

Исследование возможности получения композиционных материалов $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha\text{-Fe}$ методом окисления сплава Pr-Fe-B в струйной мельнице с псевдоожиженным слоем

© 2019 г. В.П. Тарасов, О.Н. Криволапова, А.В. Кутепов, Е.С. Гореликов

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

АО НПО «Магнетон», г. Владимир

Статья поступила в редакцию 23.10.19 г., доработана 07.11.19 г., подписана в печать 08.11.19 г.

Представлены результаты исследований по возможности получения композиционных материалов $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha\text{-Fe}$ методом окисления сплава Pr-Fe-B в струйной мельнице с псевдоожиженным слоем. Показано, что для редкоземельных магнитотвердых материалов (МТМ) использование стандартной технологии порошковой металлургии, дополненной методом окисления сплава Pr-Fe-B в струйной мельнице с псевдоожиженным слоем, позволяет получать композиты $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha\text{-Fe}$ с высокими магнитными характеристиками. Установлено, что при получении мелкодисперсных порошков по предложенной технологии в среде аргона, содержащей до 0,2 об.% кислорода, происходит рост остаточной магнитной индукции (B_r) при незначительном падении коэрцитивной силы (jH_c). Данный эффект вызывает увеличение максимального энергетического произведения $(BH)_{\max}$ на 5 %. При дальнейшем повышении концентрации кислорода происходит практически полное окисление высокопразеохимовой фазы Pr_xFe , которое приводит к резкому падению коэрцитивной силы и, как следствие, снижению $(BH)_{\max}$. Образующиеся в результате окисления магнитного материала частицы фазы $\alpha\text{-Fe}$ формируются на границах между зернами фазы $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$. При этом наивысшие магнитные характеристики реализуются в том случае, когда частицы $\alpha\text{-Fe}$ отделены от зерен основной магнитной фазы тонкими прослойками немагнитных фаз, что и позволяет поддерживать высокий уровень jH_c у спеченных образцов МТМ. При этом оптимальная толщина слоев $\alpha\text{-Fe}$ составляет 0,2–0,3 мкм. На образцах, полученных при содержании кислорода 0,3 об.%, толщина слоев $\alpha\text{-Fe}$ оказалась значительно больше (от 0,8 до 1,1 мкм), что привело к снижению коэрцитивной силы образцов почти на 10 %, а остальных магнитных параметров (B_r , $(BH)_{\max}$) – на 3–7 %. Таким образом, регулируя содержание кислорода в рабочей среде струйной мельницы, можно изменять толщину прослойки образующейся фазы $\alpha\text{-Fe}$ в композиционном материале $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha\text{-Fe}$ и контролировать его магнитные параметры.

Ключевые слова: магнитотвердые композиционные материалы $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha\text{-Fe}$, струйная мельница, магнитные свойства.

Тарасов В.П. – докт. техн. наук, проф., зав. кафедрой цветных металлов и золота НИТУ «МИСиС» (119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: vptar@isis.ru.

Криволапова О.Н. – канд. техн. наук, доцент кафедры цветных металлов и золота НИТУ «МИСиС». E-mail: Onk@isis.ru.

Кутепов А.В. – зам. ген. директора по научной работе АО НПО «Магнетон» (600026, г. Владимир, ул. Куйбышева, 26). E-mail: ya.kutepow@yandex.ru.

Гореликов Е.С. – канд. пед. наук, зам. директора Центра инжиниринга промышленных технологий НИТУ «МИСиС». E-mail: gorelikoves@isis.ru.

Для цитирования: Тарасов В.П., Криволапова О.Н., Кутепов А.В., Гореликов Е.С. Исследование возможности получения композиционных материалов $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha\text{-Fe}$ методом окисления сплава Pr-Fe-B в струйной мельнице с псевдоожиженным слоем. *Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия*. 2019. No. 4. С. 38–43.
DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2019-4-38-43.

Tarasov V.P., Krivolapova O.N., Kutepov A.V., Gorelikov E.V.

