

Научная статья

УДК 631.437.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-5-64-73

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ЛОКАЛЬНОГО ЛАЗЕРНОГО ОТЖИГА НА ДОМЕННУЮ СТРУКТУРУ МИКРОПРОВОДОВ PrDyFeCoB

Е.В. Дворецкая¹, О.В. Коплак¹, Д.В. Королев², Р.А. Валеев²,
В.Л. Сидоров¹, В.П. Пискорский², Р.Б. Моргунов²

¹Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия; office@icp.ac.ru

²Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. С помощью непрерывного ИК-лазерного воздействия из аморфных микропроводов созданы периодические магнито-модулированные структуры. Локальный лазерный отжиг приводит к формированию областей нанокристаллических фаз 2-14-1, 1-4-1 и 2-1, чередующихся с аморфными участками, тем самым создавая на поверхности образца рисунок с заданным распределением намагниченности. В аморфных образцах без лазерного облучения наблюдаются хаотичные домены, исчезающие после двухчасового отжига при температуре 900 °С. В профилированных быстрым лазером образцах локальный отжиг приводит к дальнейшему превращению фаз лишь в самом центре лазерных «насечек», что выражается в изменении наклона линии профиля в районе доменной границы.

Ключевые слова: постоянные магниты, микромагниты, магнито-модулированные структуры, лазерное облучение, аморфные магнетики, магнитные микропровода

Для цитирования: Дворецкая Е.В., Коплак О.В., Королев Д.В., Валеев Р.А., Сидоров В.Л., Пискорский В.П., Моргунов Р.Б. Влияние режима локального лазерного отжига на доменную структуру микропроводов PrDyFeCoB // Труды ВИАМ. 2022. № 5 (111). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-5-64-73.

Scientific article

INFLUENCE OF MODE OF LOCAL LASER ANNEALING ON THE DOMAIN STRUCTURE IN MICROWIRES PrDyFeCoB

E.V. Dvoretzkaya¹, O.V. Koplak¹, D.V. Korolev², R.A. Valeev²,
V.L. Sidorov¹, V.P. Piskorsky², R.B. Morgunov²

¹Institute of Problems of Chemical Physics of the Russian Academy of Sciences, Chernogolovka, Russia; office@icp.ac.ru

²Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. With the help of continuous IR laser exposure, periodic magnetically modulated structures were created from amorphous microwires. Local laser annealing leads to the formation of regions of nanocrystalline phases 2-14-1, 1-4-1, 2-1 alternating with amorphous regions, thereby creating a pattern on the sample surface with a given magnetization distribution. In amorphous samples without laser irradiation, chaotic domains are observed, disappearing after two hours of annealing at 900 °C. In the samples profiled by a «fast» laser, local annealing leads to further transformation of phases only in the very center of the laser «notches», which is expressed in a change in the slope of the profile line near the domain boundary.

Keywords: permanent magnets, micromagnets, magnetically modulated structures, laser irradiation, amorphous magnets, magnetic microwires

For citation: Dvoretzkaya E.V., Koplak O.V., Korolev D.V., Valeev R.A., Sidorov V.L., Piskorsky V.P., Morgunov R.B. Influence of mode of local laser annealing on the domain structure in microwires PrDyFeCoB. *Trudy VIAM*, 2022, no. 5 (111), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-5-64-73.

Введение

В последние годы наблюдается высокая активность изучения сплавов на основе редкоземельных (RE) и переходных (TM) металлов для создания микромагнитов (микропровода, микрочастицы), которые могли бы применяться в качестве магнитных микропинцетов, микроманипуляторов, сенсоров биообъектов, датчиков слабых магнитных полей, деформации и температуры, а также для создания микроустройств магнитной памяти [1]. Широкая область применения редкоземельных микромагнитов напрямую связана с их высокой остаточной намагниченностью и возможностью сохранять высокое поле размагничивания в объектах заданной формы без внешнего магнитного поля [1].

Одной из задач дизайна микромагнитных устройств является получение магнито-модулированных линейных объектов, которые могли бы служить в качестве устройств селекционирования и позиционирования биологических объектов с магнитными метками, способных перемещаться в периодическом магнитном рельефе под действием внешнего переменного магнитного поля [2–4]. Одним из эффективных методов программируемой инженерии магнитных микроструктур является лазерная аддитивная технология, используемая для нагрева выбранных участков микромагнита в течение короткого времени. Это позволяет производить локальную кристаллизацию исходно аморфного ферромагнетика, создавая на его поверхности нужный рисунок с заданным распределением намагниченности [5, 6].

