
Научная статья

УДК 621.318.2

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-75-90

ЛАЗЕРНАЯ МОДИФИКАЦИЯ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ МАГНИТНЫХ СПЛАВОВ (обзор)

Р.Б. Моргунов¹, Д.В. Королев¹, Р.А. Валеев¹, В.П. Пискорский¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Проведен анализ физико-химических процессов при лазерной обработке магнитных материалов. Показано, что не только длительность лазерного импульса и его мощность (главные параметры, обычно принимаемые во внимание при лазерной модификации микроструктуры материала), но и длина волны, поляризация света могут влиять на результат лазерной обработки. Локальная температура, вызванная лазерным облучением, зависит как от размеров облучаемого объекта, его химического состава, теплоемкости и теплопроводности материала, так и от скорости обмена энергией между тепловыми резервуарами, связанными с атомной, электронной и спиновой подсистемами магнита.

Ключевые слова: магнитные материалы, постоянные магниты, лазерная обработка, селективное лазерное сплавление, магнитные свойства, микромагниты

Для цитирования: Моргунов Р.Б., Королев Д.В., Валеев Р.А., Пискорский В.П. Лазерная модификация редкоземельных магнитных сплавов (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 3 (109). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-75-90.

Scientific article

LASER MODIFICATION OF RARE EARTH MAGNETIC ALLOYS (review)

R.B. Morgunov¹, D.V. Korolev¹, R.A. Valeev¹, V.P. Piskorsky¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. Analyzes the physico-chemical processes in the laser processing of magnetic materials. It is shown that not only the duration of the laser pulse and its power (the main parameters usually taken into account when laser modification of the microstructure of the material), but also the wavelength, polarization of light can affect the result of laser processing. The local temperature caused by laser irradiation depends both on the size of the irradiated object, its chemical composition, heat capacity and thermal conductivity of the material, and on the rate of energy exchange between thermal reservoirs associated with the atomic, electron and spin sub-systems of the magnet.

Keywords: magnetic materials, permanent magnets, laser processing, selective laser sintering, magnetic properties, micromagnets

For citation: Morgunov R.B., Korolev D.V., Valeev R.A., Piskorsky V.P. Laser modification of rare earth magnetic alloys (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 3 (109), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-75-90.

Введение

Влияние лазерного излучения на свойства магнитных материалов изучается достаточно давно. Развитие миниатюрных устройств вызвало повышенный интерес к исследованиям в данном научно-техническом направлении. Возможность управления локальностью лазерного импульса и отсутствие «загрязнения» при его воздействии на материал (в отличие от традиционных методов механического и теплового воздействий) позволило модифицировать магнитные материалы в микронных масштабах и создавать на их основе устройства сложной геометрической формы. Развивающиеся технологии лазерной 3D-печати и открытие нетермических методов изменения намагниченности объектов нано- и микронного масштаба высокоскоростным (фемтосекунды) лазерным облучением открывает новые направления по оптическому переключению намагниченности, а также синтезу и модификации магнитных материалов. Современные лазерные устройства перестали быть эксклюзивными установками лабораторного типа и в настоящее время широко используются в промышленном и коммерческом секторах экономики, что позволило развивать новые методики по программируемой цифровой обработке металлов и сплавов. Большая часть работ по данному вопросу относится к исследованию процессов формирования металлических микро- и наноизделий и исследованию их механических свойств [1]. Работ по исследованию магнитных свойств материалов, облученных лазером, значительно меньше. Поэтому в данном исследовании рассмотрены вопросы влияния лазерного облучения на магнитные свойства материалов как следствие термического нагрева и модификации микроструктуры материала, а также переключения намагниченности вследствие оптического взаимодействия лазерного луча с магнитной средой. Исследования в данной области могут послужить развитию новых материалов и технологий [2–4].

Лазерный нагрев магнитных материалов

Микро- и наноразмеры магнитных изделий накладывают ограничения по масштабируемости магнитных свойств из-за перераспределения магнитоупругой энергии, энергии Зеемана и поверхностной энергии в свободную энергию изделия. Поэтому лазерное воздействие на «микромагнит» со структурой, фазовым и химическим составами, как и для макроскопического образца, дает абсолютно противоположные результаты. Данное обстоятельство возможно еще и вследствие одновременного протекания большого количества конкурирующих процессов фазовых превращений, реализация которых зависит от продолжительности их протекания, скорости изменения температуры и ее градиента как движущей силы [5, 6]. В микроразмерных объектах фазообразование может быть более разнообразным, так как скорость изменения температуры отличается на несколько порядков величины, что может приводить к другому сценарию формирования магнитных фаз. Обзоры различных методов 3D-печати представлены в работах [7–12]. Например, в работе [13] показаны результаты селективного лазерного выращивания постоянных магнитов NdFeB. С помощью цифровой настройки параметров процесса (скорость движения, фокус и мощность лазерного импульса) и контроля толщины порошкового слоя при сплавлении удалось получить заданное распределение сетки зернистостью 1 мм со свойствами, недостижимыми классическими технологическими методами изготовления постоянных магнитов. При этом термическая обработка изготовленного сложнопрофильного постоянного магнита не потребовалась. Необходимо отметить, что данный результат получен благодаря малым размерам образца. Именно высокая скорость охлаждения микроскопического объема расплава необходима для протекания перитектической реакции и кристаллизации интерметаллического соединения $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ с тетрагональной структурой кристаллической ячейки основной магнитной фазы с размером зерна, определяющим однодоменное состояние, при котором коэрцитивная сила максимальна. Ширина магнитного гистерезиса 3D-напечатанных образцов при нормальных условиях (комнатная температура) близка для образцов магнитоластов, изготовленных из того же порошка сплава. При температурах, меньше комнатной, величина остаточной индукции оказалась немного больше по

сравнению с аналогичной характеристикой для литых под давлением эталонов и значительно больше – для поликристаллических образцов постоянных магнитов, изготовленных по методу порошковой металлургии с использованием того же порошка. Температурная зависимость максимального энергетического произведения $(BH)_{\max}$ магнитного материала для лазерного спекания и образцов, полученных с помощью 3D-печати, требует дополнительных исследований из-за небольших искажений кристаллической решетки при быстром охлаждении расплава. Образование включений фазы α -Fe в настоящее время является еще одним ограничением по достижению максимальной «жесткости» выращенных магнитов NdFeB и требует специальной оптимизации химического состава сплава исходного порошка и подбора технологических параметров лазерной печати. Однако перспективы использования лазерной печати, позволяющей достигать высоких скоростей нагрева/охлаждения, а также возможность программируемого формирования магнитов «свободной формы» уже обеспечивают дальнейший научно-технический прогресс в миниатюризации и увеличении эффективности постоянных магнитов на основе сплавов RE–TM–B (RE – редкоземельные металлы, TM – переходные металлы, B – бор), а также их интеграцию в электронные и электромеханические устройства. Представленные в научно-технической литературе результаты по лазерной 3D-печати микромагнитов и повышению их основных магнитных характеристик уже позволяют сделать вывод, что возможна модификация химического состава сплава NdFeB другими редкоземельными металлами, что (как известно для спеченных постоянных магнитов данной системы) может дополнительно повысить значения магнитной анизотропии и температурной стабильности лазерноспеченных магнитов. В дополнение к этому впервые изготовлены образцы с признаками кристаллографического текстурирования в микроструктуре образцов, которое, предположительно, обусловлено высоким градиентом температуры, возникающим между спеченным и спекаемым слоями. Как указывалось ранее, данный градиент температуры возникает в результате высоких скоростей локального разогрева материала. За короткий промежуток времени в результате высокоэнергетического воздействия лазерным импульсом диссипация тепловой энергии происходит лишь на ограниченном участке микронных размеров – не многим больше, чем величина фокусного пятна луча лазера. Это, в свою очередь, может быть использовано для 3D-выращивания анизотропных магнитов и, соответственно, повышения их магнитных характеристик (рис. 1).