Investigation of the possibility of $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha\text{-Fe}$ composite obtaining by Pr-Fe-B alloy oxidation in a fluidized bed jet mill

The paper presents the results of studies into the possibility of obtaining $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha\text{-Fe}$ composites by Pr-Fe-B alloy oxidation in a fluidized bed jet mill. It is shown that $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha\text{-Fe}$ composites with high magnetic characteristics can be obtained using the standard powder metallurgy technology supplemented by Pr-Fe-B alloy oxidation in a fluidized bed jet mill for rare earth hard magnetic materials. It is found that there is an increase in residual induction (B_r) with a slight drop in the coercive force (jH_c) during the fine powder production according to the proposed technology in argon containing up to 0.2 vol.% of oxygen. This effect causes the maximum energy product $(BH)_{\max}$ to increase by 5 %. With further increase in the oxygen concentration, the Pr_xFe , high-praseodymium phase almost completely oxidizes. This leads to a sharp drop in the coercive force and, as a consequence, to a drop in $(BH)_{\max}$. $\alpha\text{-Fe}$ particles resulting from magnetic material oxidation form at the boundaries between the $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ phase grains. Maximum magnetic characteristics are achieved when $\alpha\text{-Fe}$ particles are separated from the main magnetic phase grains by thin

layers of non-magnetic phases. This allows maintaining a high coercive force jH_c for sintered hard magnetic material samples. The optimal thickness of α -Fe layers is 0.2–0.3 μm . α -Fe layers were significantly thicker (0.8 to 1.1 μm) for samples obtained at an oxygen content of 0.3 vol.%. As a result, the coercive force of samples reduced by almost 10 %, while other magnetic parameters (B_r , $(BH)_{\text{max}}$) decreased by 3–7 %. Therefore, it is possible to change the thickness of the α -Fe phase layer formed in the $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha$ -Fe composite and control its magnetic parameters by adjusting the oxygen content in the jet mill medium.

Keywords: $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha$ -Fe hard magnetic composites, jet mill, magnetic properties.

Tarasov V.P. – Dr. Sci. (Tech.), prof., head of the Department of non-ferrous metals and gold, National University of Science and Technology (NUST) «MISIS» (119049, Russia, Moscow, Leninskii pr., 4). E-mail: vptar@isis.ru.

Krivolapova O.N. – Cand. Sci. (Tech.), associate prof. of the Department of non-ferrous metals and gold, NUST «MISIS». E-mail: Onk@isis.ru.

Kutepov A.V. – deputy general director for science research of JSC «Research and production association «Magnetron» (600026, Vladimir, Kuibysheva str., 26). E-mail: ya.kutepow@yandex.ru.

Gorelikov E.S. – Cand. Sci. (Ped.), deputy director of the Centre of engineering of industrial technology, NUST «MISIS». E-mail: gorelikoves@isis.ru.

Citation: Tarasov V.P., Krivolapova O.N., Kutepov A.V., Gorelikov E.S. Investigation of the possibility of $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha$ -Fe composite obtaining by Pr–Fe–B alloy oxidation in a fluidized bed jet mill. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2019. No. 4. P. 38–43 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2019-4-38-43.

Введение

Среди магнитотвердых материалов (МТМ) особое место занимают сплавы (Nd, Pr)—Fe—В ввиду их высокой спонтанной намагниченности и одноосной кристаллической анизотропии, что позволило в серийном производстве получать на их основе постоянные магниты с величиной максимального энергетического произведения $(BH)_{\text{max}}$ до 400 кДж/м³. Однако экспериментально достигнутая в настоящее время величина $(BH)_{\text{max}} = 476,8$ кДж/м³ очень близка к теоретическому пределу для данных материалов (512 кДж/м³) [1, 2]. Дальнейшее увеличение $(BH)_{\text{max}}$ возможно только путем создания так называемых магнитотвердых композитов.