Лазерная аддитивная технология является эффективным методом программируемой инженерии микромагнитов. Микронный лазерный пучок локально нагревает выбранные участки микромагнита в течение короткого времени (приблизительно несколько наносекунд), что позволяет производить локальную кристаллизацию исходно аморфного ферромагнетика, создавая на его поверхности магнито-модулированную структуру. Установлено, что локальный лазерный отжиг, применяемый к объемным аморфным магнитам и пленкам сплава NdFeB [7–14], создает на их поверхности участки магнитотвердой кристаллической фазы 2-14-1 с высокой коэрцитивной силой в областях, подвергнутых лазерному облучению.

В работе [15] установлено, что в микропроводах PrDyFeCoB наблюдаются домены с радиальной намагниченностью в поверхностных слоях. В работах [5, 6] для создания магнито-модулированной структуры использовался одиночный лазерный импульс с энергией 1 мДж, длительностью 120 нс и мощностью 10 кВт.

Цель данной работы – создание магнито-модулированной структуры аморфных микропроводов PrDyFeCoB непрерывным лазерным облучением, а также сравнение режимов лазерного облучения для создания магнито-модулированной структуры в аморфных и поликристаллических микропроводах PrDyFeCoB с последующим исследованием их магнитных свойств для развития материалов нового поколения [16–19].

Материалы и методы

Микропровода PrDyFeCoB получены методом экстракции висящей капли расплава [5]. На спеченной призме из PrDyFeCoB под действием высокоэнергетического электронного пучка образуется капля расплава, которая затем подвергается быстрому охлаждению ($\sim 10^6$ К/с) на вращающемся со скоростью ~ 50 м/с водоохлаждаемом латунном цилиндре. Полученные микропровода имеют форму, близкую к цилиндрической, длину до 60 мм и радиус 20–50 мкм. В данной работе исследовано две партии образцов: исходные аморфные микропровода и эти же микропровода, но после вакуумного отжига при температуре 900 °С в течение 2 ч.

Изображения поверхности микропроводов PrDyFeCoB получены с помощью оптического микроскопа AxioImager.A1 (фирма Zeiss, Германия).

Интегральные магнитные свойства микропроводов при температурах 300 К получены с помощью SQUID-магнетометра MPMS XL Quantum Design.

Дифракционный электронно-микроскопический анализ проведен с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ТЕМ) HR TEM Jeol на ламелях, вырезанных из микропроводов на приборе Dual Beam VERSA 3D HighVac (FIE). Ускоряющее напряжение ТЕМ составляло 100 кВ.

Для визуализации магнитных доменов и процесса перемагничивания микропроводов PrDyFeCoB применяли метод магнитооптических индикаторных пленок [20], основанный на магнитооптическом эффекте Фарадея, который заключается в повороте плоскости поляризации линейно поляризованного света при его прохождении через оптически неактивное вещество, расположенное в магнитном поле. Микропровод размещали на предметном столике поляризационного микроскопа между катушками Гельмгольца, которые создавали однородное магнитное поле до 240 Э, направленное вдоль оси микропровода. Противоположную направленность внешнего поля достигали изменением полярности подключения катушек к источнику тока. В качестве оптически неактивной среды использовали феррит-гранатовую пленку, проявляющую поверхностные магнитные поля рассеяния от образца. В отсутствие внешнего магнитного поля намагниченность феррит-гранатовой пленки лежит в ее плоскости. При появлении магнитных полей рассеяния, создаваемых микропроводом, нормальная компонента намагниченности визуализируется отклонением намагниченности индикаторной пленки от плоскостной ориентации. В зависимости от угла поворота изменяется интенсивность света на анализаторе поляризационного микроскопа, тем самым порождаются темные и светлые контрасты областей на изображении магнитооптических индикаторных пленок, соответствующие противоположно направленным векторам намагниченности в исследуемом образце.

Для модуляции микропроводов применяли иттербиевый ИК-лазер Raycus (максимальная средняя мощность ~20 Вт, длина волны $\lambda = 1070$ нм). Сфокусированный объективом F-100mm в пятно радиусом 10 мкм непрерывный лазерный луч с частотой 25 кГц передвигался по заданной системой Sino-Galvo траектории (точность позиционирования ~7 мкм) перпендикулярно длинной оси микропровода. Локальный лазерный отжиг микропроводов производили в двух режимах – быстром и медленном, реализованных с помощью программного пакета EzCAD 2.9.9. При быстром режиме скорость перемещения и мощность пучка составили 850 мм/с и 16 Вт соответственно, при медленном режиме использовали меньшие скорость перемещения и мощность пучка: 200 мм/с и 4 Вт соответственно.

