

УДК 621.318.1

И.В. Чередниченко¹, Ю.А. Бондаренко¹, М.Ю. Колодяжный¹, Н.А. Кузьмина¹,
В.С. Шубаков², Д.Г. Жуков²

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВОВ ДЛЯ ПОСТОЯННЫХ МАГНИТОВ ЮНДК25БА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ С ЖИДКОМЕТАЛЛИЧЕСКИМ ОХЛАДИТЕЛЕМ

DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-11-4-4

Исследовано влияние параметров направленной кристаллизации на совершенство кристаллической структуры, структуру высококоэрцитивного состояния и магнитные свойства сплавов ЮНДК25БА, легированных ниобием, кремнием и серой. Установлено, что сплавы ЮНДК25БА имеют склонность к образованию регламентированной (столбчатой или монокристаллической) структуры, и возможно производить такие магниты на оборудовании, предназначенном для выплавки лопаток газотурбинных двигателей, УВНС-5. Определены составы, обеспечивающие наибольшие магнитные свойства, превышающие требования ГОСТ 17809–72 и уровень зарубежных аналогов.

Ключевые слова: литые постоянные магниты ЮНДК, магниты со столбчатой кристаллической структурой, магниты с монокристаллической структурой, направленная кристаллизация, жидкометаллический охладитель, магнитные свойства, высококоэрцитивное состояние.

Influence of direct crystallizations parameters for crystalline structure, structure of high coercive station and magnetic properties permanent magnetic alloys UNDK25BA with niobium, silicon and sulfur has been investigated. It is established that UNDK25BA alloys have tendency to formation of a regular crystal structures (column or single-crystal); there is an opportunity to make such magnets on the equipment UVNS-5 intended for smelting of shovels for gas-turbine engines. The contains providing the greatest magnetic properties exceeding requirements of GOST 17809–72 and the level of foreign analogs are defined.

Keywords: cast permanent magnets Alnico, column grain structure magnets, single-crystal magnets, directional solidification, liquid-metal cooler, magnetic properties, high coercive station.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

²Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» [National University of Science and Technology MISiS]; e-mail: kancela@misis.ru

Введение

Магнитотвердые материалы системы Fe–Al–Ni известны с 30-х годов прошлого столетия [1]. Сплавы системы Fe–Al–Ni по механизму формирования высококоэрцитивного состояния (ВКС) относятся к группе дисперсионно-твердеющих сплавов, магнитные свойства которых обусловлены особенностями структуры, возникающей в ходе распада метастабильного α -твердого раствора (ОЦК) на изоморфные фазы: α_1 – обогащенную железом и кобальтом и α_2 – никелем и алюминием. Частицы сильномагнитной α_1 -фазы выделяются в слабомагнитной матрице α_2 -фазы вдоль направлений с минимальным модулем упругости $\langle 001 \rangle$. Открытие эффекта термомагнитной обработки

(ТМО) в сплавах, легированных кобальтом (Fe–Al–Ni–Co, Alnico или ЮНДК) [2], позволило существенно повысить магнитные свойства сплавов (остаточную индукцию и максимальное энергетическое произведение) вследствие того, что частицы сильномагнитной фазы выделяются вдоль направления $\langle 001 \rangle$, наиболее близкого к направлению приложения магнитного поля. Дальнейшее повышение магнитных свойств стало возможным благодаря формированию более совершенной кристаллической структуры во время выплавки материалов путем создания температурного градиента в литниковой системе.

