

СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ

(R, Zr)(Co, Cu, Fe)_z (R = Sm, Gd)

М.Б. Ляхова, Е.М. Семенова, П.А. Ракунов, А.Ю. Карпенков, А.И. Синкевич,
М.В. Фёдоров

ФГБОУ ВО «Тверской государственный университет»

170100, Россия, Тверь, ул. Желябова, 33

semenova_e_m@mail.ru

DOI: 10.26456/pcascnn/2023.15.169

Аннотация: Представлены результаты экспериментального исследования процессов перемагничивания серии многокомпонентных сплавов $(R,Zr)(Co,Cu,Fe)_z$ ($R = Sm, Gd$) с учетом микро- и наноструктуры. Для достижения высококоэрцитивного состояния образцы подвергались изотермическому отжигу при 800°C в течение 8–24 часов. Длительность отжига влияет на формирование наноструктуры сплавов данного типа. По данным магнитных измерений, выполненных методом вибрационного магнитометра, построены петли гистерезиса, зависимости коэрцитивной силы от химического состава и длительности термических обработок, определен интервал изменения температурного коэффициента магнитной индукции в зависимости от относительного содержания Sm и Gd . Данные о микро- и наноструктуре получены методами оптической и сканирующей зондовой микроскопии. Описаны корреляционные соотношения между параметрами микро- и наноструктуры и магнитными свойствами исследованных сплавов. Показано, что наибольшие значения коэрцитивной силы достигаются на составе, где $x=0,5$.

Ключевые слова: редкоземельные интерметаллиды, гистерезис, коэрцитивная сила, намагниченность, микроструктура, наноструктура.

1. Введение

Многочисленные соединения и сплавы на основе редкоземельных интерметаллидов характеризуются уникальными магнитными свойствами (магнитострикция, магнитосопротивление, магнитокалорический эффект и т.д.), которые позволяют использовать их как функциональные магнитные материалы в устройствах автоматики и микроэлектроники [1-3]. Важнейшим применением этих материалов является создание на их основе высокоэнергоемких постоянных магнитов. Среди всего многообразия редкоземельных сплавов, наибольший интерес для получения постоянных магнитов представляют собой многокомпонентные сплавы на основе кобальта типа $(Sm,Zr)(Co,Cu,Fe)_z$, которые наряду с большими значениями максимального энергетического произведения $((BH)_{max} > 240 \text{ кДж/м}^3)$, коэрцитивной силы $(H_{cl} > 2,4 \text{ МА/м}^3)$ и остаточной индукции $(B_r \sim 1,3 \text{ Т})$ характеризуются также высокой температурной стабильностью этих характеристик благодаря величине температуры Кюри $(T_c > 800^\circ\text{C})$ [4-7]. На основе таких сплавов с частичным замещением самария на тяжелые редко-земельные металлы удалось получить магнитные материалы с повышенной температурной стабильностью индукции [4-6].

В настоящее время совершенствование магнитных характеристик магнитотвердых материалов на основе многокомпонентных сплавов типа $(R, Zr)(Co, Cu, Fe)_z$ ведется в двух направлениях: повышения магнитных характеристик и улучшения параметров их температурной стабильности. В связи с этим представляет значительный интерес исследование влияния химического состава и режимов термической обработки на величину и температурное поведение магнитных характеристик сплавов данного типа. В данной работе представлены результаты экспериментальных исследований магнитных характеристик серии многокомпонентных сплавов $(Sm_{1-x}Gd_x)Zr_{0,15}(Co_{0,690}Cu_{0,088}Fe_{0,222})_{6,0}$ ($x = 0; 0,2; 0,4; 0,5; 0,6; 0,8; 1,0$).

2. Объекты и методы исследования

Исходные сплавы $(Sm_{1-x}Gd_x)Zr_{0,15}(Co_{0,690}Cu_{0,088}Fe_{0,222})_{6,0}$ получали методом высокочастотной индукционной плавки в атмосфере аргона. После выплавки слитки обладали гетерогенной микроструктурой. Для формирования коэрцитивного состояния образцы сплавов подвергались термическим обработкам в два этапа: сначала высокотемпературная (ВТО), а затем низкотемпературная обработка (НТО). ВТО представляла собой трехчасовую гомогенизацию при 1170–1175°C с последующей закалкой до комнатной температуры. Результатом такой обработки является формирование пересыщенных однородных твердых растворов в структурных составляющих образцов. НТО включала в себя изотермический отжиг при температуре 800°C в течение $\tau = 8, 16$ и 24 часов и медленное охлаждение до 400°C со средней скоростью 2°C·мин⁻¹. Целью такого варьирования длительности НТО являлось получение различных структурных состояний образцов и соответствующее изменение величины коэрцитивной силы.