Свойства указанных МТМ определяются обменным взаимодействием между магнитотвердыми зёрнами высокоанизотропной фазы (Nd, Pr)₂Fe₁₄B и тонкими прослойками магнитомягких фаз (α -Fe, Fe₃B), приводящим к сохранению ориентировки магнитных моментов в зёрнах магнитомягкой фазы параллельно намагниченности соседних магнитотвердых зёрен, что теоретически допускает создание на их основе МТМ с величиной $(BH)_{\text{max}} > 560$ кДж/м³ [3]. Такая структура позволяет повысить остаточную индукцию МТМ за счет очень высокой намагниченности насыщения фаз α -Fe и Fe₃B и при этом сохранить высокую коэрцитивную силу фазы (Nd, Pr)₂Fe₁₄B.

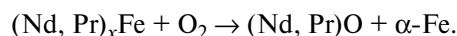
Можно отметить ряд работ, в которых были рассмотрены различные способы получения композитов (Nd, Pr)₂Fe₁₄B/ α -Fe: быстрая закалка, механическое сплавление, метод смесей и т.д. [4–9].

Однако изготовленные материалы содержали частицы α -Fe микронного уровня [10], которые благодаря своей низкой коэрцитивной силе значительно снижали ее и у образующегося композита.

Особое значение имеют магнитотвердые композиты на основе сплавов Pr—Fe—В ввиду их высоких гистерезисных характеристик при низких и сверхнизких температурах, что делает такие МТМ незаменимыми при использовании в криогенной и космической технике [11–14].

Весьма интересно получение композитов (Nd, Pr)₂Fe₁₄B/ α -Fe за счет регулируемого окисления порошков сплавов (Nd, Pr)—Fe—В. Данный метод основан на особенностях микроструктуры сплавов (Nd, Pr)—Fe—В, основу которой составляют зёрна основной магнитной фазы (Nd, Pr)₂Fe₁₄B, разделенные прослойками немагнитных фаз, в первую очередь обогащенной РЗМ (Nd, Pr) фазы состава (Nd, Pr)_xFe (где $x = 2\div 17$) [11]. Аналогичную структуру имеют и тонкие однодоменные порошки сплавов (Nd, Pr)—Fe—В, которые применяются при изготовлении постоянных магнитов по технологии порошковой металлургии, поскольку разрушение сплава при механическом измельчении происходит в основном по прослойкам немагнитных фаз.

При окислении в условиях недостатка кислорода фаза (Nd, Pr)_xFe распадается по схеме [15, 16]:



Таким образом, контролируя процесс окисления тонких порошков сплавов Pr—Fe—В, можно

в принципе получить композиты $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha\text{-Fe}$ с прослойками фазы $\alpha\text{-Fe}$ субмикронных размеров.

Цель работы состояла в исследовании возможности получения композитов $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha\text{-Fe}$ принципиально новым методом окисления сплава Pr-Fe-B в струйной мельнице с псевдооживленным слоем.

Материалы и методика исследований

В качестве исследуемого МТМ был выбран сплав, химический состав которого соответствует формуле $\text{Pr}_{15}\text{B}_{7,2}\text{Fe}_{\text{ост}}$. Выплавку сплава осуществляли в вакуумной индукционной печи ИСВ-0,4 (ВНИИЭТО, г. Москва) с использованием тигля из нитрида бора.

Гомогенизацию сплава проводили в вакуумных печах СНВЭ-1.3.1 (ВНИИЭТО, г. Москва) в течение 12 ч при температуре 1100 °С и остаточном давлении не более 0,001 Па.

После зачистки сплав подвергался водородному охрупчиванию в двухколпаковой вакуумной печи СГВ-2.4.2/15ИЗ (ВНИИЭТО, г. Москва) по режиму, рекомендованному в [17, 18].