Результаты и обсуждение

На рис. 1 представлены петли гистерезиса аморфного микропровода до отжига и поликристаллического микропровода после вакуумного отжига при температуре 900 °С. Аморфные микропровода (рис. 1, а) характеризуются узкой прямоугольной петлей гистерезиса с насыщением в малых полях ~150 Э. На вставке рис. 1, а представлена электронограмма аморфных микропроводов с характерным гало и редкими рефлексамии, соответствующими кристаллитам размером до 10 нм. Кристаллиты, вероятнее всего, соответствуют включениям фазы 2-14-1 и появляются в аморфных микропроводах при уменьшении скорости охлаждения с 55 до 50 м/с. Вакуумный отжиг вызывает значительное увеличение коэрцитивной силы: с 10 Э – для аморфных микропроводов (рис. 1, а) до 20 кЭ – для поликристаллических микропроводов (рис. 1, б),

в которых намагниченность не достигает насыщения даже в полях ~ 50 кЭ. Ступенчатая форма петли гистерезиса (рис. 1, б) свидетельствует о наличии в поликристаллических микропроводах одновременно двух фаз: магнитотвердой высококоэрцитивной фазы 2-14-1 и магнитомягкой фазы типов 1-4-1 и 2-1. На электронограмме (вставка на рис. 1, б) не наблюдалось специфическое для аморфной фазы гало. Однако точечные рефлексы образовывали еле заметные размытые кольца, свидетельствующие о поликристаллическости образца, подвергнутого вакуумному отжигу.

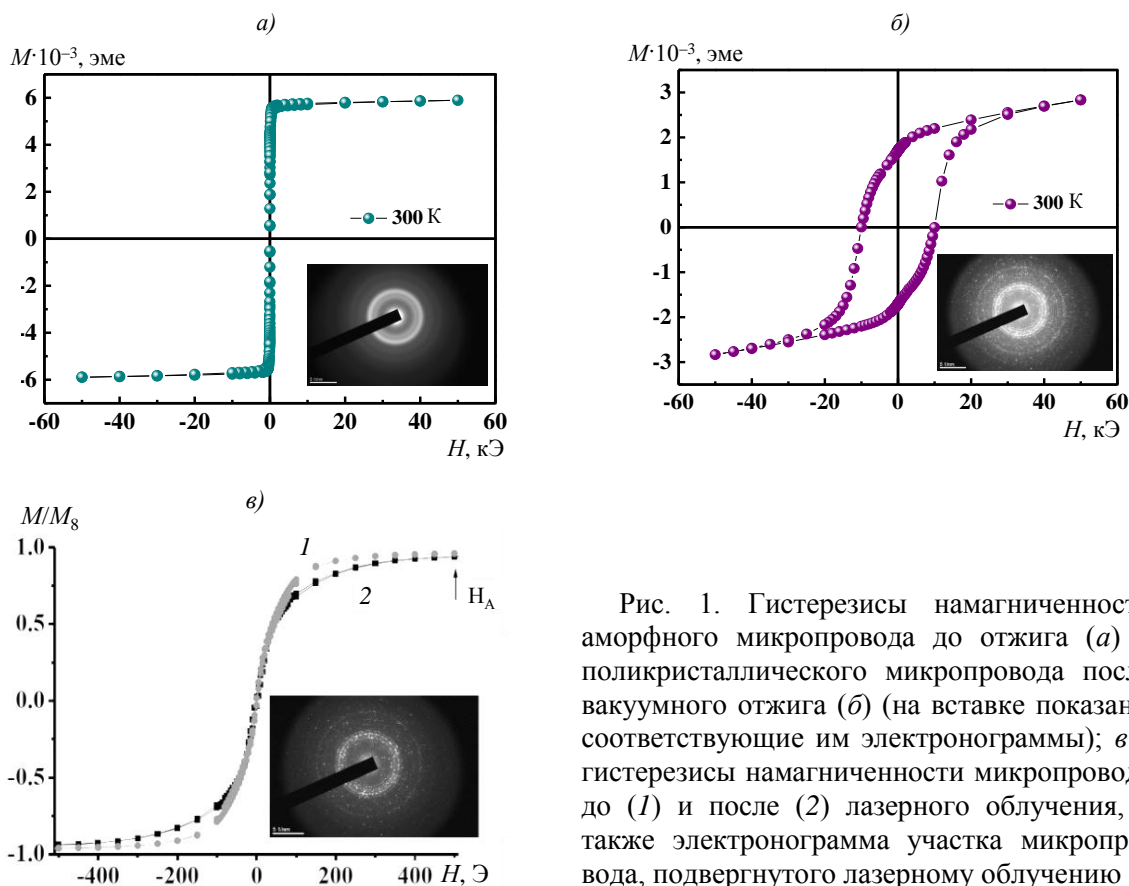


Рис. 1. Гистерезисы намагниченности аморфного микропровода до отжига (а) и поликристаллического микропровода после вакуумного отжига (б) (на вставке показаны соответствующие им электронограммы); в – гистерезисы намагниченности микропровода до (1) и после (2) лазерного облучения, а также электронограмма участка микропровода, подвергнутого лазерному облучению