Условия создания столбчатой структуры возможно реализовать при литье в холодные формы по методу «обогрева металла металлом» [3–5], формирование монокристаллической структуры возможно обеспечить при вакуумном литье по затравочной технологии на водоохлаждаемый холодильник, выдвигающийся из печи – видоизмененный метод Бриджмена [6, 7]. Таким образом, можно сделать вывод, что технология получения монокристаллических магнитов и магнитов со столбчатой структурой достаточно хорошо изучена, но в последние десятилетия широких исследований в этой области не проводили. Однако приведенные способы кристаллизации обладают одним существенным недостатком – неконтролируемым температурным градиентом: по мере роста кристаллов, даже при выдвигении кристаллизатора из зоны печи, температурный градиент падает, что влечет за собой образование паразитных равноосных зерен. В то же время известно, что в авиационной промышленности направленную кристаллизацию никелевых сплавов для лопаток газотурбинных двигателей (ГТД) проводят по затравочной технологии в высокоградиентных установках направленной кристаллизации с использованием жидкометаллического охладителя (олова или алюминия). Технология направленной кристаллизации с использованием жидкометаллического охладителя позволяет получить температурный градиент вплоть до $150^\circ\text{C}/\text{см}$, контролируемый по всей высоте отливки, не достижимый при литье на водоохлаждаемый холодильник.

Магниты ЮНДК долгое время занимали лидирующее положение в сфере производства постоянных магнитов вплоть до появления редкоземельных Sm–Co, Nd–Fe–B постоянных магнитов в 1970–1980-х годах [8]. Однако, несмотря на то, что доля рынка магнитов ЮНДК существенно снизилась, эти материалы до сих пор не теряют своей актуальности и продолжается их активное применение в электротехнических изделиях (электродвигателях, генераторах), сверхвысокочастотной технике (магнитные фокусирующие системы) и в навигационных приборах (акселерометрах). Основные зарубежные поставщики магнитов находятся в США (Arnold Magnetic Technologies, Dura Magnetics Inc., MMC Magnetics, Hitachi Metals America, LLC, Integrated Magnetics, Bunting Magneticsco, MAGNAWORKSTECHNOLOGY и др.) и Китае (YUXIANG Magnetic Materials Ind. Co., Ltd, Hangzhou Xiaoshan Zhi Jiang Magnet Co., Ltd, China-Base Ningbo Foreign Trade Co., Ltd и др.). Магниты на основе сплава системы Fe–Al–Ni–Co представлены в каталогах этих фирм так же хорошо, как и редкоземельные. В России ранее существовавшее производство магнитов типа ЮНДК со столбчатой структурой (Первый Московский приборостроительный завод им. В.А. Казакова, Новочеркасский завод постоянных магнитов, Сарапульский электромеханический завод, Завод «Магнит» г. Орджоникидзе и др.) на данный момент не функционирует. В настоящее время магниты системы Fe–Al–Ni–Co производят только ОАО «Спецмагнит» (г. Москва) и ОАО «НПО «Магнетон» (г. Владимир). Следует также отметить, что магниты системы Fe–Al–Ni–Co не содержат дорогостоящих редкоземельных металлов, добыча и переработка которых сосредоточена главным образом в Китае, что делает магниты ЮНДК стратегически важным материалом для экономики страны.

Магнитные свойства наиболее распространенных марок литых и порошковых постоянных магнитов приведены в табл. 1 [9–20]. Из представленных в табл. 1 данных можно сделать вывод, что сплавы ЮНДК проигрывают высокоэнергетическим

порошковым магнитам по коэрцитивной силе и максимальному энергетическому произведению, но обладают наибольшей рабочей температурой (до 550°C), что делает их незаменимыми при работе в области высоких температур в качестве деталей для электродвигателей, датчиков положения, реле и др. в изделиях для атомной промышленности, в газотурбинной технике. Таким образом, цель данной работы – исследование формирования структуры и свойств сплавов для постоянных магнитов ЮНДК25БА, полученных методом направленной кристаллизации с жидкометаллическим охладителем.