Измельчение выполняли в среде аргона (марка А, высший сорт, ГОСТ 10157-79) в струйной мельнице с псевдооживленным слоем AFG (Nosokawa Micron Group, Япония) с встроенным динамическим классификатором, который обеспечивал получение порошков МТМ со средним размером частиц 2,5 мкм ($d_{97} < 2,7$ мкм). Данный размер частиц является оптимальным с точки зрения получения максимальных магнитных характеристик, поскольку в этом диапазоне соответствует среднему размеру доменов МТМ на основе фаз $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ и $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ [5, 19].

Средний размер частиц порошка и его гранулометрический состав определяли на лазерном анализаторе «Микросайзер 201» (АО «Научные приборы», г. Санкт-Петербург). При измельчении в струйную мельницу в качестве рабочего газа подавали смесь аргона со сжатым воздухом, содержание которого варьировали от 0 до 2 об.%. Необходимое соотношение аргона и воздуха устанавливали ротаметрами «Swagelok M2» (фирма «Swagelok», США) с погрешностью 1,6 %. Газы смешивались в трубопроводе непосредственно перед входом в рабочую камеру мельницы. Благодаря этому, а также эффекту псевдооживленного слоя воздействие кислорода воздуха на каждую частицу порошка происходило в мельнице более равномер-

но, чем при выдержке порошка МТМ на открытом воздухе.

При получении смеси аргона с воздухом исходное (примесное) содержание кислорода в аргоне в расчетах не учитывалось, поскольку по сертификату производителя оно составляло менее 0,0007 об.%. Фактическое содержание кислорода на входе и выходе струйной мельницы контролировали газоанализатором GPR-1000 (Advanced Instruments Inc., США) с относительной погрешностью 6 %.

В полученный порошок в качестве сухой смазки добавлялся стеарат натрия в количестве 0,1 мас.%, после чего смесь перемешивалась в смесителе FTLMV-01 (Filtira Vibracion S.L., Испания) в атмосфере аргона в течение 30 мин.

Прессование заготовок осуществляли в титановой пресс-форме при скорости движения пуансона 2,5 мм/с при удельном давлении 40 МПа. Процесс прессования порошковых заготовок происходил в среде аргона в магнитном (текстурующем) поле с напряженностью более 2500 кА/м, направление индукции которого было перпендикулярно направлению прессования. Измерение усилия прессования проводили тензодатчиком НЗГ (ООО «Земик-Рус», г. Казань).

Спрессованные образцы спекались в вакуумной печи СНВЭ-1.3.1 при остаточном давлении не более 0,1 Па и температуре 1020 °С в течение 40 мин. После спекания у всех образцов методом гидростатического взвешивания (ГОСТ 18898-89) на весах типа ВЛКТ-500М (НПП «Госметр», г. Санкт-Петербург) контролировалась плотность. Если измеренная плотность образца составляла менее 7,5 г/см³, спекание образца повторяли при температуре, увеличенной на 5 °С.

Далее проводили термообработку образцов в вакуумной печи СНВЭ-1.3.1 при остаточном давлении не более 0,1 Па при температуре 560 °С в течение 1 ч. Изготовленные образцы имели форму, близкую к кубической, с размерами 10×10×12 мм.

Снятие кривых размагничивания спеченных образцов МТМ осуществляли на гистерезисграфе «Permagraph C-300» (фирма «Magnet-Physik», Германия).

Локальный микрорентгеноспектральный анализ образцов выполняли с помощью сканирующих электронных микроскопов «Tescan Vega 3 SBH» (Tescan, Чехия) с приставкой энергодисперсионного анализа (EDS) «Oxford» (Oxford Instruments Analytical, Великобритания).

Результаты исследований

На рис. 1 приведены полученные зависимости основных магнитных параметров — коэрцитивной силы (jH_c), остаточной индукции (B_r), максимального энергетического произведения ($(BH)_{\max}$) — от содержания кислорода в струйной мельнице в процессе измельчения МТМ. Как видно из представленных данных, при получении мелкодисперсных порошков в среде аргона, содержащей до 0,2 об.% кислорода, происходит рост остаточной индукции при незначительном падении коэрцитивной силы. Данный эффект вызывает увеличение $(BH)_{\max}$ (почти на 5 %).