Появление магнито-модулированных областей в аморфном микропроводе приводит к увеличению магнитной анизотропии H_A (рис. 1, в), насыщение намагниченности достигается в поле $H = 500$ Э, большем, чем в необлученных образцах. Поле насыщения в облученных участках микропровода можно воспринимать как результат появления магнито-кристаллической анизотропии величиной 500 Э. На электронограмме (вставка на рис. 1, в) образца ламели, вырезанной из облученного лазером участка микропровода, присутствуют точечные рефлексы, соответствующие фазам 2-14-1, 1-4-1 и 2-1, кристаллизации которых можно достичь локальным лазерным нагревом. При этом локальная кристаллизация не способствует значительному увеличению коэрцитивной силы по сравнению с длительным вакуумным отжигом (20 кЭ). Вероятнее всего, локальный лазерный отжиг приводит к образованию нанокристаллических структур в образце, в отличие от вакуумного отжига, приводящего к формированию микрокристаллитов. Хорошо известно, что в магнитах группы RE-TM-B (RE – редкоземельные металл(ы), TM – переходный металл(ы), B – бор) уменьшение среднего размера зерна вплоть до $l = 0,2-0,3$ мкм увеличивает коэрцитивную силу, а при дальнейшем

уменьшении l коэрцитивная сила резко снижается [21]. Величина $l = 0,2-0,3$ мкм приблизительно равна пределу однодоменности в материалах группы RE-TM-B. В частицах DyFeB уменьшение их размера приводило к уменьшению коэрцитивности – с 16,8 до 0,4 кЭ, что указывает на существенную зависимость коэрцитивной силы и размера образца [22]. Несмотря на формирование основной ферромагнитной фазы 2-14-1 в облученных лазером участках, размеры ее зерен оказались слишком малы, что стало причиной низких значений коэрцитивной силы $\sim(40-50)$ Э, которые оказались все же больше, чем в исходном микропроводе или в его необлученных участках.

На рис. 2 представлена доменная структура, полученная методом магнитооптических индикаторных пленок, следующих микропроводов: *a* – аморфный микропровод (1.1) диаметром $d = 130$ мкм до лазерной обработки; *б* – аморфный микропровод (1.2) диаметром $d = 130$ мкм после быстрой лазерной обработки; *в* – поликристаллический микропровод (2.1) диаметром $d = 120$ мкм до лазерной обработки; *г* – поликристаллический микропровод (2.2) диаметром $d = 120$ мкм после быстрой лазерной обработки; *д* – аморфный микропровод (3) диаметром $d = 50$ мкм после медленной лазерной обработки; *е* – поликристаллический микропровод (4) диаметром $d = 65$ мкм после медленной лазерной обработки.

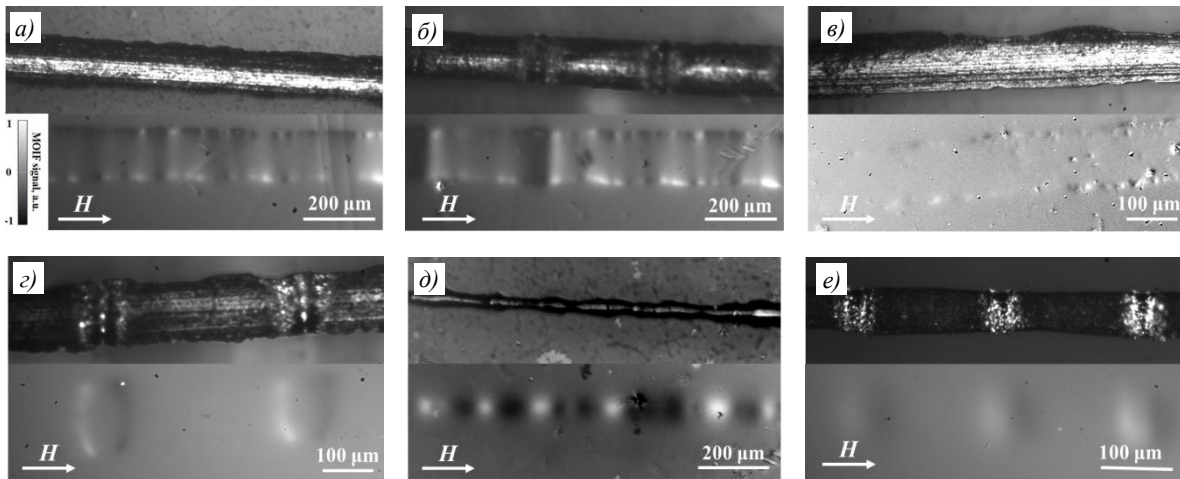


Рис. 2. Оптические изображения микропроводов 1.1 (*a*), 1.2 (*б*), 2.1 (*в*), 2.2 (*г*), 3 (*д*), 4 (*е*) и соответствующие им изображения магнитооптических индикаторных пленок (МОИФ). На рис. 2, *a* показана шкала интенсивности сигнала MOIF signal для всех изображений