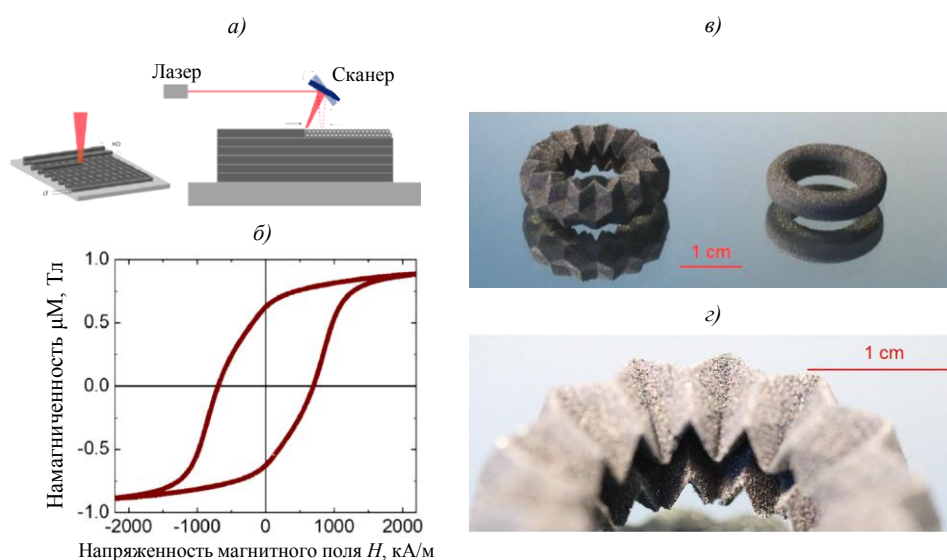


Рис. 1. Схематическое изображение метода 3D-печати изготовления магнита (а), петля полного магнитного гистерезиса для 3D-печатного образца ($10 \times 10 \times 10$ мм) с $H_c = 695$ кА/м и $B_r = 0,62$ Тл (μ_0 – магнитная проницаемость вакуума) при комнатной температуре (б) и фотографии напечатанных магнитов различных форм (в). Левый объект имеет внутренний канал, который добавляет новую функциональность – канал охлаждения (з) [13]

Лазерной обработке постоянных магнитов из сплава NdFeB посвящена работа [14]. Исследовано влияние лазерного импульса длительностью в миллисекунды на изменение микроструктуры быстрозакаленных аморфных микрополосок (ribbons) из сплава NdFeB стехиометрического состава. Исследуемые микрополоски имели толщину 30 мкм и площадь поверхности 2 мм². В работе [14] рассчитана глубина термодиффузии с использованием коэффициента диффузии $\alpha = 2,37 \cdot 10^{-6}$ м²/с и временем диффузии $t = 20$ нс, равным длительности лазерного воздействия в одном импульсе. На основе этих данных глубина термической диффузии составит $L_{\text{диф}} = (4\alpha \cdot t)^{1/2} = 0,43$ мкм. При увеличении длительности импульса до 1 мс глубина прогрева увеличивается до 97,36 мкм. Данное расстояние значительно больше размеров микрополосок, исследуемых в работе [14]. Предполагая, что для сплава PrDyFeCoV константа α незначительно отличается от константы термической диффузии для сплава NdFeB, можно рассчитать глубину термической диффузии для облученных одиночным лазерным импульсом длительностью 120 нс быстрозакаленных микропроводов из сплава PrDyFeCoV, исследованных в работе [15]. Диаметр рассматриваемых микропроводов составлял 50 мкм, соответственно глубина термической диффузии составит $L_{\text{диф}} = (4\alpha \cdot t)^{1/2} = 1,06$ мкм, что значительно меньше поперечного сечения микропровода. Необходимо также отметить, что длительность температурного импульса всегда сопоставима с длительностью импульса лазера. В работе [14] представлена температурная зависимость облученной лазером области сплава от продолжительности лазерного импульса (рис. 2, а). Температуру контролировали с помощью пирометра. Подобный результат (рис. 2, б) получен при нагревании более короткими импульсами, как спрогнозировано с помощью теоретического анализа в работе [16]. При этом глубина прогрева может меняться в несколько раз – в зависимости от того, какова окружающая среда взаимодействия (рис. 2, в).

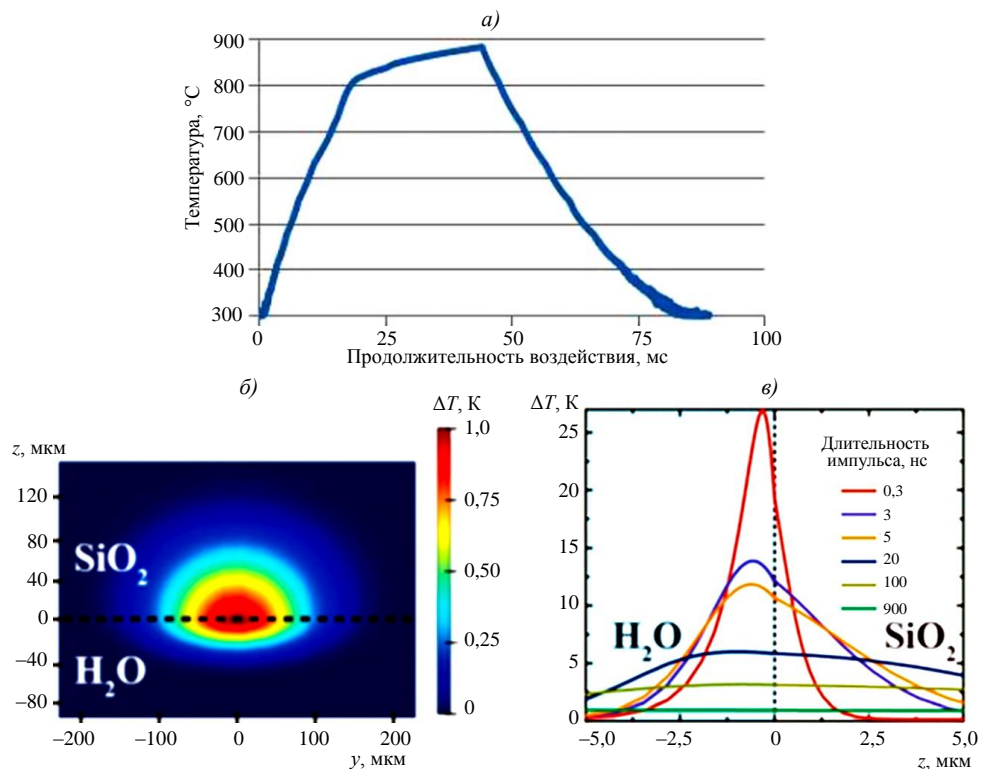


Рис. 2. Временная зависимость температуры при облучении импульсом длительностью 50 мс (а) [14], расчетное распределение относительного изменения температуры при облучении лазером поверхности с металлическим взаимодействием при наличии подложки из оксида кремния или воды (нижняя часть рисунка) (б) [16] и распределение температуры на металлической границе с оксидом кремния или водой в зависимости от длительности импульса (в) [16]

В результате лазерного облучения быстрозакаленных чешуек NdFeB в работе [14] указывается, что фаза железа кристаллизуется раньше, чем основная магнитная фаза, определяющая магнитные свойства. Однако показано, что данные включения «магнитомягкой» фазы α -Fe могут создавать границы обменного взаимодействия с фазами, содержащими редкоземельные ионы, что приводит к неколлинеарной намагниченности (рис. 3, а).

