, что отжиг деструктурированного образца в виде сферы диаметром 4 мм привел к частичному восстановлению гистерезисных характеристик (67% коэрцитивной силы и 63% остаточной намагниченности от оптимального состояния), однако на петле гистерезиса наблюдается перегиб, предположительно связанный с нарушением обменного взаимодействия внутри «наноячеек» между фазовыми составляющими.

На рис. 8 представлены концентрационные зависимости намагниченности насыщения и коэрцитивной силы сплавов  $Gd_{1-x}Zr_x(Co_{0.70}Cu_{0.09}Fe_{0.21})_z$  [16]. На графике звездами обозначены значения для образца № 7, полученного и исследованного в работе. Не смотря на то, что в процессе подготовки шихты исходного сплава был добавлен излишек Gd, что привело к изменению стехиометрического состава сплава до 1:5.16, проведенные исследования показали, что полученный образец с увеличенным содержанием меди обладает

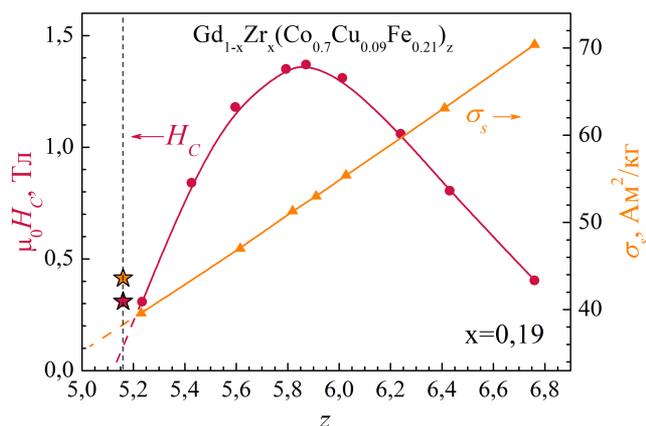


Рис. 8. Концентрационные зависимости намагниченности насыщения и коэрцитивной силы сплавов  $Gd_{1-x}Zr_x(Co_{0.7}Cu_{0.09}Fe_{0.21})_z$ , звездами обозначены значения соответствующих характеристик образца № 7 сплава  $Gd_{0.81}Zr_{0.19}(Co_{0.7}Cu_{0.1}Fe_{0.2})_{5.16}$  [16]

высокими значениями температурной стабильности гистерезисных свойств, а его значения намагниченности насыщения и коэрцитивной силы превосходят значения для сплавов схожего стехиометрического состава.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведенные в работе систематические исследования структуры и температурной стабильности магнитных свойств образцов сплава  $Gd_{0.81}Zr_{0.19}(Co_{0.7}Cu_{0.1}Fe_{0.2})_{5.16}$ , показали, что режимы термообработок определяют температурную стабильность магнитных свойств и параметры наноструктуры, которая, как показали АСМ исследования, формируется после отжига при  $800^\circ\text{C}$ . Установлено, что увеличение длительности отжига при  $800^\circ\text{C}$  с последующим медленным охлаждением повышает величину коэрцитивной силы  $H_C$  исследуемого сплава. Помимо этого до температуры  $127^\circ\text{C}$  сплав показывает положительное значение коэффициента  $\alpha$ . Найденные режимы термических обработок и результаты исследований температурных зависимостей гистерезисных свойств образцов синтезированных сплавов позволяют разработать сплав для производства высокотемпературных постоянных магнитов.

Исследования выполнены при поддержке Минобрнауки РФ в рамках выполнения государственного задания в сфере научной деятельности (проект № 0817-2023-0006). Исследования проведены в Центре коллективного пользования Тверского государственного университета.