На рис. 3 представлены профили рельефа поверхности микропроводов, изображенных на рис. 2. В аморфных образцах без лазерного облучения наблюдаются хаотичные домены (рис. 2, *a*), исчезающие после двухчасового отжига при температуре 900 °С (рис. 2, *в*). В профилированных быстрым лазером образцах (рис. 2, *г*, *е*) локальный отжиг приводит к дальнейшему превращению фаз лишь в самом центре лазерных «насечек», что выражается в изменении наклона линии профиля в районе доменной границы (рис. 3, *б*). Вероятнее всего, серый контраст между областями плоскостной намагниченности (рис. 2, *г*) свидетельствует о более полном превращении аморфной фазы в кристаллическую 2-14-1 и ее объединении с центральным ядром микропровода. В свою очередь, для микропроводов с медленным проходом лазера отжиг заметной роли не играет, так как из-за сниженной мощности пучка изначальный локальный нагрев недостаточен для зарождения фазы 2-14-1. Предположительно, уменьшение скорости

прохода и мощности лазера создает благоприятные условия для образования кристаллической фазы 1-3 с меньшей температурой плавления, чем у фазы 2-14-1. Это выражается в большей «разглаженности» профильных пиков у образца 3 (рис. 3, в; сплошная линия). После отжига дальнейшего заметного развития превращения фаз в области «насечек» медленным лазером не наблюдается. Профиль плотного стыка черного и белого контрастов (рис. 2, е) имеет постоянный наклон без ступеньки (рис. 3, в; красный пунктир) для образца 4. В магнитном поле, перпендикулярном оси микропровода, радиальные домены не наблюдаются, что ранее установлено в работе [15].

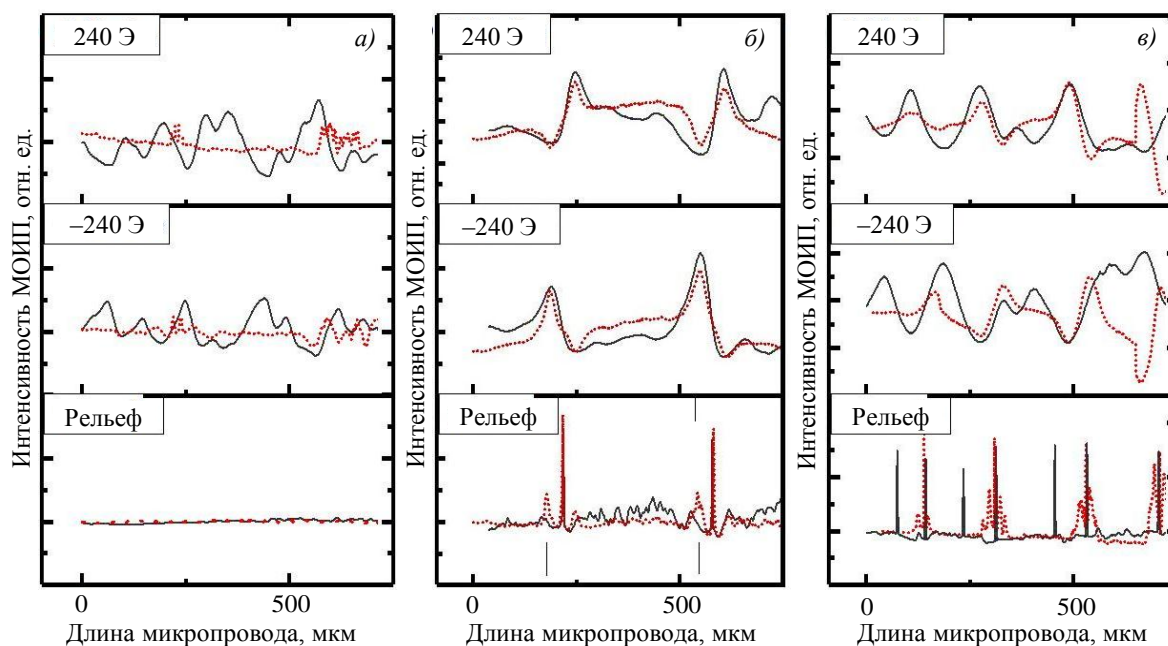


Рис. 3. Профили, построенные по изображениям магнитооптических индикаторных пленок (МОИП) и попарно наложенные друг на друга профили доменной структуры и рельефа поверхности исследуемых образцов: а – 1.1 (—) и 2.1 (....); б – 1.2 (—) и 2.2 (....); в – 3 (—) и 4 (....)