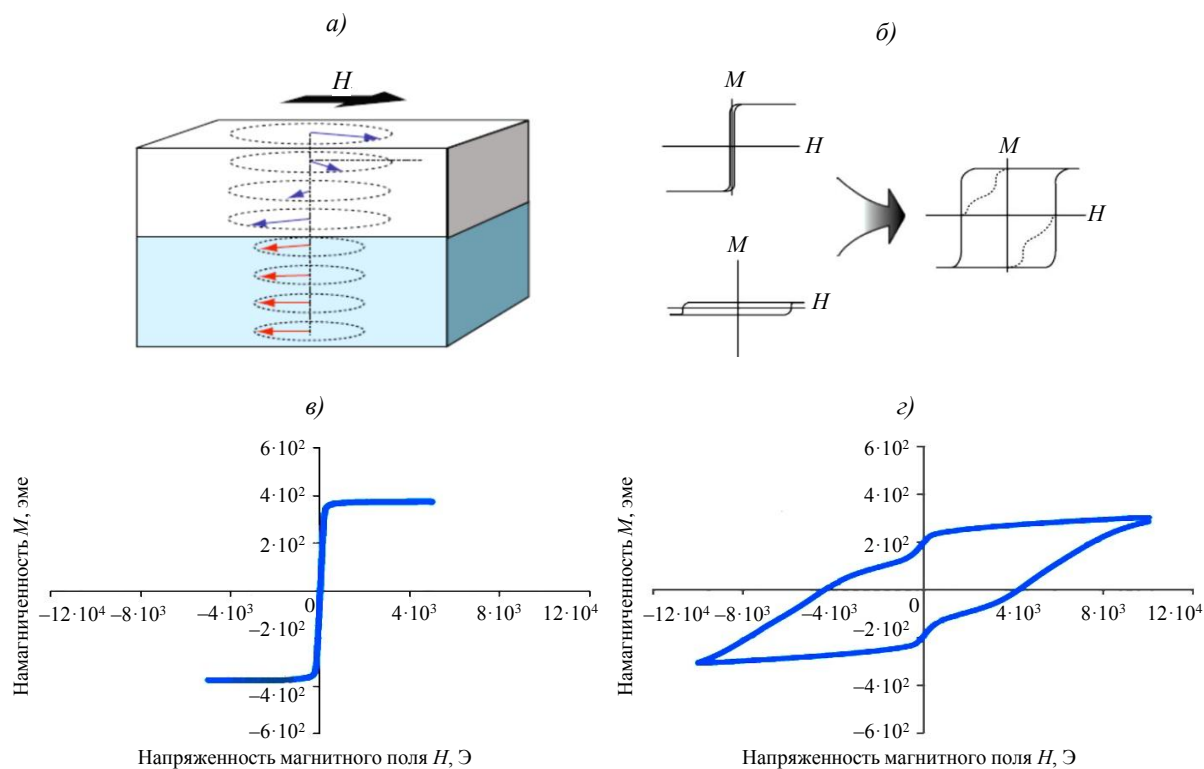


Рис. 3. Схема спиновой конфигурации на границе α -Fe/(NdFeB) (а) и модель сложной петли гистерезиса, суммирующей вклады «магнитомягкого» железа и «магнито жесткой» фазы 2-14-1 (б), а также экспериментально полученные петли магнитного гистерезиса аморфного сплава NdFeB до (в) и после лазерного облучения (з) [14]

Присутствие «магнитомягкой» фазы железа с величиной константы анизотропии на два порядка меньшей ($k_1 \approx 10^4$ Дж/м³), чем для редкоземельной фазы Nd₂Fe₁₄B ($k_1 \approx 10^6$ Дж/м³), дает вклад в петлю магнитного гистерезиса, делая ее составной, с прогибом при низких полях измерения (рис. 3, в). На рис. 3, б представлена петля магнитного гистерезиса, измеренная на исходном материале – быстрозакаленных аморфных чешуйках сплава NdFeB. В аморфном состоянии сплав обладает очень низкой коэрцитивной силой. В результате лазерного облучения (мощность 180 Вт, длина волны 1,08 мкм, длительность 50 мс) происходит кристаллизация материала из аморфного состояния с образованием «магнито жесткой» фазы Nd₂Fe₁₄B и фазы железа, что отражается на петле гистерезиса с значительно возросшей коэрцитивной силой (рис. 3, з). Измерения петли гистерезиса в работе [14] проводили на разных образцах. Несомненно, что аморфный образец с узкой петлей не мог показать случайно широкую петлю в результате разброса значений от образца к образцу. Однако остальные петли гистерезиса (широкие) на облученных образцах при близких значениях коэрцитивной силы оказываются с разным вкладом «магнитомягкой» фазы, что авторы работы [14] интерпретируют как результат вариаций температуры, измеряемой пирометром. Однако такие

изменения магнитных свойств от образца к образцу могут возникать даже в образцах, отожженных в вакуумной печи в одинаковых условиях. Поэтому эксперимент в работе [15] проведен с учетом этого недостатка, и влияние лазерного воздействия на магнитные свойства исследовалось на одном и том же образце быстрозакаленного микропровода. Необходимо также отметить, что в экспериментах с микропроводами использовали лазер значительно меньшей мощности (20 Вт), а продолжительность импульса была значительно короче (120 нс). Поэтому при прочих близких характеристиках образцов из сплавов NdFeB и PrDyFeCoB можно ожидать, что глубина прогрева образцов быстрозакаленных микропроводов не превышала 1 мкм, а температура, которая была достигнута в работе [14], составляла $<900\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 2, а).

Общеизвестно, что изучение влияния лазерного излучения на редкоземельные магниты было начато исследователями, открывшими магниты группы RE–TM–B около 30 лет назад. Так, в работе [17] исследованы области, подверженные облучению лазерным лучом в макроскопических аморфных образцах из сплава PrCo (цилиндрические образцы диаметром 12 см и высотой 0,5 см). Области образцов, локально закристаллизованные после лазерного нагрева из аморфного состояния, имели в 3 раза большую по величине намагниченность, поэтому их обнаруживали методом порошковых фигур – частицы ферромагнитного порошка притягивались и концентрировались в лазерномодифицированных областях (рис. 4). К сожалению, в работе [17] не представлены исследования структуры облученных лазером областей, а также локальные магнитные свойства на этих участках.

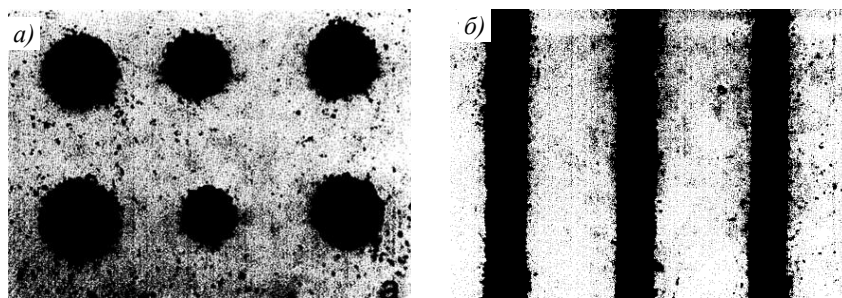


Рис. 4. Области локальной кристаллизации сплава PrCo в виде дисков (а) и полосок (б), сформировавшиеся под действием лазерного облучения в пластинке из сплава $\text{Pr}_{0,27}\text{Co}_{0,73}$ и выявленные с помощью магнитного порошка (по данным работы [17])

В работе [18] применяли импульсное лазерное воздействие для осаждения тонких пленок сплава $\text{Dy}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ на быстрозакаленную аморфную ленту из сплава $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$, полученную разливкой расплава на быстро вращающийся диск. Полученный таким образом композит после вакуумного отжига обладал большим по величине энергетическим произведением за счет образования кристаллической фазы, обогащенной ионами Dy^{3+} , имеющими, как известно, большую одноионную анизотропию (по сравнению с ионами Nd^{3+}), что, в свою очередь, увеличивает константу магнито-кристаллической анизотропии фазы $(\text{Nd}_x\text{Dy}_{1-x})_2\text{Fe}_{14}\text{B}$, а также способствует подавлению процесса зарождения поверхностных доменов обратной намагниченности.

Лазерный отжиг ввиду высоких скоростей изменения температуры инициирует протекание неравновесных процессов кристаллизации и фазообразования в аморфном материале, в результате чего могут образовываться мелкозернистые (наномасштабные) и необычные микроструктурные фазы. В работе [18] отмечено, что иногда это негативно сказывается на конечных свойствах получаемых таким образом постоянных магнитов. Сокращение времени отжига и ограничение фазового перехода из аморфного

состояния в кристаллическое приводили к уменьшению размера зерна фазы α -Fe. Мелкозернистость основной магнитной фазы $Du_2Fe_{14}B$ обеспечивала лишь изменение поля насыщения, оставляя постоянной коэрцитивную силу (рис. 5). В работе [18] представлены дифрактограммы рентгеноструктурного анализа для интегрального поведения лент, поэтому по этим данным трудно оценить, что именно произошло в облученных лазером областях. Кроме того, по спектрам рентгеновской съемки невозможно отличить аморфную фазу от нанокристаллических включений в материале, а также идентифицировать химический состав и параметры кристаллической решетки. В дополнение к этому в работе [18] измеряется интегральный магнитный момент всего образца, а не локальной части, облученной лазером. Именно это обстоятельство (отсутствие локального структурного и химического анализа) привело к детальному исследованию спектров электронной дифракции в областях, подвергнутых лазерному отжигу, а также к локальному измерению петель магнитного гистерезиса с помощью микроскопии Керра и магнитных индикаторных пленок, представленных в работах [19–21].