Образцы для исследований выкалывались из крупнозернистых слитков и представляли собой одно зерно сплава диаметром 2-3 мм. Магнитные измерения были выполнены на образцах сферической формы методом вибрационного магнитометра в полях до 2,6 МА/м в интервале температур 20–100°C. Намагничивание образцов проводилось в импульсных полях до 8 МА/м. Металлографические шлифы готовились на призматических плоскостях образцов путем механической шлифовки и полировки на алмазных пастах различной крупности. Микроструктура выявлялась методом химического или электрохимического травления и исследовалась на металлографическом микроскопе Neophot 30 (Zeiss) и сканирующем зондовом микроскопе Solver P47 (NT-MDT). Объемное содержание структурных составляющих образцов определялось методами стереометрической металлографии.

В работах [8-11] были представлены результаты исследований

микроструктуры порошковых постоянных магнитов на основе сплавов $(Sm, Zr)(Co, Cu, Fe)_z$ методом просвечивающей электронной микроскопии, где обнаружили в них так называемую «ячеистую» структуру. В литых образцах данного типа методами оптической микроскопии также выявляется гетерогенная структура, образованная по крайней мере, тремя структурными составляющими (А, В, С), две из которых (А и В) занимают практически весь объем сплава [12, 13].

3. Экспериментальные результаты и обсуждение

Металлографические исследования микроструктуры показали, что как после выплавки, так и после термических обработок в сплавах $(Sm_{1-x}Gd_x)Zr_{0,15}(Co_{0,690}Cu_{0,088}Fe_{0,222})_{6,0}$ присутствуют три структурные составляющие. После выплавки в структурных составляющих образцов наблюдаются значительные неоднородности по химическому составу. Гомогенизирующий отжиг и последующая низкотемпературная обработка приводят к формированию равновесной микро- и наноструктуры. Анализ микроструктуры сплавов после низкотемпературных обработок выявил следующие закономерности: во всех образцах наблюдается анизотропная микроструктура из трех структурных составляющих А, В и С (см. рис. 1), аналогичная описанной в работах [12, 13].

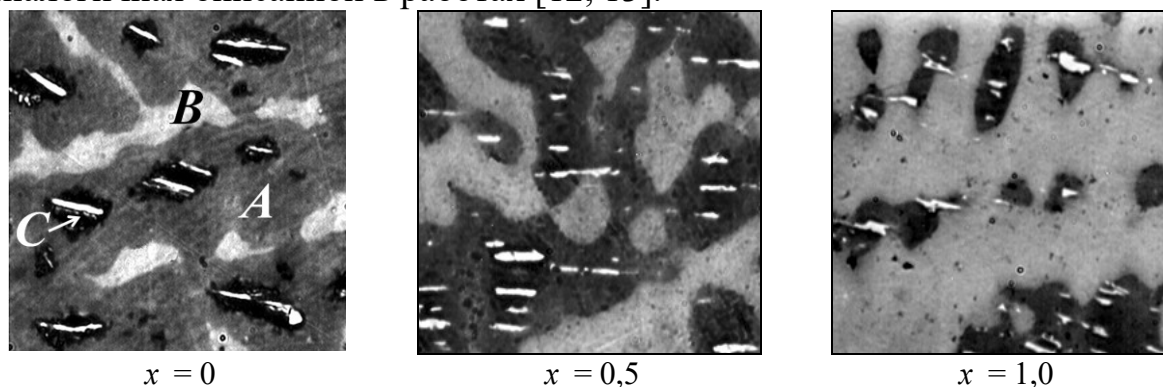


Рис. 1. Микроструктура, выявленная методом химического травления на поверхности металлографических шлифов образцов $(Sm_{1-x}Gd_x)Zr_{0,15}(Co_{0,690}Cu_{0,088}Fe_{0,222})_{6,0}$ после отжига при 800°C в течение 24 часов. Размер изображения – 200×200 мкм.

Объемные соотношения составляющих остаются практически неизменными при увеличении длительности изотермического отжига при 800°C от 8 до 24 часов. Изменение объема тёмной (А) и светлой (В) составляющих микроструктуры для всех составов в процессе отжига не превышает ± 2 об.%. При изменении концентрации гадолиния в интервале $x = 0-1$ наблюдается изменение объема двух основных структурных составляющих А и В на противоположное: в сплаве с самарием ($x = 0$) основной объем занимает составляющая А, в сплаве с гадолинием ($x = 1$) – составляющая В (см. рис. 2). Равенство объемов составляющих А и В

соответствует приблизительно равному содержанию в сплавах самария и гадолиния ($0,5 < x < 0,6$). Объем составляющей С почти не изменяется при варьировании соотношения x и составляет 3–6 об. %.