- [1] Liu J.F., Zhang Y., Ding Y. et al. // Proc. fifteenth intern. workshop on Rare-Earth Magnets and their applications. Germany, Dresden, 1998. pp. 607–622.
- [2] Hadjipanayis G.C. // J. Appl. Phys. **53**. N 6. 2091. (1984).
- [3] Hadjipanayis G.C., Tang W., Zhang Y. et al. // IEEE Trans. Magn. **36**. 3382. (2000).
- [4] Liu J.F., Chui T., Dimitrov D., Hadjipanayis G.C. // Appl. Phys. Lett. **73**. 3007. (1998).
- [5] Goll D., Kleinschroth I., Sigle W., Kronmuller H. // Appl. Phys. Lett. **76**. 1054. (2000).
- [6] Liu S., Yang J., Doyle G. et al. // J. Appl. Phys. **87**. 6728. (2000).
- [7] Zhang W.Y., Shen B.G., Cheng Z.H. et al. // Appl. Phys. Lett. **79**. 1843. (2001).
- [8] Chen C.H., Gong W., Walmer M.H. et al. // J. Appl. Phys. **91**. 8483. (2022).
- [9] Liu S., Ray A.E., Mildrum H.F. // J. Appl. Phys. **67**. 4975. (1990).
- [10] Rong C., Zhang J., Zhang H. et al. // JMMM. **279**. N 2. 143. (2004).
- [11] Mishra R.K., Thomas G., Yoneyama T. // J. Appl. Phys. **52**. N 3. 2517. (1981).
- [12] Walmer M.S., Chen C.H., Walmer M.H. // IEEE Trans. Magn. **36**. N 5. 3376. (2000).
- [13] Tang W., Zhang Y., Hadjipanayis G.C. // IEEE Trans. Magn. **36**. N 5. 3294. (2000).
- [14] Chen C.H., Walmer M.S., Walmer M.H. et al. // IEEE Trans. Magn. **36**. N 5. 3291. (2000).
- [15] Suponev N P., Grechishrin R.M., Lyakhova M.B., Pushkar Yu.E. // J. Magn. Magn. Mat. **157-158**. 367. (1996).
- [16] Пушкарь Ю.Е., Ляхова М.Б. // Физика магнитных материалов. 1987. С. 118–125.

## Effect of heat treatments on the temperature stability of the magnetic characteristics of Gd–Zr–Co–Cu–Fe alloys

M.I. Talalina<sup>a</sup>, G.G. Dynaeva<sup>b</sup>, A.Yu. Karpenkov<sup>c</sup>

Tver State University, Faculty of Physics and Technology, Tver 170002, Russia  
E-mail: <sup>a</sup>m.talalina@yandex.ru, <sup>b</sup>galina\_dunaeva98@mail.ru, <sup>c</sup>karpenkov\_alex@mail.ru

The structure and temperature stability of the magnetic properties of the  $Gd_{0.81}Zr_{0.19}(Co_{0.7}Cu_{0.1}Fe_{0.2})_{5.16}$  alloys after various heat treatment are investigated. It is shown that the heat treatment regimes determine the parameters of the nanostructure and the temperature stability of the magnetic properties of the alloys. The AFM studies of the surface of the  $Gd_{0.81}Zr_{0.19}(Co_{0.7}Cu_{0.1}Fe_{0.2})_{5.16}$  alloy samples showed that a cellular nanostructure is formed after annealing

at 800°C, while the nanostructure parameter (cell size) of quenched and slowly cooled samples differ by 50%. The temperature specific magnetization studies show that the hysteresis characteristics (remanence magnetization and coercive force) of the alloys have temperature stability up to 500 K (227°C). It was found that thermal cycling of the  $\text{Gd}_{0.81}\text{Zr}_{0.19}(\text{Co}_{0.7}\text{Cu}_{0.1}\text{Fe}_{0.2})_{5.16}$  alloy in the range from 300 to 600 K (27–327°C) does not lead to changes in its magnetic properties at room temperatures. The second full heat treatment of the destructured sample after heating up to 1000 K (727°C), leads to a partial recovery of hysteresis properties, a change in the phase components of the alloy, and the destruction of the order of the nanostructure.

PACS: 75.47.Np, 75.50.Ww, 75.50.Gg.

*Keywords:* highly anisotropic hard magnetic alloys, coercive force, temperature stability, permanent magnets.

*Received 30 May 2023.*

#### **Сведения об авторах**

1. Талалина Марина Игоревна — студентка; e-mail: m.talalina@yandex.ru.
2. Дунаева Галина Григорьевна — ассистент; e-mail: galina\_dunaeva98@mail.ru.
3. Карпенков Алексей Юрьевич — канд. физ.-мат. наук, доцент, доцент; e-mail: karpenkov\_alex@mail.ru.