Таблица 1

Свойства магнитных материалов

Материал	Остаточная индукция B_r , Тл	Коэрцитивная сила по индукции H_{cb} , кА/м	Максимальное энергетическое произведение $(B \cdot H)_{max}$, кДж/м ³	Максимальная рабочая температура $T_{раб}$, °С
КС25ДЦ-175	0,94	700	150	250
КС25ЭГд	0,68	510	90	180
КС27ЭГд	0,72	550	105	180
КС37	0,77	540	110	200
Пр15Ди16К25М2	0,90	520	150	180
НмБ 200/110	1,00–1,08	720–750	200–220	80
НмБ 150/130	0,94–0,98	680–700	150–170	120
НмБ 150/160	0,94–0,98	680–700	150–170	140
НмБ 150/190	0,94–0,98	680–700	150–170	160
НмБ 150/240	0,94–0,98	680–700	150–170	180
НмБ 150/270	0,94–0,98	680–700	150–170	220
ЮН13ДК24	1,25–1,40	44–60	36	550
ЮНДК25БА	1,25–1,40	48–62	56	550
ЮНДК25БАА	1,25–1,35	56–68	64–72	550

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 11.1. «Термостабильные магнитотвердые материалы и математические модели расчета их температурных характеристик для навигационных приборов нового поколения» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [21].

Материалы и методы

Вакуумно-индукционным способом выплавлены слитки четырех составов сплава ЮНДК25БА по 17 кг на установке УВНС-4. Химический состав определяли с помощью атомно-эмиссионного анализа на спектрометре Agilent 5100 ICP-OES, содержание серы, кислорода, углерода и азота определяли на газоанализаторе CS-600. Содержание примесей контролировали масс-спектрометрическим методом с индуктивно связанной плазмой на установке iCAPQ X SERIES2. Исследование микроструктуры проводили с помощью оптической микроскопии, фазовый состав определяли с помощью рентгеновского фазового анализа на дифрактометре Rigaku D/MAX-2500 и микрорентгеноспектрального анализа на сканирующем электронном микроскопе Zeiss EVO MA 10. Температурный интервал кристаллизации определяли методом дифференциального термического анализа с помощью дифференциального сканирующего калориметра DSC-404.

Слитки резали на шихтовые заготовки по 3,6 кг с помощью анодной резки и переплавляли в установке высокоградиентной направленной кристаллизации УВНС-5, варьируя температуру нагрева металла, температуру нагрева формы и скорость перемещения формы в жидкометаллический охладитель. Керамические формы состояли из

десяти цилиндров диаметром 15 мм и длиной 170 мм, установленных на литниковую чашу, для формирования заготовок с регламентированной структурой. После направленной кристаллизации снова определяли химический состав, содержание газов и примесей, проводили исследование микроструктуры и фазового состава. Совершенство кристаллической структуры определяли рентгеновским методом с помощью построения прямых полюсных фигур (ППФ).

Образцы сплавов ЮНДК25БА с направленной структурой диаметром 15 мм и высотой 20 мм обрабатывали на высококоэрцитивное состояние по следующему режиму, рекомендованному в ГОСТ 17809–72: гомогенизационный отжиг при 1290°C в течение 20 мин; ТМО – охлаждение в магнитном поле 240 кА/м в интервале температур 915–700°C со скоростью 15°C/мин; ступенчатый отжиг (610°C, 5 ч)+(590°C, 8 ч)+(560°C, 12 ч). Магнитные свойства измеряли на гистерезисграфе Permagraph C-300 методом медленно меняющегося поля. Структуру высококоэрцитивного состояния исследовали с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на электронном микроскопе Jeol JEM-1400.

Результаты

Химический состав исследуемых сплавов приведен в табл. 2. Содержание примесных элементов (Mg, As, Y, Zr, Sn, Sb, Pr, Dy, Pb, Bi) находится на уровне не более 0,0006% (по массе). Содержание углерода составляло не более 0,01% (по массе), кислорода и азота – не более 0,0015% (по массе).

Таблица 2

Химический состав сплавов ЮНДК25БА

Условный номер сплава	Содержание легирующих элементов*, % (по массе)						
	Al	Ni	Co	Cu	Nb	Si	S
1	827	13,94	24,31	3,40	1,026	0,52	0,14
2	7,88	13,39	24,30	3,16	0,153	–	–
3	7,98	13,60	24,70	3,19	0,156	0,825	–
4	7,76	13,35	24,30	3,12	0,152	0,709	0,30

* Остальное – Fe.