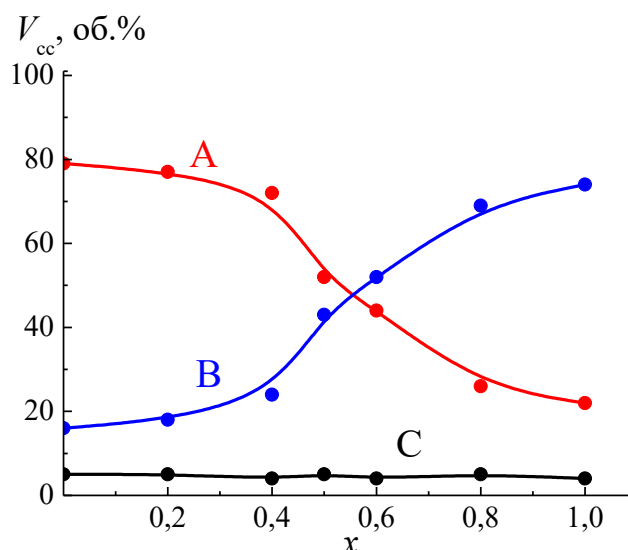


Рис. 2. Относительное содержание структурных составляющих А, В и С в образцах $(Sm_{1-x}Gd_x)Zr_{0,15}(Co_{0,690}Cu_{0,088}Fe_{0,222})_{6,0}$ после отжига при $800^{\circ}C$ в течение 24 часов.

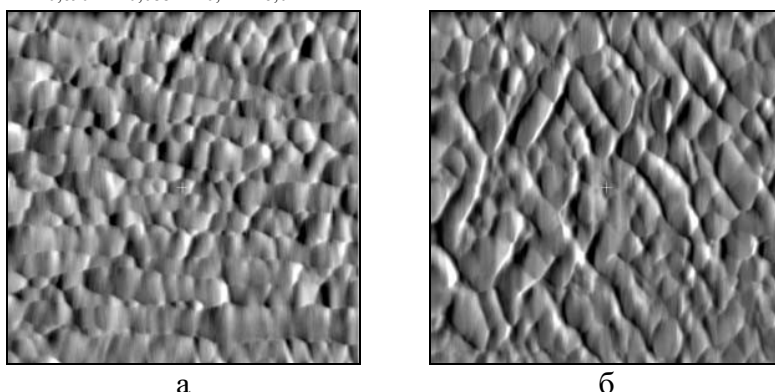


Рис. 3. Типичная наноструктура составляющих А (а) и В (б) образцов сплава $(Sm_{1-x}Gd_x)Zr_{0,15}(Co_{0,690}Cu_{0,088}Fe_{0,222})_{6,0}$ после отжига при $800^{\circ}C$ в течение 24 часов. Размер изображения – 1×1 мкм.

Коэрцитивность в этих сплавах реализуется благодаря наноструктуре составляющих А и В, которая исследовалась на призматических плоскостях образцов $(Sm_{1-x}Gd_x)Zr_{0,15}(Co_{0,690}Cu_{0,088}Fe_{0,222})_{6,0}$ методом контактной атомно-силовой микроскопии. Методика подготовки поверхности в этом случае включала электрохимическое травление, которое позволяло выявить наноструктуру [12]. Установлено, что в основных составляющих А и В образцов в процессе термических обработок формируется наноструктура близкой конфигурации (см. рис. 3). Элементы наноструктуры близки к «ячейкам» в форме параллелепипедов с углами 60° и 120° . Средние размеры «ячеек» изменяются в интервале от 50 до 100 нм в зависимости от химического состава сплава и режима

термических обработок. Во всех исследованных образцах размеры «ячеек» в составляющей В оказались крупнее на 5-10 нм, чем в составляющей А. Значительное укрупнение «ячеек» на 20-30 нм происходит в процессе изотермического отжига при 800°C.