Исследованию процессов кристаллизации в зависимости от химического состава и скорости охлаждения сплава на основе RE–TM–B посвящены работы [23–26].

В работе [23] исследованы быстрозакаленные аморфные чешуйки сплава $\text{Nd}_{12,5}\text{Fe}_{80,8}\text{B}_{6,2}\text{Nb}_{0,2}\text{Ga}_{0,3}$, близкого к стехиометрическому составу соединения $\text{RE}_2\text{TM}_{14}\text{B}$, после вакуумного отжига и высокоскоростного нагрева с помощью воздействия электронным лучом с ускоряющим напряжением 10 кВ, током 1,8 мА и продолжительностью воздействия 0,1 с. Указывается, что скорость нагрева при этом может достигать 10^8 – 10^9 К/с, что соответствует нагреву быстрозакаленных частиц до температуры 512 °С за время 0,1 с. При этом происходит кристаллизация основной магнитной фазы 2-14-1 с размером зерен 80 нм, тогда как при вакуумном отжиге размер зерен фазы 2-14-1 составил 90 нм. В представленных экспериментах продолжительность воздействия составляла 0,1 с, что привело к кристаллизации материала из аморфного состояния [23].

В работах авторов данной статьи локальная кристаллизация под действием лазерного импульса происходила за время 120 нс, что на шесть порядков быстрее. Однако, как указано ранее, при воздействии лазерным лучом при быстром проходе кристаллизуется не только основная магнитная фаза, но и магнитомягкие фазы. Это указывает на то, что температура при воздействии лазерного луча больше, чем в экспериментах,

проведенных авторами работы [23]. Например, по результатам дифференциального калориметрического анализа температура кристаллизации первой фазовой составляющей ~605 °С, второй и третьей: 900–950 °С. При этом средний размер зерна основной магнитной фазы в результате кристаллизации под лазерным облучением составил 175 нм, что также свидетельствует о том, что температура в результате лазерного воздействия достигала значительно больших значений, чем в работе [23]. Еще одним фактором, влияющим на формирование фазового состава при кристаллизации, является химический состав аморфного сплава. В экспериментах авторов данной статьи сплав не содержал ингибиторов роста кристаллитов, в отличие от исследуемого сплава в работе [23], в которой для этого использовано небольшое количество ниобия.

Заключения

Вакуумный отжиг аморфных микропроводов PrDyFeCoB при температуре 900 °С в течение 2 ч приводит к увеличению коэрцитивной силы с 10 Э до 20 кЭ, образованию поликристаллической структуры с наличием фаз 2-14-1, 1-4-1, 2-1 и исчезновению хаотичных доменов.

Локальный лазерный отжиг формирует в аморфных микропроводах нанокристаллические структуры. Быстрый, мощный режим лазерной обработки способствует зарождению магнитотвердой (2-14-1) и магнитомягких (1-4-1, 2-1) фаз, в отличие от медленного, маломощного режима, который позволяет зародиться лишь магнитомягким фазам.

Движущийся непрерывный ИК лазерный луч позволяет получить магнитомодулированные периодические структуры с чередованием аморфного и нанокристаллического материалов, которые могут быть использованы в программируемой инженерии магнитных микроструктур.

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: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.11.2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-44-60.
2. Walther A., Marcoux C., Desloges B. et al. Micro-patterning of NdFeB and SmCo magnet films for integration into micro-electro-mechanical-systems // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2008. Vol. 321. P. 590–594.
3. Ning H., Zhang Y., Zhu H. et al. Geometry Design, Principles and Assembly of Micromotors // *Journal of Micromachines*. 2018. Vol. 9. No. 75. P. 35.
4. Peng H.-X., Qin F., Phan M.-H. Ferromagnetic microwire composites. From Sensors to Microwire applications. Springer, 2016. 245 p.
5. 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://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-7-67-75.
6. 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://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-11-60-67.
7. Croat J.J., Chraplyvy A.R., Herbst J.F. Crystallization of amorphous Pr_{0.27}Co_{0.73}: Magnetic properties and laser induced coercivity // *Journal of Applied Physics Letters*. 1980. Vol. 37. P. 962–964.
8. Ünal A.A., Parabas A., Arora A. et al. Laser-driven formation of transient local ferromagnetism in FeRh thin films // *Ultramicroscopy*. 2017. Vol. 183. P. 104–108.