Рентгеновским методом установлено, что фазовый состав всех сплавов представляет собой однофазный α -твердый раствор, однако металлографические исследования и микрорентгеноспектральный анализ показали, что в структуре сплавов, легированных кремнием, дополнительно присутствуют включения сульфидов ниобия, меди и алюминия. Однако объемная доля сульфидов не превышала 10%, что находится за порогом обнаружения рентгеновским методом.

Из научно-технических литературных данных известно, что сплавы для постоянных магнитов ЮНДК возможно кристаллизовать с формированием столбчатой или монокристаллической структуры путем создания при выплавке температурного градиента – например, на установке «Кристаллизатор 203» [7, 9, 13]. Совершенство структуры оказывается тем выше, чем выше температурный градиент и чем уже интервал кристаллизации сплава. Литье на медный водоохлаждаемый холодильник, выдвигающийся из печи, не обеспечивает равномерный градиент температур на всем расстоянии и снижается по мере затвердевания отливки, что сужает область формирования столбчатой или монокристаллической структуры. Существует также способ повысить градиент за счет пропускания постоянного электрического тока через выращиваемый кристалл. Но такой технологический прием существенно усложняет технологический процесс и требует дополнительных затрат электроэнергии. Лопатки для газотурбинных двигателей

из сплавов ЖС26, ЖС32, ЖС6У, ВЖМ4 и др. успешно кристаллизуют с образованием регламентированной структуры на установке УВНК-9 с температурным градиентом 20–40°C/см [22] или на установке УВНС-5 [23], где температурный градиент можно повысить до 100–150°C/см. С помощью дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК анализа) установили температуры ликвидус и солидус исследуемых сплавов (табл. 3).

Таблица 3

Результаты ДСК анализа исследуемых сплавов

Условный номер сплава	Температура, °С		Интервал кристаллизации, °С
	солидус	ликвидус	
1	1327	1417	90
2	1401	1435	34
3	1388	1427	39
4	1352	1416	58

Установлено, что комбинация состава с содержанием ниобия 0,15% (по массе) обеспечивает более узкий интервал кристаллизации, что должно способствовать образованию более совершенной структуры. Величина температурного интервала кристаллизации сопоставима с температурным интервалом кристаллизации сплавов ЖС32 и ВЖМ4 – это дает основание предполагать, что методы и оборудование высокоградиентной направленной кристаллизации, используемые для производства лопаток ГТД вполне применимы и для производства постоянных магнитов ЮНДК.