При дальнейшем повышении концентрации кислорода наблюдается почти полное окисление

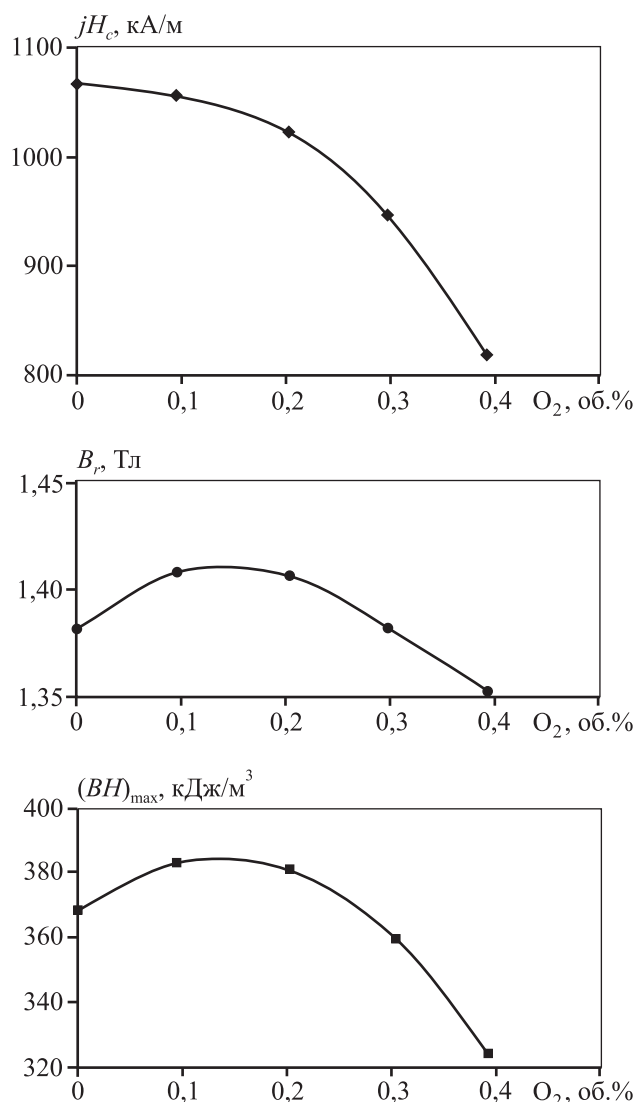


Рис. 1. Зависимость основных магнитных параметров образцов МТМ от содержания кислорода

высокопроедмимовой фазы, которое приводит к резкому снижению коэрцитивной силы и, как следствие, уменьшению $(BH)_{\max}$, поскольку именно прослойки данной фазы отвечают за стабильность доменных границ в МТМ Pr—Fe—В и величину jH_c [20—22]. При концентрации кислорода более 0,2 об.% начинается и частичное окисление зерен основной магнитной фазы, которое обуславливает снижение остаточной индукции B_r . Необходимо отметить, что содержание кислорода на выходе из струйной мельницы составляло менее 100 ppm, независимо от его первоначальной концентрации, — это свидетельствует о том, что практически весь вводимый кислород взаимодействовал с частицами порошка МТМ.

На рис. 2 приведены изображения образца МТМ, полученного при содержании кислорода 0,3 об.% в характеристическом излучении железа Fe $K_{\alpha 1}$. Видно, что микрочастицы фазы α -Fe (яркие точки на рис. 2) концентрируются по границам зерен основной магнитной фазы Pr₂Fe₁₄B (темные области), что и приводит к ухудшению коэрцитивной силы образцов.