9. 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. P. 241–246.
10. Guo B. Chinese Materials Conference, Effect of processing method on the microstructure of Nd_{4.5}Fe₇₇B_{18.5} magnetic alloy // *Procedia Engineering*. 2011. Vol. 27. P. 671–679.
11. Guo-hau Tu, Aitounian Z., Ryan D.H., Strom-Olsen J.O. Crystallization and texturing in rapidly quenched Nd₂Fe₁₄B₁ and Nd₁₅Fe₇₇B₈ // *Journal of Applied Physics*. 1988. Vol. 63. No. 8. P. 3330–3332.
12. Harada T., Fujita M., Kuji T. Laser annealing of an amorphous Nd–Fe–B alloy // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B*. 1997. Vol. 12. No. 1. P. 383–386.
13. Takashima H., Ueda K., Itoh M. Red photoluminescence in praseodymium-doped titanate perovskite films epitaxially grown by pulsed laser deposition // *Journal of Applied Physics Letters*. 2006. Vol. 89. Art. 261915.
14. 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. P. 4009–4014.
15. Коплак О.В., Сидоров В.Л., Дворецкая Е.В., Шашков И.В., Валеев Р.А., Королев Д.В., Моргунов Р.Б. Радиальные домены в микропроводах Dy–Pr–FeCo–B // *Физика твердого тела*. 2021. Т. 63. № 2. С. 242–247.
16. 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.
17. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // *Вестник Российской академии наук*. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
18. Каблов Е.Н. России нужны материалы нового поколения // *Редкие земли*. 2014. № 3. С. 8–13.
19. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Измерение и прогнозирование температуры образцов материалов при экспонировании в различных климатических зонах // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 4 (61). С. 47–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-47-58.
20. Kabanov Yu., Zhukov A., Zhukova V., Gonzalez G. Magnetic domain structure of wires studied by using the magneto-optical indicator film method // *Applied Physics Letters*. 2005. Vol. 87. Art. 142507.
21. Nikitenko V.I., Gornakov V.S., Dedukh L.M. et al. Magneto-optical indicator film (MOIF) microscopy of granular and layer structures (abstract) // *Journal of Applied Physics*. 1996. Vol. 79. P. 6073.
22. Yue M., Liu R.M., Liu W.Q. et al. Ternary DyFeB Nanoparticles and Nanoflakes With High Coercivity and Magnetic Anisotropy // *IEEE Transactions on Nanotechnology*. 2012. Vol. 11. P. 651–654.
23. Yang J., Han J., Tian H. et al. Structural and Magnetic Properties of Nanocomposite Nd–Fe–B Prepared by Rapid Thermal Processing // *Engineering*. 2020. Vol. 6. No. 2. P. 132–140.
24. Ozawa S., Saito T., Motegi T. Effects of cooling rate on microstructures and magnetic properties of Nd–Fe–B alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. 2004. Vol. 363. P. 263–270.
25. Wang C., Yan M., Zhang W.Y. Effects of Nb and Zr additions on crystallization behavior, microstructure and magnetic properties of melt-spun (Nd, Pr)₂Fe₁₄B/ α -Fe alloys // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2006. Vol. 306. P. 195–198.
26. Liu Z.W., Davies H.A. The practical limits for enhancing magnetic property combinations for bulk nanocrystalline NdFeB alloys through Pr, Co and Dy substitutions // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2007. Vol. 313. P. 337–341.

References

1. Korolev D.V., Piskorskii V.P., Valeev R.A., Bakradze 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: November 15, 2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-44-60.