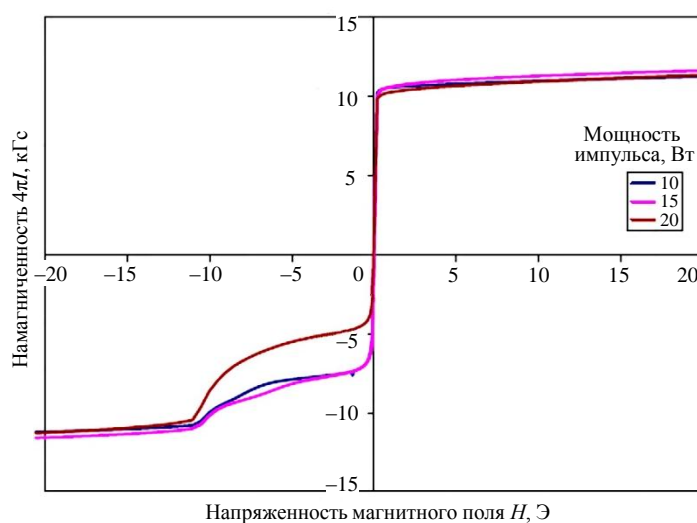


Рис. 5. Зависимости намагниченности от приложенного магнитного поля в образцах $Du_2Fe_{14}B$ (толщиной 250 нм) на подложке из $Nd_2Fe_{14}B$ после облучения лазером CO_2 при мощности 10, 15 и 20 Вт (по данным работы [18])

Авторами работы [12] изготовлены изотропные постоянные магниты из сплава $NdFeB$ методом лазерного сплавления сферического порошка (laser powder bed fusion – LPBF), полученного методом газовой атомизации. Сферичность порошка в технологиях 3D-печати необходима для контроля насыпного слоя для лазерного сплавления. Чем больше сферичность частиц и меньше разница в распределении их по размеру, тем более ровный слой по толщине будет нанесен для спекания и, следовательно, будет проходить более однородное сплавление с предыдущим слоем материала в результате лазерного нагрева. Метод газовой атомизации заключается в распылении расплава через форсунку в свободное пространство камеры, заполненной инертным газом. Скорость охлаждения при этом составляет $\sim 10^4$ °C/c. В результате быстрого охлаждения в свободном падении за счет силы поверхностного натяжения капли расплава застывают в форме, близкой к сферической. Однако в отличие от таких методов быстрой закалки, как разливание расплава на вращающийся диск (скорость охлаждения расплава $\sim (10^6-10^8)$ °C/c) или экстракция из расплава острой кромкой вращающегося диска (скорость охлаждения расплава $\sim (10^5-10^6)$ °C/c), в результате газовой атомизации частицы порошка сплава $NdFeB$ в основном получают с микро- и нанокристаллической структурой,

в которых содержится большое количество второстепенных «магнитомягких» фаз – например, как указывалось ранее, фазы α -Fe. Содержание аморфной фазы в таких частицах минимально. Поэтому необходимо подбирать химический состав материала для максимального образования основной магнитной фазы 2-14-1, а также технологические параметры лазерного спекания с целью образования максимального объемного содержания основной магнитной фазы при сплавлении. Так, авторами работы [12] показано, что магнитные характеристики получаемых таким способом магнитов повышаются по мере увеличения подводимой энергии в лазерном импульсе до тех пор, пока не будет установлен предел обрабатываемости для конкретного химического состава материала. Магниты с коэрцитивной силой 886 кА/м ($\mu_0 H_c = 1,1$ Тл) и максимальным энергетическим произведением 63 кДж/м³ получены лазерным спеканием из коммерчески получаемого порошка, обедненного неодимом, без какой-либо дополнительной обработки. Изменение коэрцитивной силы постоянных магнитов представлено в зависимости от мощности, скорости сканирования и шага штриховки – расстояния между импульсами лазера при сплавлении частиц (рис. 6). Показано, что «магнитная жесткость» – величина коэрцитивной силы достаточно хорошо описывается простой феноменологической моделью.

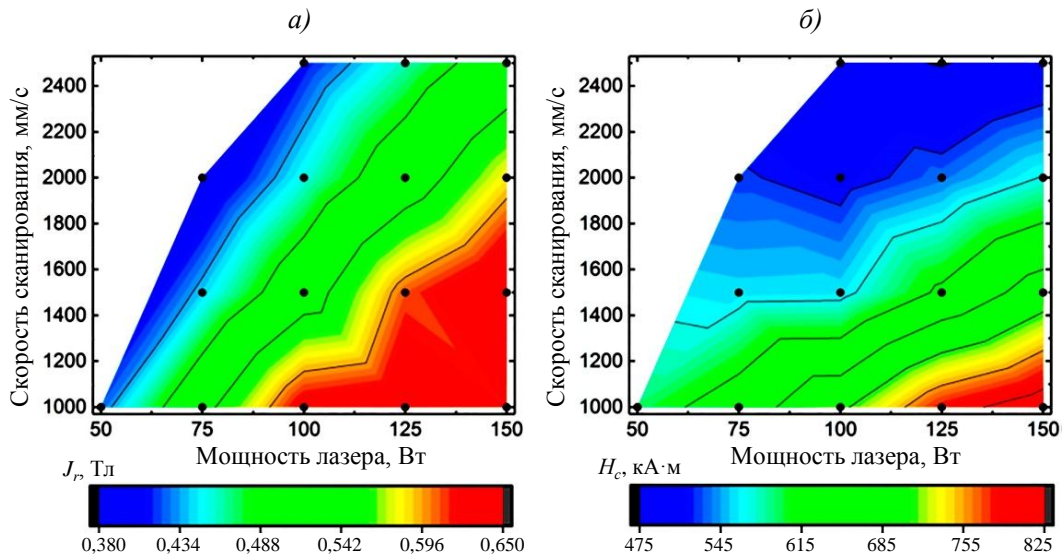


Рис. 6. Влияние мощности лазера и скорости сканирования на намагниченность J_r (а) и коэрцитивную силу H_c (б) изготовленных LPBF-магнитов из сплава NdFeB при расстоянии между штрихами 75 мкм (черные кружки – экспериментально проверенные комбинации параметров) [12]

Таким образом, технология лазерного спекания и выращивания магнитных материалов является новым методом изготовления высокоэффективных постоянных магнитов сложного профиля и микронных размеров. Однако, наряду с явными преимуществами по сравнению с традиционными методами изготовления, в настоящее время имеется ряд нерешенных вопросов и неисследованных явлений:

- лазерное спекание позволяет получать изотропные постоянные магниты, но вопрос возможности создания при лазерном спекании анизотропных магнитов с направленной кристаллографической текстурой остается открытым;
- контроль фазового состава и, в частности, максимального объемного содержания основной магнитной фазы также является предметом для дальнейших исследований.

Высокие скорости нагрева/охлаждения при лазерном воздействии открывают новые возможности по поиску магнитных материалов со структурой и фазовым составом, которые невозможно получить традиционными методами порошковой металлургии и горячего прессования постоянных магнитов.

Оптическое переключение намагниченности

В работе [22] представлен недавно открытый процесс полностью оптического (нетеплового) переключения намагниченности тонких пленок RE–TM. Данные исследования были начаты с применения довольно длительных импульсов лазерного воздействия: 200 пс. Понимание динамики и термодинамики электронной, спиновой и атомной подсистем ферромагнетика, которые являются тепловыми резервуарами со скоростями релаксации, различающимися на порядки величины, привело к необходимости использования фемтосекундного лазерного излучения. Далее кратко представлены наиболее перспективные результаты последних разработок в данном направлении.