На рис. 3 представлены результаты EDS-анализа распределения железа между двумя зернами фазы Pr₂Fe₁₄B для образца, полученного при содержании кислорода 0,1 об.% и показавшего наилучшие магнитные характеристики. Видно, что формирование частиц фазы α -Fe происходит на границе между двумя зернами фазы Pr₂Fe₁₄B, при-

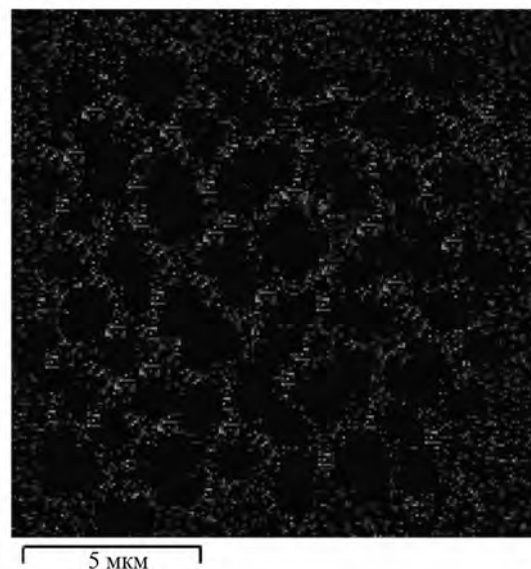


Рис. 2. Результаты микрорентгеноспектрального анализа образца, полученного при содержании кислорода 0,3 об.%

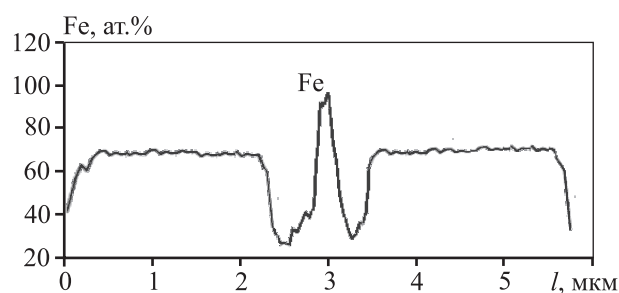


Рис. 3. Результаты EDS-анализа распределения железа между двумя зернами фазы $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$

чем наивысшие магнитные характеристики реализуются в том случае, когда частицы α -Fe отделены от зерен основной магнитной фазы тонкими прослойками немагнитных фаз, что и позволяет поддерживать высокую коэрцитивную силу у образцов МТМ. При этом оптимальная толщина слоев α -Fe составляет 0,2–0,3 мкм. На образцах, полученных при содержании кислорода 0,3 об.%, толщина слоев α -Fe оказалась значительно больше (0,8–1,1 мкм), что приводило к снижению коэрцитивной силы образцов почти на 10 %, а остальных магнитных параметров (B_r , $(BH)_{\max}$) — на 3–7 %.

Необходимо отметить, что все эксперименты проводились при температуре окружающей среды 18–22 °С. При этом вследствие небольших партий измельчаемого материала и кратковременности процесса измельчения (3–4 мин) не наблюдалось какого-либо нагрева измельченного порошка МТМ в результате окисления.

В случае проведения более масштабных экспериментов или промышленного освоения данной технологии получения композиционных материалов $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha\text{-Fe}$, вероятнее всего, понадобится установка системы дополнительного охлаждения корпуса струйной мельницы для снижения температуры в ее рабочем пространстве.

Выводы

1. Использование стандартной для редкоземельных МТМ технологии порошковой металлургии, дополненной методом окисления сплава $\text{Pr}-\text{Fe}-\text{B}$ в струйной мельнице с псевдоожиженным слоем, позволяет получать композиты $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha\text{-Fe}$ с высокими магнитными характеристиками.

2. Регулируя содержание кислорода в рабочей среде струйной мельницы, можно изменять толщину прослойки образующейся фазы α -Fe.

3. Введение кислорода в рабочую среду струй-

ной мельницы в количестве 0,1–0,2 об.% позволяет повысить максимальное энергетическое произведение $(BH)_{\max}$ образцов МТМ почти на 5 %.