2. Walther A., Marcoux C., Desloges B. et al. Micro-patterning of NdFeB and SmCo magnet films for integration into micro-electro-mechanical-systems. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2008, vol. 321, pp. 590–594.
3. Ning H., Zhang Y., Zhu H. et al. Geometry Design, Principles and Assembly of Micromotors. *Journal of Micromachines*, 2018, vol. 9, no. 75, pp. 35.
4. Peng H.-X., Qin F., Phan M.-H. *Ferromagnetic microwire composites. From Sensors to Microwire applications*. Springer, 2016. 245 p.
5. 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: November 15, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-7-67-75.
6. 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. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 15, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-11-60-67.
7. Croat J.J., Chraplyvy A.R., Herbst J.F. Crystallization of amorphous $\text{Pr}_{0.27}\text{Co}_{0.73}$: Magnetic properties and laser induced coercivity. *Journal of Applied Physics Letters*, 1980, vol. 37, pp. 962–964.
8. Ünal A.A., Parabas A., Arora A. et al. Laser-driven formation of transient local ferromagnetism in FeRh thin films. *Ultramicroscopy*, 2017, vol. 183, pp. 104–108.
9. 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, pp. 241–246.
10. Guo B. Chinese Materials Conference, Effect of processing method on the microstructure of $\text{Nd}_{4.5}\text{Fe}_{77}\text{B}_{18.5}$ magnetic alloy. *Procedia Engineering*, 2011, vol. 27, pp. 671–679.
11. Guo-hau Tu, Aitounian Z., Ryan D.H., Strom-Olsen J.O. Crystallization and texturing in rapidly quenched $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}_1$ and $\text{Nd}_{15}\text{Fe}_{77}\text{B}_8$. *Journal of Applied Physics*, 1988, vol. 63, no. 8, pp. 3330–3332.
12. Harada T., Fujita M., Kuji T. Laser annealing of an amorphous Nd–Fe–B alloy. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B*, 1997, vol. 12, no. 1, pp. 383–386.
13. Takashima H., Ueda K., Itoh M. Red photoluminescence in praseodymium-doped titanate perovskite films epitaxially grown by pulsed laser deposition. *Journal of Applied Physics Letters*, 2006, vol. 89, art. 261915.
14. 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, pp. 4009–4014.
15. Koplak O.V., Sidorov V.L., Dvoretzkaya E.V., Shashkov I.V., Valeev R.A., Korolev D.V., Morgunov R.B. Radial domains in Dy–Pr–FeCo–B microwires. *Fizika tverdogo tela*, 2021, vol. 63, no. 2, pp. 242–247.
16. 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.
17. Kablov E.N. Materials of a new generation and digital technologies for their processing. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
18. Kablov E.N. Russia Needs New Generation Materials. *Redkiye zemli*, 2014, no. 3, pp. 8–13.
19. Kablov E.N., Startsev V.O. Measurement and forecasting of materials samples' temperature during weathering in different climatic zones. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 4 (61), pp. 47–58. DOI: 10.18577 / 2071-9140-2020-0-4-47-58.
20. Kabanov Yu., Zhukov A., Zhukova V., Gonzalez G. Magnetic domain structure of wires studied by using the magneto-optical indicator film method. *Applied Physics Letters*, 2005, vol. 87, art. 142507.

21. Nikitenko V.I., Gornakov V.S., Dedukh L.M. et al. Magneto-optical indicator film (MOIF) microscopy of granular and layer structures (abstract). *Journal of Applied Physics*, 1996, vol. 79, pp. 6073.
22. Yue M., Liu R.M., Liu W.Q. et al. Ternary DyFeB Nanoparticles and Nanoflakes With High Coercivity and Magnetic Anisotropy. *IEEE Transactions on Nanotechnology*, 2012, vol. 11, pp. 651–654.
23. Yang J., Han J., Tian H. et al. Structural and Magnetic Properties of Nanocomposite Nd–Fe–B Prepared by Rapid Thermal Processing. *Engineering*, 2020, vol. 6, no. 2, pp. 132–140.
24. Ozawa S., Saito T., Motegi T. Effects of cooling rate on microstructures and magnetic properties of Nd–Fe–B alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2004, vol. 363, pp. 263–270.
25. Wang C., Yan M., Zhang W.Y. Effects of Nb and Zr additions on crystallization behavior, microstructure and magnetic properties of melt-spun (Nd, Pr)₂Fe₁₄B/ α -Fe alloys. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2006, vol. 306, pp. 195–198.
26. Liu Z.W., Davies H.A. The practical limits for enhancing magnetic property combinations for bulk nanocrystalline NdFeB alloys through Pr, Co and Dy substitutions. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2007, vol. 313, pp. 337–341.

Информация об авторах

Дворецкая Елизавета Витальевна, аспирант, Институт проблем химической физики РАН, office@icp.ac.ru

Коплак Ольга Вячеславовна, начальник лаборатории, д.ф.-м.н., Институт проблем химической физики РАН, office@icp.ac.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

Сидоров Владислав Львович, аспирант, Институт проблем химической физики РАН, office@icp.ac.ru

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

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

Information about the authors

Elizaveta V. Dvoretzkaya, Postgraduate Student, Institute of Problems of Chemical Physics of the RAS, office@icp.ac.ru

Olga V. Koplak, Head of Laboratory, Doctor of Sciences (Phys. & Math.), Institute of Problems of Chemical Physics of the RAS, office@icp.ac.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

Vladislav L. Sidorov, Postgraduate Student, Institute of Problems of Chemical Physics of the RAS, office@icp.ac.ru

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

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

Статья поступила в редакцию 31.01.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 11.02.2022.

The article was submitted 31.01.2022; approved and accepted for publication after reviewing 11.02.2022.