Авторы работы [23] интенсивно исследуют оптическое перемагничивание ферримагнитных сплавов GdFe, GdCo и др. В результате короткого фемтосекундного лазерного облучения редкоземельных пленок происходит изменение знака намагниченности на поверхности пленки, регистрируемое с помощью поляризационного микроскопа методом магнитооптического эффекта Керра. В облученных и необлученных лазером областях регистрируются различные направления поляризации эллиптически поляризованного излучения и степень поляризации σ^+ и σ^- (рис. 7), что является подтверждением нетепловой природы перемагничивания в результате лазерного воздействия. На рис. 7, *а* показан пример термического перемагничивания – при смене направления поляризации света изображение в микроскопе не меняется. Это противопоставляется примеру на рис. 7, *б*, где видна очевидная зависимость направления спиновой поляризации ферромагнетика от поляризации света (темные и светлые участки – области противоположной намагниченности, выявляемые микроскопом Керра).

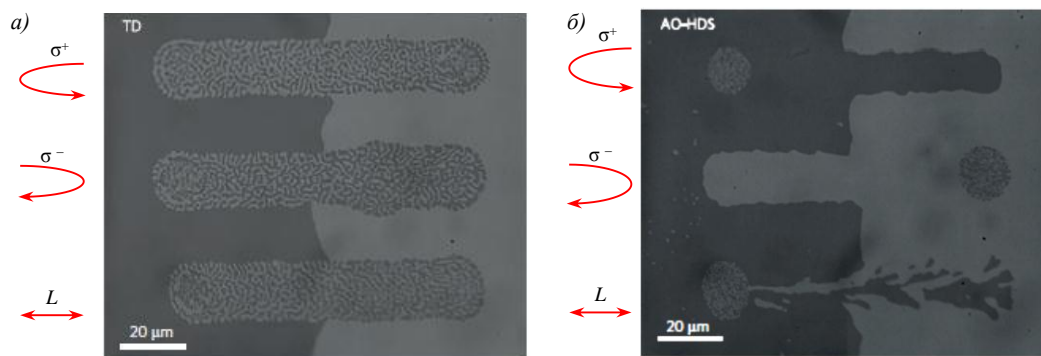


Рис. 7. Примеры двух оптических откликов для многослойных образцов на основе CoTb с толщиной слоя тербия 0,4 нм и кобальта 0,8 (*а*) и 0,5 нм (*б*) при термическом размагничивании (*а*; TD) и оптическом перемагничивании (*б*; AO–HDS) (использованы три типа поляризованного лазерного луча, двигающегося вдоль образца: с правой круговой (σ^+), левой циркулярной (σ^-) и линейной (L) поляризацией) [23]

Управление намагничиванием с низким энергопотреблением предпочтительно в ультракоротких временных масштабах. Эта задача стала фундаментальной проблемой для разработки будущих технологий хранения магнитной информации. Как показано в работах [23, 24], оптическое переключение намагниченности, зависящее от направления круговой поляризации света, может быть присуще не только для некоторых пленок

на основе сплавов редкоземельных металлов с переходными металлами, но и для большего разнообразия материалов, в том числе многослойных и гетероструктурных. Например, в искусственно синтезированных гетероструктурах Co–Ir также продемонстрировано оптическое переключение намагниченности. Данные результаты свидетельствуют о необходимости пересмотра теорий оптического переключения для редкоземельных сплавов и расширяют области исследования по разработке новых материалов для будущего применения, основанного на оптическом изменении магнитного порядка.

Механизм оптического переключения намагниченности может зависеть от количества импульсов света и его поляризации [24]. В частности, в тонких пленках сплава GdCoFe обнаружено, что при однократном импульсе лазера перемагничивание пленки не зависит от поляризации света, в то время как изменение локальной намагниченности, вызванное серией многократных лазерных импульсов длительностью несколько пикосекунд, зависело от поляризации света. Это приводит к мысли, что существует эффект накопительного действия, когда складываются остаточные изменения, инициируемые в намагниченности каждым последующим импульсом. При этом оба эффекта (зависимый и независимый от поляризации) чувствительны к потоку световой энергии, который может регулироваться как аттенуатором, так и толщиной верхнего покровного слоя гетероструктуры FePt [24]. Доминирование одного или другого типа фотомагнитных эффектов в редкоземельных сплавах наблюдается при разных настройках режима лазерной обработки, что доказывает независимость существования каждого из них. В работе [24] указано, что в пленках GdFeCo существенное значение имеет передача энергии от возбужденной лазером подсистемы свободных электронов к тепловому резервуару, состоящему из атомов ионного остова. Скорость этой передачи при коротких пикосекундных лазерных импульсах оказывается недостаточной для выравнивания температуры ионного и электронного резервуаров, что приводит к накоплению разности температур этих резервуаров при накоплении числа импульсов лазера. Таким образом, использование коротких лазерных импульсов для обработки магнитных материалов способно приводить не только к тривиальным последствиям, связанным с нагревом, но и к чисто спиновым эффектам, существенным в магнитных сплавах и обычно игнорируемым в немагнитных металлах.

В России фотомагнитные эффекты, инициируемые короткими лазерными импульсами, интенсивно исследуются. Авторы работы [25] обнаружили полностью оптическое переключение намагниченности в пленках сплава $Dy_{0,22}Fe_{0,68}Co_{0,1}$, близкого по составу к сплавам, которые используются для создания магнитов в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ. При этом уникальность экспериментов в работе [25] связана с тем, что авторы использовали ультракороткие лазерные импульсы, создавая экстремальные условия для магнитной пленки за время 3 фемтосекунды. На рис. 8 показаны результаты сканирования пленки магнитооптическим микроскопом Керра после ее облучения фемтосекундным лазером. Видны светлые дискообразные области, где намагниченность направлена против намагниченности необлученного материала (темные области) после облучения линейно поляризованными и неполяризованными лазерными импульсами с плотностью энергии 3–6 мДж/см². В экспериментах использовали разное количество импульсов $N = 1–20$, указанное на рис. 8. При плотности оптической энергии 6 мДж/см² линейно поляризованный свет не вызывал перемагничивания пленки при большом количестве импульсов, хотя при малом количестве импульсов поляризация света не имела значения. Это означает, что накопление количества импульсов приводит к «стиранию» оптически индуцированной намагниченности. При меньших потоках плотности оптической энергии 3 мДж/см² (рис. 8, б) обнаружилось различие между эффективностью фотомагнитного эффекта для лево- и правополяризованного света. Это явление очевидно связано с важной ролью взаимного направления спинов в ферромагнитной пленке и направления поляризации света.

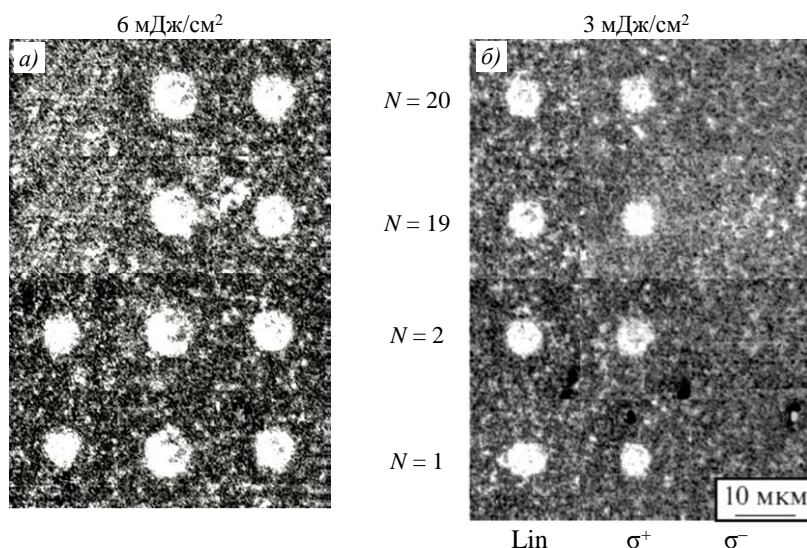


Рис. 8. Области переключения намагниченности N лазерными импульсами длительностью 3 фемтосекунды и энергией 6 (а) и 3 мДж/см² (б) в пленке $Dy_{0,22}Fe_{0,68}Co_{0,1}$ [25]

Значительные результаты получены в университете ИТМО (г. Санкт-Петербург) [26, 27], в котором исследовано распространение акустических волн, генерируемых в эпицентре лазерного воздействия, где короткий импульс вызывает механическое воздействие на образец. Эта группа фотоакустических магнитных явлений включает еще большее число процессов, вовлеченных в формирование перемагнитенных участков пленки.