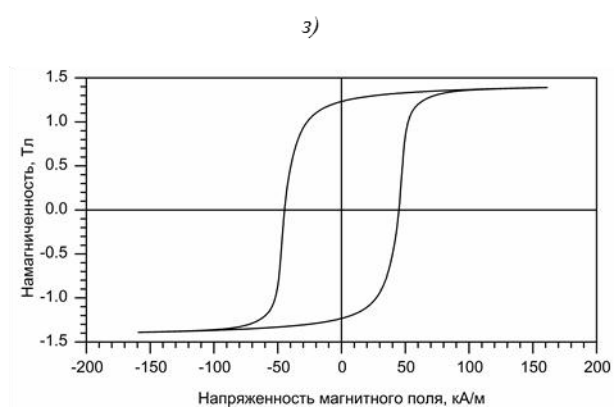
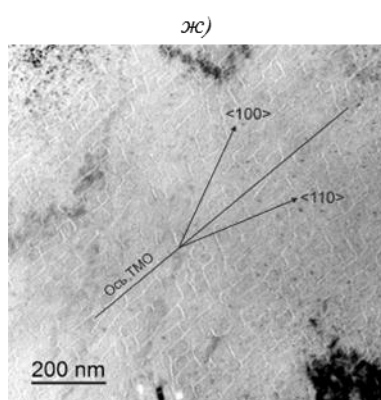
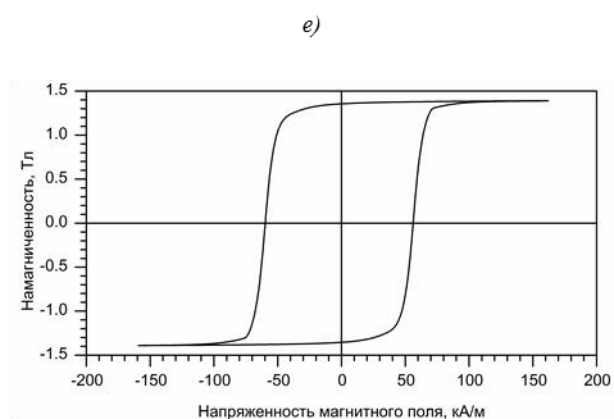
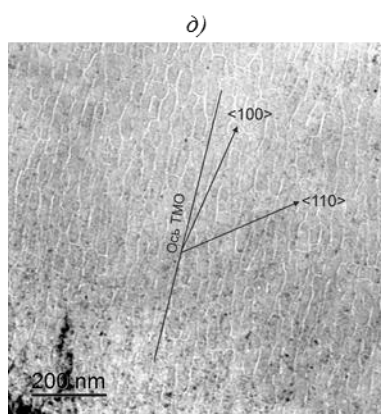
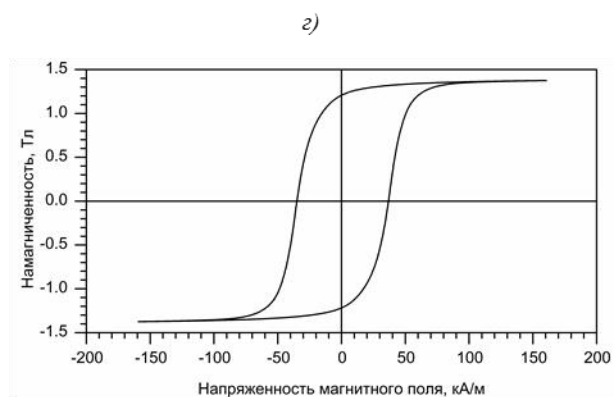
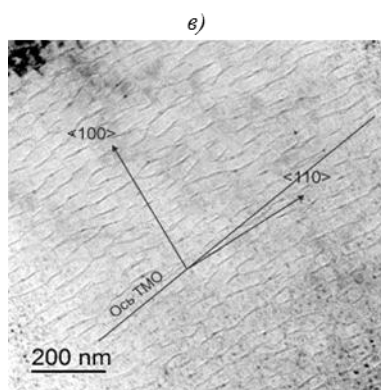
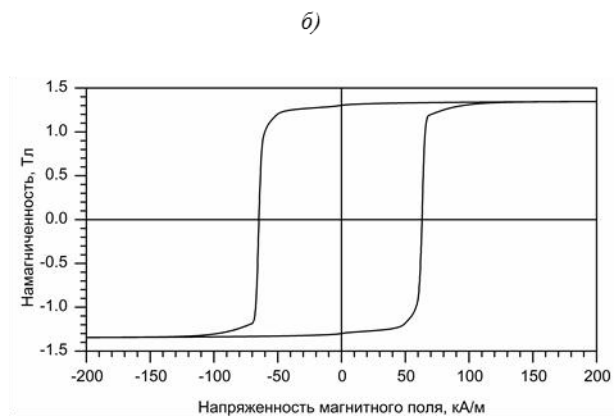
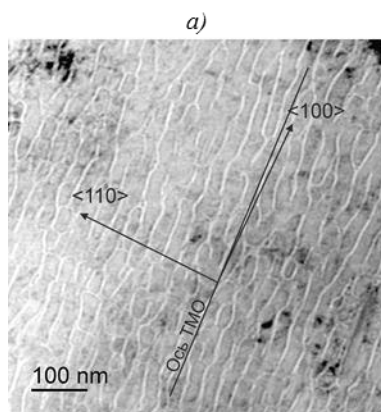
Направленную кристаллизацию проводили при следующих условиях: температуру металла изменяли в интервале 1550–1700°C, температуру формы: 1450–1600°C, скорость протяжки – от 1 до 15 мм/мин. Рентгеновским методом с помощью построения прямых полюсных фигур установили, что образцы из сплава 1, полученного методом направленной кристаллизации, имеют столбчатую структуру с отклонением кристаллографического направления <100> от оси образца не более чем на 10 град. В сечении, перпендикулярном оси образца, наблюдаются до 10 зерен. Образцы плавок направленной кристаллизации сплава 2 имеют блочную структуру с отклонением кристаллографического направления <100> от оси образца – от 25 до 45 град, сплава 3 – монокристаллическую и блочную структуру с отклонением кристаллографического направления <100> от оси образца – от 10 до 20 град, сплава 4 – монокристаллическую и блочную структуру с отклонением кристаллографического направления <100> от оси образца – от 20 до 25 град или с совпадением кристаллографического направления <110> с осью образца. В сечении образцов сплавов 2–4, перпендикулярном оси образцов, границ зерен не наблюдается либо видно не более 3 зерен.