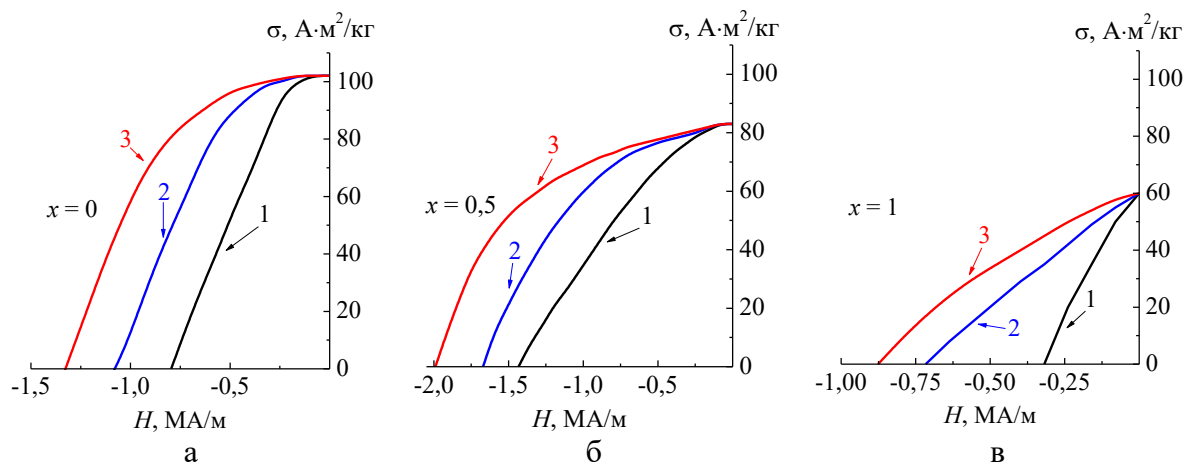


Рис. 4. Размагничивающие части петель гистерезиса образцов сплавов $(Sm_{1-x}Gd_x)Zr_{0,15}(Co_{0,690}Cu_{0,088}Fe_{0,222})_{6,0}$ после отжига при 800°C различной длительности: графики 1 – 8 часов, 2 – 16 часов, 3 – 24 часа.

По данным магнитных измерений гомогенизированные образцы всех исследованных составов характеризуются малыми значениями коэрцитивной силы ($H_{cl} < 50$ кА/м). Увеличение значения H_{cl} происходит в результате отжига. На рис. 4 приведены размагничивающие части петель гистерезиса образцов, подвергнутых отжигам различной длительности ($\tau = 8, 16$ и 24 час). Измерения были выполнены вдоль оси легкого намагничивания. Видно, что в полном соответствии с общей закономерностью, характерной для всех сплавов типа $(R, Zr)(Co, Cu, Fe)_z$ [12-14], в процессе низкотемпературного отжига происходит резкий рост H_{cl} исследованной группы образцов. На рис. 5а представлены зависимости величины коэрцитивной силы от длительности отжига ($H_{cl}(\tau)$), где хорошо видно, что увеличение продолжительности отжига с 8 до 24 часов приводит к росту H_{cl} . Наибольшие значения коэрцитивной силы соответствуют изотермическому отжигу при 800°C в течение 24 часов с последующим медленным охлаждением до 400°C. Последовательное замещение в исследуемых сплавах самария на гадолиний приводит к линейному падению намагниченности насыщения (см. рис. 6 а), при этом изменение коэрцитивной силы не является монотонным (см. рис. 5 б). Максимумы на зависимостях $H_{cl}(x)$ для отжигов различной длительности соответствуют образцам с равным содержанием самария и гадолиния ($x = 0,5$), в которых наблюдается приблизительно одинаковое объемное содержание составляющих А и В (см. рис. 2).