В целом исчерпывающего однозначного объяснения фотомагнитным эффектам, происходящим в тонких пленках редкоземельных сплавов, в настоящее время не существует. Это объясняется как сложностью изучаемых явлений, связанных с одновременным протеканием нескольких процессов, так и с необходимостью создания экзотических экстремальных условий для их наблюдения, недоступных для реализации в любой лаборатории.

В работе [28] обсуждается более традиционный «тепловой» механизм переключения намагниченности в пленках FePt. При этом взаимосвязь между поляризацией света и намагниченностью пленки учитывают с помощью эффекта Фарадея, который приводит к разному нагреву пленки в зависимости от ее пропускной способности, регулируемой углом между плоскостью поляризации света и намагниченностью. В результате этого известного эффекта может сложиться ситуация, когда свет плохо проникает через пленку и возникает значительный ее нагрев, который снижает энергетический барьер, связанный с наличием магнитной анизотропии, до значений, достаточных для переключения намагниченности. Если же угол между направлением поляризации света и намагниченностью невелик, то ферромагнитная пленка легко пропускает свет и весь нагрев происходит в подложке, не меняя барьера перемагничивания у пленки FePt. При этом наблюдается значительная чувствительность намагничивания к поляризации и числу лазерных импульсов (рис. 9).

Таким образом, одно из простейших объяснений фотомагнитного эффекта в тонких пленках редкоземельных сплавов – зависимость нагрева пленки от количества энергии, рассеянной на ее поверхности, которое, в свою очередь, зависит от эффекта прохождения света через пленку, управляемого ее намагниченностью, потому что существует эффект Фарадея. При этом достаточно лишь изменить эффективность прохождения света на ~2 % при намагничивании пленки, чтобы объяснить большинство фото-оптических эффектов, приведенных в научно-технической литературе. Имеются также сведения, которые показывают, что лазерная обработка поверхности меняет

условия последующего отражения света от поверхности пленки. В такой ситуации изменение намагниченности пленки отсутствует, а наблюдаемые вариации контраста в микроскопе Керра могут объясняться изменением условий отражения света от поверхности и режима работы микроскопа Керра.

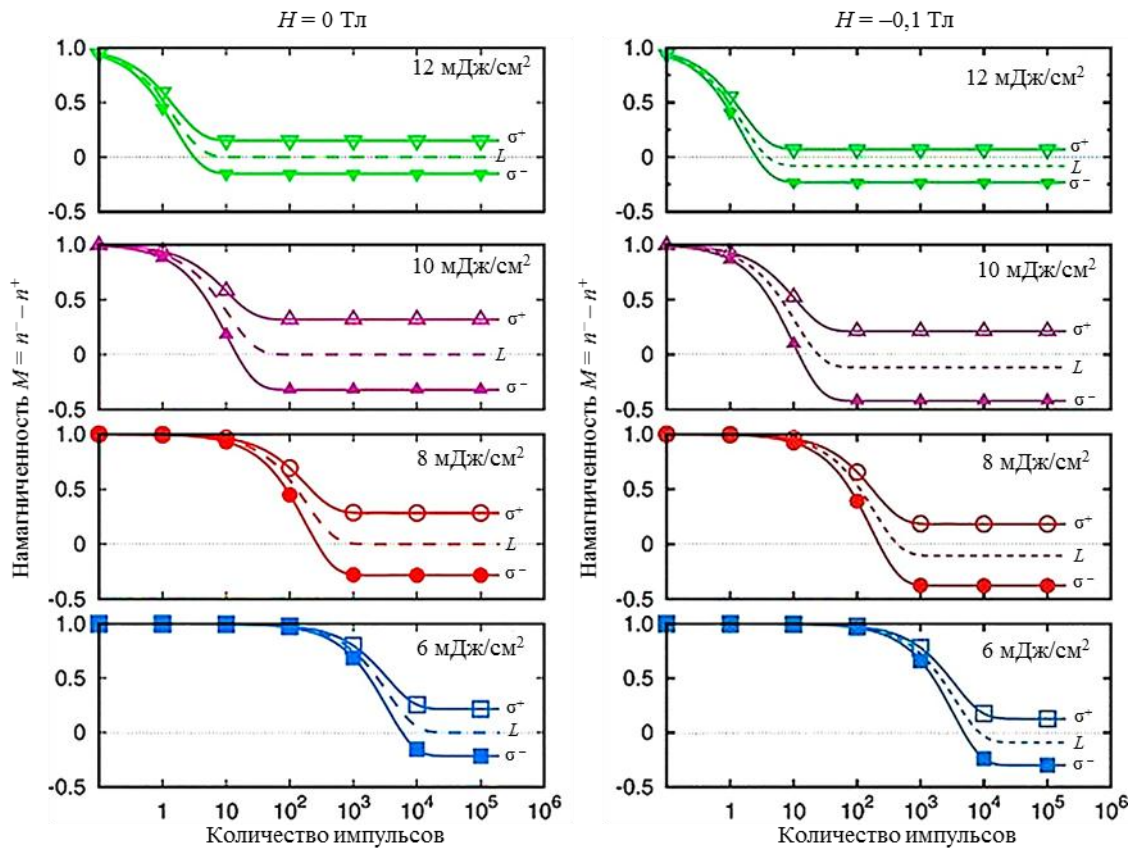


Рис. 9. Временная эволюция намагниченности пленки FePt, начиная с первоначально полностью насыщенного магнитного состояния с большим (n^+) или меньшим (n^-) поглощением энергии с коэффициентом магнитного кругового дихроизма MCD = 5 % при нулевом приложенном поле H и поле $H = -0,1$ Тл, приложенном в противоположном направлении относительно начальной намагниченности [28]

Заключения

Лазерные технологии создания и обработки постоянных магнитов и микромагнитов не сводятся к 3D-печати и приданию заданной формы магнитам. Хотя более важным свойством магнита, чем форма, является магнитное текстурирование и направление «легких» и «трудных» осей намагничивания. Лазерная обработка способна менять значительное количество других физико-химических свойств магнитов.

– Лазерная техника позволяет достигать столь коротких импульсов света, что они оказываются короче времени электронной, спиновой и атомной релаксации в магните. В результате между двумя последующими импульсами лазера не успевает установиться тепловое равновесие в упомянутых подсистемах, а неравновесность системы накапливается с увеличением количества импульсов. Это может приводить к избытку спин-поляризованных электронов и к последующей передаче их суммарного углового момента ионам остова в магнитах RE-TM-B и RE-TM [29, 30].

– Высокие скорости нагрева под действием лазерного облучения обеспечивают кратковременное существование термодинамически неравновесных магнитных фаз,

потому что время их распада и фазовой трансформации оказывается больше длительности лазерного импульса. В результате лазерная обработка и последующее резкое охлаждение могут приводить к фиксации необычных фаз, замороженных в сплаве и пребывающих в нем длительное время после лазерной обработки. Процесс нуклеации фаз в условиях сверхбыстрого нагрева создает преимущества для большого разнообразия неравновесных фаз с улучшенными магнитными свойствами. Это дает возможность получать магниты и микромагниты со свойствами, не достижимыми при обычных медленных термообработках [31]. В частности, рекордные скорости нагрева и охлаждения могут наблюдаться в объектах микронного и субмикронного размера, таких как микро- и нанопроволоки.

– Лазерное облучение способно инициировать дополнительные химические процессы как в результате нагрева, так и в результате возбуждения электронной и спиновой подсистем магнита. В частности, химические реакции, запрещенные по спину, вполне могут быть инициированы оптически поляризованным светом при передаче момента импульса от фотонов к спинам электронов. Это может способствовать снятию запрета, например, на реакции с участием кислорода в триплетном состоянии. Поэтому формирование магнитных свойств магнита с помощью лазерных технологий нуждается в контроле химических процессов в сплаве.