Работа проведена при финансовой поддержке Министерства высшего образования и науки Российской Федерации в рамках выполнения обязательств по Соглашению о предоставлении субсидии № 14.578.21.0255 от 26.09.2017 г. (уникальный идентификатор соглашения RFMEFI57817X0255).

Литература / References

1. Matsuura Y. Recent development of Nd—Fe—B sintered magnets and their applications. *J. Magn. Magn. Mater.* 2006. Vol. 303. P. 344–347.
2. Шумкин С.С., Прокофьев П.А., Семенов М.Ю. Производство постоянных магнитов из магнитотвердых сплавов с использованием редкоземельных металлов. *Металлург.* 2019. No. 5. С. 37–42.
Shumkin S.S., Prokofiev P.A., Semenov M.Yu. Manufacture of permanent magnets of hard magnetic alloys using rare earth metals. *Metallurgist.* 2019. No. 5. P. 37–42 (In Russ.).
3. Alymov M.I., Milyaev I.M., Yusupov V.S., Milyaev A.I. Nanocrystalline hard magnetic materials. *Adv. Mater. Technol.* 2017. No. 2. P. 10–18.
4. Gutfleisch O., Bollero A., Handstein A., Hinz D., Kirchner A., Yan A., Müller K.-H., Schultz L. Nanocrystalline high performance permanent magnets. *J. Magn. Magn. Mater.* 2002. Vol. 242–245. P. 1277–1283.
5. Wang C., Yan M., Zhang W.Y. Effects of Nb and Zr additions on crystallization behavior, microstructure and magnetic properties of melt-spun $(\text{Nd}, \text{Pr})_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha\text{-Fe}$ alloys. *J. Magn. Magn. Mater.* 2006. Vol. 306. No. 2. P. 195–198.
6. Савченко А.Г., Менушенков В.П., Пластинин А.Ю., Щетинин И.В., Рафальский А.И., Бордюжин И.Г., Рязанцев В.А., Вербетский В.Н. Фазовый состав и магнитные свойства нанокompозитов $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha\text{-Fe}$, полученных методом механического сплавления. *Деформация и разрушение материалов.* 2017. No. 10. С. 30–34.
Savchenko A.G., Menushenkov V.P., Plastinin A.Yu., Shchetinin I.V., Rafalskii A.I., Bordyuzhin I.G., Ryzantsev V.A., Verbetskii V.N. Phase composition and magnetic properties of nanocomposites $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha\text{-Fe}$, obtained by mechanical fusion. *Deformatsiya i razrushenie materialov.* 2017. No. 10. P. 30–34 (In Russ.).
7. Sheng H., Zeng X., Jin C., Qian H. Microstructure and magnetic properties of directly quenched $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha\text{-Fe}$ nanocomposite materials at different temperatures. *J. Central South Univ.* 2014. Vol. 21. Iss. 4. P. 1275–1278.
8. Li H., Li W., Zhang Y., Zhang X., Gunderov D.V. Phase evolution, microstructure and magnetic properties of