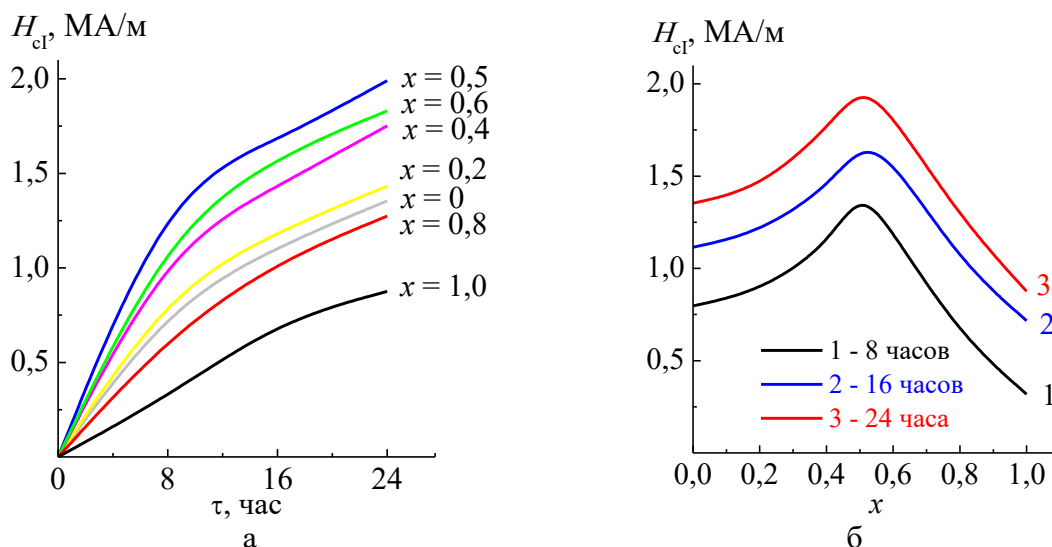


Рис. 5. Зависимости величины коэрцитивной силы образцов сплавов $(Sm_{1-x}Gd_x)Zr_{0,15}(Co_{0,690}Cu_{0,088}Fe_{0,222})_{6,0}$: а – от длительности отжига при $800^{\circ}C$, б – от относительного содержания Sm и Gd.

На основе кривых размагничивания была выполнена оценка величины максимального энергетического произведения $(BH)_{max}$ образцов $(Sm_{1-x}Gd_x)Zr_{0,15}(Co_{0,690}Cu_{0,088}Fe_{0,222})_{6,0}$. На графике (см. рис. 6а) видно, что значение $(BH)_{max}$ линейно уменьшается с ростом содержания в них гадолиния от 235 кДж/м^3 при $x = 0$ до 75 кДж/м^3 при $x = 1$.

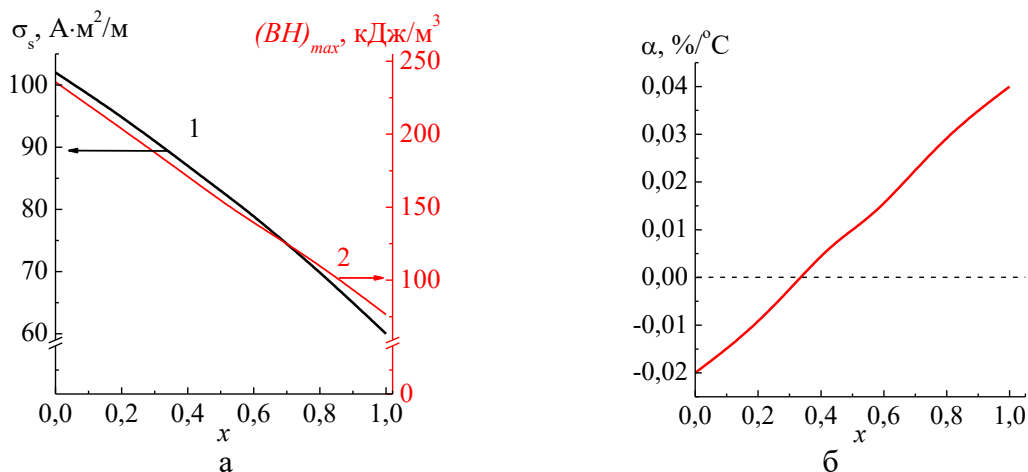


Рис. 6. Концентрационные зависимости: а – удельной намагниченности насыщения $\sigma_s(x)$ и максимального энергетического произведения $(BH)_{max}(x)$; б – температурного коэффициента обратимых изменений остаточной индукции $\alpha(x)$ образцов сплавов $(Sm_{1-x}Gd_x)Zr_{0,15}(Co_{0,690}Cu_{0,088}Fe_{0,222})_{6,0}$ после отжигов при $800^{\circ}C$ различной длительности.

Для всех исследованных образцов был определен температурный коэффициент обратимых изменений остаточной индукции по формуле (1) в интервале температур $\Delta T = 20-100^{\circ}C$. Показано (см. рис. 6 б), что с ростом относительного содержания гадолиния наблюдается практически

линейное увеличение α от отрицательных значений $-0,02 \text{ \%}/^\circ\text{C}$ для ферромагнитного сплава с самарием до положительных $+0,04 \text{ \%}/^\circ\text{C}$ для ферримагнитного сплава с гадолинием. Наилучшая температурная стабильность индукции ($\alpha \approx 0$) соответствует сплаву с концентрацией гадолиния $x \approx 0,3$.

$$\alpha = \sigma^{-1} (\Delta\sigma/\Delta T) \cdot 100\%. \quad (1)$$

Полученные в работе концентрационные зависимости основных магнитных характеристик образцов $(Sm_{1-x}Gd_x)Zr_{0,15}(Co_{0,690}Cu_{0,088}Fe_{0,222})_{6,0}$ позволяют прогнозировать химический состав материалов данной группы с заданными магнитными свойствами и температурной стабильностью.