– Лазерные аддитивные технологии, доказавшие свою эффективность при создании деталей из немагнитных металлов, должны быть адаптированы для применения к редкоземельным магнитам с учетом химических и физических процессов, инициируемых в магните поляризованным светом [12, 32].

Список источников

1. Королев Д.В., Пискорский В.П., Валеев Р.А., Бакрадзе М.М., Дворецкая Е.В., Коплак О.В., Моргунов Р.Б. Инженерия редкоземельных микромагнитов RE–TM–B (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 1 (62). Ст. 05. URL: <https://journal.viam.ru> (дата обращения: 11.10.2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-44-60.
2. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
3. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // *Вестник Российской академии наук*. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
4. Каблов Е.Н. России нужны материалы нового поколения // *Редкие земли*. 2014. № 3. С. 8–13.
5. Bäuerle D. *Laser Processing and Chemistry*. 4th ed. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2011. P. 12. DOI: 10.1007/978-3-642-17613-5_1.
6. Palneedi H., Park J. H., Maurya D. et al. Laser Irradiation of Metal Oxide Films and Nanostructure Applications and Advances // *Advanced Materials Review*. 2018. P. 1–38.
7. Yap C.Y., Chua C.K., Dong Z.L. et al. Review of selective laser melting Materials and applications // *Applied Physics Reviews – Focused Review*. 2015. Vol. 2. P. 1–21.
8. Sridharan N., Cakmak E., List F.A. et al. Rationalization of solidification mechanism of Nd–Fe–B magnets during laser directed-energy deposition // *Journal of Material Science*. 2018. Vol. 53. P. 8619–8626.
9. Huber C., Sepehri-Amin H., Goertler M. et al. Coercivity enhancement of selective laser sintered NdFeB magnets by grain boundary infiltration // *Acta Materialia*. 2019. P. 1–17.
10. Perigo E.A., Jacimovic J., García Ferré F., Scherf L.M. Additive Manufacturing of Magnetic Materials // *Additive Manufacturing*. 2019. P. 1–48.
11. Chaudhary V., Mantri S.A., Ramanujan R.V., Banerjee R. Additive Manufacturing of Magnetic Materials // *Progress in Materials Science*. 2020. Vol. 114. P. 1–81.
12. Bittner F., Thielsch J., Drossell W. Laser powder bed fusion of Nd–Fe–B permanent magnets // *Progress in Additive Manufacturing*. 2020. Vol. 5. No. 3. P. 1–9. URL: <https://doi.org/10.1007/s40964-020-00117-7>.

13. Volegov A.S., Andreev S.V., Selezneva N.V. et al. Additive manufacturing of heavy rare earth free high-coercivity // *Acta Materialia*. 2020. Vol. 188. P. 733–739.
14. Hopkinson D., Cockburn A., O'Neill W. Fiber laser processing of amorphous rare earth NdFeB magnetic materials // *Conference: ICALEO® 2011: 30th International Congress on Laser Materials Processing, Laser Microprocessing and Nanomanufacturing*. 2011. P. 1233. DOI: 10.2351/1.5062208.
15. Королев Д.В., Пискорский В.П., Валеев Р.А., Коплак О.В., Моргунов Р.Б. Локальная кристаллизация под действием одиночного лазерного импульса в аморфных микропроводах PrDyFeCoB // *Физика твердого тела*. 2021. Т. 63. № 8. С. 1105–1114.
16. Xu Y., Wang R., Ma S. et al. Theoretical analysis and simulation of pulsed laser heating at interface // *Journal of Applied Physics*. 2018. Vol. 123. P. 025301. DOI: 10.1063/1.5008963.
17. Croat J., Chraply A.R., Herbst J.F. Crystallization of amorphous Pr_{0.27}Co_{0.73}: Magnetic properties and laser induced coercivity // *Applied Physics Letters*. 1980. Vol. 37. P. 962. URL: <http://dx.doi.org/10.1063/1.91777>.
18. Molian R., Molian P. Pulsed laser deposition and annealing of Dy–Fe–B thin films on melt-spun Nd–Fe–B ribbons for improved magnetic performance // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2009. Vol. 321. No. 4. P. 241–246. DOI: 10.1016/j.jmmm.
19. Моргунов Р.Б., Коплак О.В., Таланцев А.Д., Королев Д.В., Пискорский В.П., Валеев Р.А. Феноменология петель магнитного гистерезиса в многослойных микропроводах α -Fe/DyPrFeCoB // *Труды ВИАМ*. 2019. № 7 (79). Ст. 08. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 11.10.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-7-67-75.
20. Коплак О.В., Куницына Е.И., Валеев Р.А., Королев Д.В., Пискорский В.П., Моргунов Р.Б. Ферромагнитные микропровода α -Fe/(PrDy)(FeCo)B для микроманипуляторов и полимерных композитов // *Труды ВИАМ*. 2019. № 11 (83). Ст. 07. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 11.10.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-11-60-67.
21. Королев Д.В., Столянков Ю.В., Пискорский В.П., Валеев Р.А., Бахметьев М.В., Дворецкая Е.В., Коплак О.В., Моргунов Р.Б. Магнитные свойства и полосовые домены в микрополосках PrDyFeCoB // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 3 (64). Ст. 08. URL: <https://journal.viam.ru> (дата обращения: 11.10.2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-86-93.
22. Gerrits Th., Van den Berg M.H.A., Hohlfeld J. et al. Ultrafast precessional magnetization reversal by picosecond magnetic field pulse shaping // *Nature*. 2002. Vol. 418. P. 509–512.
23. Mangin S., Gottwald M., Lambert C.-H. et al. Engineered materials for all-optical helicity-dependent magnetic switching // *Nature Materials*. 2014. Vol. 13. No. 3. P. 286–292. DOI: 10.1038/nmat3864.
24. Xu Y., Hehn M., Zhao W. et al. From single to multiple pulse all-optical switching in GdFeCo thin films // *Physics Review B*. 2019. Vol. 100. P. 064424.
25. Овчаренко С.В., Якушенкова П.О., Ильина Н.А., Брехова К.А., Семенова Е.М., Вус Анхуа, Мишина Е.Д. Сверхбыстрое переключение магнитного состояния среды единичным фемтосекундным импульсом лазерного излучения в пленках DyFeCo // *Физика металлов и металлургия*. 2019. Т. 120. № 9. С. 899–904.
26. Kalashnikova A.M., Kozub V.I. Exchange scattering as the driving force for ultrafast all-optical and bias-controlled reversal in ferrimagnetic metallic structures // *Physics Review B*. 2016. Vol. 93. P. 054424.
27. Shelukhin L.A., Pertsev N.A., Scherbakov A.V. et al. Laser-Induced Magnetization Precession in Individual Magnetoelastic Domains of a Multiferroic Co₄₀Fe₄₀B₂₀/BaTiO₃ Composite // *Physical Review Applied*. 2020. Vol. 14. P. 034061.
28. Ellis O.A.M., Fullerton E.E., Chantrell R.W. All-optical switching in granular ferromagnets caused by magnetic circular dichroism // *Scientific Reports*. 2016. Vol. 6. P. 30522.
29. Davies C.S., Janssen T., Mentink J.H. et al. Pathways for Single-Shot All-Optical Switching of Magnetization in Ferrimagnets // *Physical Review Applied*. 2002. Vol. 13. P. 024064.
30. Wang C., Liu Y. Ultrafast optical manipulation of magnetic order in ferromagnetic materials // *Nano Convergence*. 2020. Vol. 7. P. 35. DOI: 10.1186/s40580-020-00246-3.
31. Chu K., Jin Z. Q., Chakka V.M., Liu J.P. Rapid magnetic hardening by rapid thermal annealing in NdFeB-based nanocomposites // *Journal of Physics D: Applied Physics*. 2005. Vol. 38. No. 22. P. 4009–4014.

32. Kolb T., Huber F., Akbulut B. et al. Laser Beam Melting of NdFeB for the production of rare-earth magnets // 2016 6th International Electric Drives Production Conference (EDPC). 2016. P. 34–40. DOI: 10.1109/EDPC.2016.7851311.