- bulk α -Fe/Nd₂Fe₁₄B nanocomposite magnets prepared by severe plastic deformation and thermal annealing. *J. Alloys Compd.* 2015. Vol. 651. P. 434–439.
9. Zeng X., Sheng H., Jin C., Qian H. Magnetic properties and microstructure of melt-spun Nd₂Fe₁₄B/ α -Fe nanocomposite magnets with a perpendicular anisotropy. *J. Magn. Mater.* 2016. Vol. 401. P. 1155–1158.
 10. Daisuke Ogawa, Kunihiro Koike, Shigemi Mizukami, Takamichi Miyazaki, Mikihiro Oogane, Yasuo Ando, Hiroaki Kato. Negative exchange coupling in Nd₂Fe₁₄B(100)/ α -Fe interface. *Appl. Phys. Lett.* 2015. Vol. 107. P. 102406.
 11. Praseodymium and neodymium-based nanocrystalline hard magnetic alloys. URL: <https://www.cambridge.org/core/journals/mrs-online-proceedings-library-archive/article/praseodymium-and-neodymiumbased-nanocrystalline-hard-magnetic-alloys/FA6BBB993817B26F7B-051308C6ECB099> (дата обращения: 24.10.2019 г.)
 12. Besley L., Garitaonandia J.S., Molotnikov A., Kishimoto H., Kato A., Davies C., Suzuki K. Low temperature texture development in Nd₂Fe₁₄B/ α -Fe nanocomposite magnets via equal channel angular pressing. *AIP Advances*. 2018. Vol. 8. Iss. 5. P. 219–226.
 13. Benabderrahmane C., Berteaud P. Nd₂Fe₁₄B and Pr₂Fe₁₄B magnets characterisation and modelling for cryogenic permanent magnet undulator applications. *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Sect. A*. 2012. Vol. 669. P. 1–6.
 14. Neznakhin D.S., Politova G.A., Ivanov L.A., Volegov A.S., Gorbunov D.S., Tereshina I.S., Kudrevatykh N.V. Low-temperature magnetic hysteresis in Nd(Pr)–Fe–B nanostructured alloys with Nd₂Fe₁₄B type main phase composition. *Defect Diffus. Forum*. 2018. Vol. 386. P. 125–130.
 15. Tang W., Zhou S., Wang R., Graham C.D. An investigation of the Nd-rich phases of the Nd–Fe–B system. *J. Appl. Phys.* 1988. Vol. 64. No. 10. P. 5516–5518.
 16. Hao Z., Zhang S., Bao D., Han X. Investigation of high coercivity Dy/Tb-free sintered NdFeB magnet microstructure and mass production. In: *Proc. 24th Intern. workshop on rare earth and future permanent magnets and their applications (REPM 2016)* (Darmstadt, Germany, 28 Aug. – 1 Sept. 2016). P. 56–62.
 17. Rybalka S.B., Goltsov V.A., Didus V.A., Fruchart D. Fundamentals of the HDDR treatment of Nd₂Fe₁₄B type alloys. *J. Alloys Compd.* 2003. Vol. 356–357. P. 390–394.
 18. Kim Tae-Hoon, Kang Min-Chul, Lee Junggoo, Kwon Hae-Woong, Kim Dong, Yang Cheol-Woong. Crystallographic alignment of Fe₂B and Nd₂Fe₁₄B for texture memory in hydrogenation–disproportionation–desorption–recombination-processed Nd–Fe–B powders. *J. Alloys Compd.* 2018. Vol. 732. P. 32–42.
 19. Нагата Х., Сагава М. Идеальная технология получения спеченных магнитов NdFeB. В сб.: *Материаловедение и металлургия. Перспективные технологии и оборудование: Матер. Росс.-Япон. сем. МИСиС–ULVAC Inc.*, 2003. С. 105–113.
Nagata Kh., Sagava M. Perfect the technology of obtaining sintered magnets. In: *Materials science and metallurgy. Promising technologies and equipment: Mater. Russ.-Jap. sem. MISIS–ULVAC Inc.*, 2003. P. 105–113 (In Russ.).
 20. Goll D., Seeger M., Kronmüller H. Magnetic and microstructural properties of nanocrystalline exchange coupled PrFeB permanent magnets. *J. Magn. Mater.* 1998. Vol. 185. P. 49–60.
 21. Fan X.D., Tian N., You C.Y. Influence of Nd doping on the magnetic properties of Nd₂Fe₁₄B/ α -Fe nanocomposite magnets. *Mater. Sci. Forum*. 2015. Vol. 809–810. P. 88–92.
 22. Manta E., Cekić B., Ivanovski V., Umičević A., Ćirić K. Mössbauer spectroscopic analysis of (Nd,Pr,Dy)₂(Fe,Co)₁₄B/ α -Fe permanent magnetic nanocomposites. *Powder Metall. Adv. Mater.* 2018. Vol. 8. P. 70–79.