4. Заключение

Показано, что изотермический отжиг образцов сплавов $(Sm_{1-x}Gd_x)Zr_{0,15}(Co_{0,690}Cu_{0,088}Fe_{0,222})_{6,0}$ ($x = 0; 0,2; 0,4; 0,5; 0,6; 0,8; 1,0$) при 800°C в течение 8-24 часов приводит к формированию микро- и наноструктуры, которая способствует достижению высококоэрцитивного состояния. Длительность отжига влияет на формирование наноструктуры сплавов данного типа, а следовательно, и на величину H_{cl} . Наилучшие результаты по величине коэрцитивной силы были получены на образцах после 24-часового отжига. По данным магнитных измерений, выполненных методом вибрационного магнитометра, построены зависимости коэрцитивной силы от химического состава и длительности термических обработок, определен интервал изменения температурного коэффициента магнитной индукции в зависимости от относительного содержания в образцах Sm и Gd . Установлено, что с ростом x наблюдается увеличение α от $-0,02 \text{ \%}/^\circ\text{C}$ для ферромагнитного сплава с $x=0$ до $+0,04 \text{ \%}/^\circ\text{C}$ для ферримагнитного сплава с $x=1$. Величина $(BH)_{\max}$ уменьшается с ростом содержания гадолиния от $235 \text{ кДж}/\text{м}^3$ при $x = 0$ до $75 \text{ кДж}/\text{м}^3$ при $x = 1$.

Исследования выполнены при поддержке Минобрнауки РФ в рамках выполнения государственного задания в сфере научной деятельности (проект № 0817-2020-0007). Экспериментальные данные получены на оборудовании Лаборатории магнитных материалов ЦКП научной аппаратурой и оборудование ТвГУ.

Библиографический список:

1. **Jha, A.R.** Rare earth materials: properties and applications / A.R. Jha. – Boca Raton, London, New York: CRC Press, 2014. – 371 p.
2. **Koon, N.C.** Giant magnetostriction materials / N.C. Koon, C.M. Williams, B.N. Das // Journal of magnetism and magnetic materials. – 1991. – V. 100. – I. 1-3. – P. 173-185. DOI: 10.1016/0304-8853(91)90819-V.
3. **Karpenkov, D.Y.** Adiabatic temperature change of micro- and nanocrystalline Y_2Fe_{17} heat-exchangers for magnetic cooling / D.Yu Karpenkov, K.P. Skokov, J. Liu et al. // Journal of Alloys and Compounds. – 2016. – V. 668. – P. 40-45. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.01.209.
4. **Coey, J.M.D.** Perspective and prospects for rare earth permanent magnets / J.M.D. Coey // Engineering.