References

1. Korolev D.V., Piskorskii V.P., Valeev R.A., Bak-radze M.M., Dvoretzkaya E.V., Koplak O.V., Morgunov R.B. Rare-earth RE–TM–B micromagnets engineering (review). *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62). paper no. 05. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 11, 2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-44-60.
2. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
3. Kablov E.N. New generation materials and digital technologies for their processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
4. Kablov E.N. Russia Needs New Generation Materials. *Redkiye zemli*, 2014, no. 3, pp. 8–13.
5. Bäuerle D. *Laser Processing and Chemistry*. 4th ed. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2011, p. 12. DOI: 10.1007/978-3-642-17613-5_1.
6. Palneedi H., Park J. H., Maurya D. et al. Laser Irradiation of Metal Oxide Films and Nanostructure Applications and Advances. *Advanced Materials Review*, 2018, pp. 1–38.
7. Yap C.Y., Chua C.K., Dong Z.L. et al. Review of selective laser melting Materials and applications. *Applied Physics Reviews – Focused Review*, 2015, vol. 2, pp. 1–21.
8. Sridharan N., Cakmak E., List F.A. et al. Rationalization of solidification mechanism of Nd–Fe–B magnets during laser directed-energy deposition. *Journal of Material Science*, 2018, vol. 53, pp. 8619–8626.
9. Huber C., Sepeshri-Amin H., Goertler M. et al. Coercivity enhancement of selective laser sintered NdFeB magnets by grain boundary infiltration. *Acta Materialia*, 2019, vol. 172, pp. 66–77.
10. Perigo E.A., Jacimovic J., García Ferré F., Scherf L.M. Additive Manufacturing of Magnetic Materials. *Additive Manufacturing*, 2019, vol. 30, pp. 1–48.
11. Chaudhary V., Mantri S.A., Ramanujan R.V., Banerjee R. Additive Manufacturing of Magnetic Materials. *Progress in Materials Science*, 2020, vol. 114, pp. 1–81.
12. Bittner F., Thielsch J., Drossell W. Laser powder bed fusion of Nd–Fe–B permanent magnets. *Progress in Additive Manufacturing*, 2020, vol. 5, no. 3, pp. 1–9. DOI: 10.1007/s40964-020-00117-7.
13. Volegov A.S., Andreev S.V., Selezneva N.V. et al. Additive manufacturing of heavy rare earth free high-coercivity. *Acta Materialia*, 2020, vol. 188, pp. 733–739.
14. Hopkinson D., Cockburn A., O'Neill W. Fiber laser processing of amorphous rare earth NdFeB magnetic materials. *Conference: ICALEO® 2011: 30th International Congress on Laser Materials Processing, Laser Microprocessing and Nanomanufacturing*, 2011, pp. 1233. DOI: 10.2351/1.5062208.
15. Korolev D.V., Piskorsky V.P., Valeev R.A., Koplak O.V., Morgunov R.B. Local crystallization under the action of a single laser pulse in amorphous PrDyFeCoB microwires. *Fizika tverdogo tela*, 2021, vol. 63, no. 8, pp. 1105–1114.
16. Xu Y., Wang R., Ma S. et al. Theoretical analysis and simulation of pulsed laser heating at interface. *Journal of Applied Physics*, 2018, vol. 123, pp. 025301. DOI: 10.1063/1.5008963.
17. Croat J., Chraply A.R., Herbst J.F. Crystallization of amorphous Pr_{0.27}Co_{0.73}: Magnetic properties and laser induced coercivity. *Applied Physics Letters*, 1980, vol. 37, pp. 962. DOI: 10.1063/1.91777.
18. Molian R., Molian P. Pulsed laser deposition and annealing of Dy–Fe–B thin films on melt-spun Nd–Fe–B ribbons for improved magnetic performance. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2009, vol. 321, vol. 4, pp. 241–246. DOI: 10.1016/j.jmmm.
19. Morgunov R.B., Koplak O.V., Talantsev A.D., Korolev D.V., Piskorskij V.P., Valeev R.A. The phenomenology of the magnetic hysteresis loops in multilayer microwires α -Fe/DyPrFeCoB. *Trudy VIAM*, 2019, no. 7 (79), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 11, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-7-67-75.

20. Koplak O.V., Kunitsyna E.I., Valeev R.A., Korolev D.V., Piskorskii V.P., Morgunov R.B. Ferromagnetic microwires α -Fe/(PrDy)(FeCo)B for micromanipulators and polymer composites. *Trudy VIAM*, 2019, no. 11 (83), paper no. 7. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 11, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-11-60-67.
21. Korolev D.V., Stolyankov Yu.V., Piskorsky V.P., Valeev R.A., Bahmetiev M.V., Dvorezskaya E.V., Koplak O.V., Morgunov R.B. Magnetic properties and magnetic strip domains in micro stripes PrDyFeCoB. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 3 (64), paper no. 08. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 11, 2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-86-93.
22. Gerrits Th., Van den Berg M.H.A., Hohlfeld J. et al. Ultrafast precessional magnetization reversal by picosecond magnetic field pulse shaping. *Nature*, 2002, vol. 418, pp. 509–512.
23. Mangin S., Gottwald M., Lambert C.-H. et al. Engineered materials for all-optical helicity-dependent magnetic switching. *Nature Materials*, 2014, vol. 13, no. 3, pp. 286–292. DOI: 10.1038/nmat3864.
24. Xu Y., Hehn M., Zhao W. et al. From single to multiple pulse all-optical switching in GdFeCo thin films. *Physics Review B*, 2019, vol. 100, pp. 064424.
25. Ovcharenko S.V., Yakushenkova P.O., Ilyina N.A., Brekhova K.A., Semenova E.M., Vus Ankhua, Mishina E.D. Ultrafast switching of the magnetic state of a medium by a single femtosecond laser pulse in DyFeCo films. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2019, vol. 120, no. 9, pp. 899–904.
26. Kalashnikova A.M., Kozub V.I. Exchange scattering as the driving force for ultrafast all-optical and bias-controlled reversal in ferrimagnetic metallic structures. *Physics Review B*, 2016, vol. 93, pp. 054424.
27. Shelukhin L.A., Pertsev N.A., Scherbakov A.V. et al. Laser-Induced Magnetization Precession in Individual Magnetoelastic Domains of a Multiferroic $\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20}/\text{BaTiO}_3$ Composite. *Physical Review Applied*, 2020, vol. 14, pp. 034061.
28. Ellis O.A.M., Fullerton E.E., Chantrell R.W. All-optical switching in granular ferromagnets caused by magnetic circular dichroism. *Scientific Reports*, 2016, vol. 6, p. 30522.
29. Davies C.S., Janssen T., Mentink J.H. et al. Pathways for Single-Shot All-Optical Switching of Magnetization in Ferrimagnets. *Physical Review Applied*, 2020, vol. 13, p. 024064.
30. Wang C., Liu Y. Ultrafast optical manipulation of magnetic order in ferromagnetic materials. *Nano Convergence*, 2020, vol. 7, p. 35. DOI: 10.1186/s40580-020-00246-3.
31. Chu K., Jin Z.-Q., Chakka V.M., Liu J.P. Rapid magnetic hardening by rapid thermal annealing in NdFeB-based nanocomposites. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 2005, vol. 38, no. 22, pp. 4009–4014.
32. Kolb T., Huber F., Akbulut B. et al. Laser Beam Melting of NdFeB for the production of rare-earth magnets. *6th International Electric Drives Production Conference (EDPC)*, 2016, pp. 34–40. DOI: 10.1109/EDPC.2016.7851311.

Информация об авторах

Моргунов Роман Борисович, ведущий научный сотрудник, д.ф.-м.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Королев Дмитрий Викторович, старший научный сотрудник, д.ф.-м.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Валеев Руслан Анверович, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Пискорский Вадим Петрович, заместитель начальника лаборатории по науке, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Roman B. Morgunov, Leading Researcher, Doctor of Sciences (Phys. & Math.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Dmitry V. Korolev, Senior Researcher, Doctor of Sciences (Phys. & Math.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Ruslan A. Valeev, Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Vadim P. Piskorsky, Deputy Head of Laboratory of Science, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 15.12.2021; одобрена и принята к публикации после рецензирования 20.12.2021.
The article was submitted 15.12.2021; approved and accepted for publication after reviewing 20.12.2021.