- 2020. – V. 6. – I. 2. – P. 119-131. DOI: 10.1016/j.eng.2018.11.034.
5. **Liu, S.** Sm–Co high-temperature permanent magnet materials // *Chinese Physics B*. – 2019. – V. 28. – I. 1. – Art. №. 017501. – 20 p. DOI: 10.1088/1674-1056/28/1/017501.
6. **Jiang, C.B.** Recent progress in high temperature permanent magnetic materials / C.B. Jiang, S.Z. An // *Rare Metals*. – 2013. – V. 32. – I. 5. – P. 431-440. DOI: 10.1007/s12598-013-0162-6.
7. **Sepehri-Amin, H.** Correlation of microchemistry of cell boundary phase and interface structure to the coercivity of Sm(Co_{0.784}Fe_{0.100}Cu_{0.088}Zr_{0.028})_{7.19} sintered magnets / H. Sepehri-Amin, J. Thielsch, J. Fischbacher et al. // *Acta Materialia*. – 2017. – V. 126. – P. 1-10. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.12.050.
8. **Fidler, G.** High resolution electron study Sm(Co,Fe,Cu,Zr)_{7.5} magnets / G. Fidler, P. Scalicky, F. Rothwarf // *IEEE Transactions on Magnetics*. – 1983. – V. 19. – I. 5. – P. 2041-2043. DOI: 10.1109/TMAG.1983.1062752.
9. **Maury, C.** Genesis of the cell microstructure in the Sm (Co, Fe, Cu, Zr) permanent magnets with 2: 17 type / C. Maury, L. Rabenberg, C.H. Allibert // *Physica Status Solidi (a)*. – 1993. – V. 140. – I. 1. – P. 57-72. DOI: 10.1002/pssa.2211400104.
10. **Pierobon, L.** Temperature dependence of magnetization processes in Sm(Co,Fe,Cu,Zr)_z magnets with different nanoscale microstructures / L. Pierobon, R.E. Schäublin, A. Kovács et al. // *Journal of Applied Physics*. – 2021. – V. 129. – I. 18. – Art. № 183903. – 11 p. DOI: 10.1063/5.0048047.
11. **Wu, H.** Nanoscale short-range ordering induced cellular structure and microchemistry evolution in Sm₂Co₁₇-type magnets / H. Wu, C. Zhang, Z. Liu et al. // *Acta Materialia*. – 2020. – V. 200. – P. 883-892. DOI: 10.1016/j.actamat.2020.09.057.
12. **Semenova, E.M.** Micro- and nanostructures of RCoCuFeZr heterogeneous alloys with high temperature stability / E.M. Semenova, M.B. Lyakhova, A. Ivanova, M.N. Ulyanov // *Materials Science Forum*. – 2016. – V. 845. – P. 46-49. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.845.46.
13. **Ляхова, М.Б.** Влияние наноструктуры на процессы перемагничивания гетерогенных сплавов типа R-Zr-Co-Cu-Fe / М.Б. Ляхова, Е.М. Семенова, Н.П. Супонев, Р.П. Иванов // *Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов*. – 2011. – Вып. 3. – С. 114-119.
14. **Lyakhova, M.B.** Magnetic domain structure and magnetic reversal process of (R,Zr)(Co,Cu,Fe)_z heterogeneous nanocrystalline alloys / M.B. Lyakhova, E.M. Semenova, Yu.G. Pastushenkov et al. // *Solid State Phenomena*. – 2011. – V. 168-169. – P. 400-403. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.168-169.400.

References:

1. Jha A.R. *Rare earth materials: properties and applications*, Boca Raton, London, New York, CRC Press, 2014, 371 p.
2. Koon N.C., Williams C.M., Das B.N. Giant magnetostriction materials, *Journal of magnetism and magnetic materials*, 1991, vol. 100, issue 1-3, pp. 173-185. DOI: 10.1016/0304-8853(91)90819-V.
3. Karpenkov D.Yu, Skokov K.P., Liu J. et al. Adiabatic temperature change of micro-and nanocrystalline Y₂Fe₁₇ heat-exchangers for magnetic cooling, *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, vol. 668, pp. 40-45. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.01.209.
4. Coey J.M.D. Perspective and prospects for rare earth permanent magnets, *Engineering*, 2020, vol. 6, issue 2, pp. 119-131. DOI: 10.1016/j.eng.2018.11.034.
5. Liu S. Sm–Co high-temperature permanent magnet materials, *Chinese Physics B*, 2019, vol. 28, issue 1, art. no. 017501. – 20 p. DOI: 10.1088/1674-1056/28/1/017501.
6. Jiang C.B., An S.Z. Recent progress in high temperature permanent magnetic materials, *Rare Metals*, 2013, vol. 32, issue 5, pp. 431-440. DOI: 10.1007/s12598-013-0162-6.
7. Sepehri-Amin H., Thielsch J., Fischbacher J. et al. Correlation of microchemistry of cell boundary phase and interface structure to the coercivity of Sm(Co_{0.784}Fe_{0.100}Cu_{0.088}Zr_{0.028})_{7.19} sintered magnets, *Acta Materialia*, 2017, vol. 126, pp. 1-10. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.12.050.
8. Fidler G., Scalicky P., Rothwarf F. High resolution electron study Sm(Co,Fe,Cu,Zr)_{7.5} magnets, *IEEE Transactions on Magnetics*, 1983, vol. 19, issue 5, pp. 2041-2043. DOI: 10.1109/TMAG.1983.1062752.
9. Maury C., Rabenberg L., Allibert C.H. Genesis of the cell microstructure in the Sm (Co, Fe, Cu, Zr) permanent magnets with 2: 17 type, *Physica Status Solidi (a)*, 1993, vol. 140, issue 1, pp. 57-72. DOI: 10.1002/pssa.2211400104.
10. Pierobon L., Schäublin R.E., Kovács A. et al. Temperature dependence of magnetization processes in Sm(Co,Fe,Cu,Zr)_z magnets with different nanoscale microstructures, *Journal of Applied Physics*, 2021, vol. 129, issue 18, art. no 183903, 11 p. DOI: 10.1063/5.0048047.
11. Wu H., Zhang C., Liu Z. et al. Nanoscale short-range ordering induced cellular structure and microchemistry evolution in Sm₂Co₁₇-type magnets, *Acta Materialia*, 2020, vol. 200, pp. 883-892. DOI: 10.1016/j.actamat.2020.09.057.
12. Semenova E.M., Lyakhova M.B., Ivanova A., Ulyanov M.N. Micro- and nanostructures of RCoCuFeZr

heterogeneous alloys with high temperature stability, *Materials Science Forum*, 2016, vol. 845, pp. 46-49. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.845.46.

13. Lyakhova M.B., Semenova E.M., Suponev N.P., Ivanov R.P. Vliyanie nanostruktury na protsessy peremagnichivaniya geterogennykh splavov tipa R-Zr-Co-Cu-Fe [The influence of nanostructure on the magnetization reversal processes in heterogeneous R-Zr-Co-Cu-Fe alloys] *Fiziko-khimicheskie aspekty izucheniya klasterov, nanostruktur i nanomaterialov [Physical and chemical aspects of the study of clusters, nanostructures and nanomaterials]*, 2011, issue 3, pp. 114-119.

14. Lyakhova M.B., Semenova E.M., Pastushenkov Yu.G. et al. Magnetic domain structure and magnetic reversal process of (R,Zr)(Co,Cu,Fe)_z heterogeneous nanocrystalline alloys, *Solid State Phenomena*, 2011, vol. 168-169, pp. 400-403. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.168-169.400.

Original paper

HYSTERESIS STRUCTURE AND MAGNETIC PROPERTIES OF (R, Zr)(Co, Cu, Fe)_z (R = Sm, Gd) ALLOYS

M.B. Lyakhova, E.M. Semenova, P.A. Rakunov, A.Yu. Karpenkov, A.I. Sinkevich, M.V. Fedorov
Tver State University, Tver, Russia

DOI: 10.26456/pcascnn/2023.15.169

Abstract: The results of an experimental study of magnetization reversal processes of (R,Zr)(Co,Cu,Fe)_z (R = Sm, Gd) alloys taking into account micro- and nanostructure are presented. To create a highly coercive state in the samples, they were isothermally annealed at 800°C for 8-24 hours. The duration of annealing affects the formation of the nanostructure of alloys of this type. Based on magnetic measurements performed using a vibration magnetometer, magnetic hysteresis loops and graphs of the dependence of the coercive force on the chemical composition and duration of heat treatments were obtained, and the range of changes in the temperature coefficient of magnetic induction was determined depending on the relative content of Sm and Gd in the samples. Data on micro- and nanostructure were obtained using optical and scanning probe microscopy. The correlation relationships between the micro- and nanostructure parameters and the magnetic properties of the studied alloys are described. It was found that the highest values of the coercive force are achieved in an alloy in which the value is $x = 0,5$.

Keywords: rare earth intermetallic compounds, hysteresis, coercive force, magnetization, microstructure, nanostructure.

Ляхова Марина Борисовна – к.ф.-м.н., доцент, научный сотрудник ЦКП ФГБОУ ВО «Тверской государственный университет»

Семенова Елена Михайловна – к.ф.-м.н., доцент кафедры физики конденсированного состояния, ФГБОУ ВО «Тверской государственный университет»

Ракунов Павел Андреевич – аспирант 2 года обучения, ассистент кафедры физики конденсированного состояния, ФГБОУ ВО «Тверской государственный университет»

Карпенков Алексей Юрьевич – к.ф.-м.н., доцент кафедры физики конденсированного состояния, ФГБОУ ВО «Тверской государственный университет»

Синкевич Артем Игоревич – аспирант 3 года обучения, ассистент кафедры физики конденсированного состояния, ФГБОУ ВО «Тверской государственный университет»

Фёдоров Максим Витальевич – студент 2 курса магистратуры, физико-технический факультет, ФГБОУ ВО «Тверской государственный университет»

Marina B. Lyakhova – Ph. D., Researcher, Condensed Matter Physics Department, Tver State University

Elena M. Semenova – Ph. D., Docent, Condensed Matter Physics Department, Tver State University

Pavel A. Rakunov – 2nd year postgraduate student, Assistant, Condensed Matter Physic Department, Tver State University

Alexey Yu. Karpenkov – Ph. D., Docent, Condensed Matter Physics Department, Tver State University

Artem I. Sinkevich – 3rd year postgraduate student, Assistant, Condensed Matter Physic Department, Tver State University

Maxim V. Fedorov – 2nd year master student, Faculty of Physics and Technology, Tver State University

Поступила в редакцию/received: 10.09.2023; после рецензирования/revised: 16.10.2023; принята/accepted: 20.10.2023.