Наиболее высокие магнитные свойства образцов сплавов с направленной кристаллизацией приведены в табл. 4. На рисунке представлена структура высококоэрцитивного состояния сплавов 1–4 после направленной кристаллизации (указаны направление приложения магнитного поля, ось легкого намагничивания <100> и вид петли гистерезиса).

Таблица 4

Магнитные свойства постоянных магнитов с направленной структурой

Условный номер сплава	B_r , Тл	H_{cl} , кА/м	$(B \cdot H)_{max}$, кДж/м ³
1	1,31	62,5	61,6
2	1,32	43,3	30,4
3	1,38	59,7	56,8
4	1,36	57,1	44,0
ЮНДКБА (ГОСТ 17809–72)	1,25	48	56
Alnico 5 DG (США, Китай)	1,25	52	44



Структуры сплавов в высококоэрцитивном состоянии (а, в, д, ж) и петли магнитного гистерезиса (б, г, е, з) соответственно сплавов 1–4

По данным ПЭМ можно сделать вывод, что структура, обеспечивающая наилучшие магнитные свойства, реализуется на составах 1 и 3, когда угол отклонения частиц сильномагнитной α_1 -фазы составляет не более 10 град с осью легкого намагничивания образца.

Обсуждение и заключения

Установлена возможность производить магниты ЮНДК25БА на оборудовании, предназначенном для производства лопаток газотурбинных двигателей: УВНС-5 с температурным градиентом до 150°C/см. По результатам исследований установлены параметры направленной кристаллизации и составы, позволяющие получить кристаллическую структуру с углом отклонения кристаллографического направления $\langle 100 \rangle$ от геометрической оси образца в пределах 10 град.

Установлено, что наиболее эффективна ТМО на образцах, в которых кристаллографическое направление $\langle 100 \rangle$ близко к геометрической оси образца. В этом случае наноразмерные выделения сильномагнитной α_1 -фазы вытягиваются вдоль оси легкого намагничивания $\langle 100 \rangle$, что обеспечивает совершенную структуру высококоэрцитивного состояния (ВКС) и, следовательно, высокий уровень магнитных свойств. В этом случае вид петли гистерезиса близок к прямоугольному. Из данных рисунка видно, что наилучшими свойствами обладают сплавы составов 1 и 3, выплавленные с направленной кристаллизацией. Магнитные свойства этих сплавов превышают требования ГОСТ 17809–72, а также свойства зарубежных аналогов.

Однако полученные экспериментальные данные не исключают возможность промышленного использования сплавов составов 2 и 4 с учетом того, что для формирования совершенной кристаллической структуры на сплавах составов 2 и 4, возможно, следует подобрать индивидуальные затравки (из сплавов того же состава) или использовать литниковую систему с кристаллоотборником. Ввиду склонности сплава ЮНДК25БА к формированию регламентированной структуры, возможно проводить выплавку с произвольной ориентацией, а готовое изделие нужно будет вырезать из отлитой заготовки с помощью электроискровой резки.

Составы системы Fe–Al–Ni–Co плавов 1–3 после направленной кристаллизации, термической и термомагнитной обработки превышают уровень магнитных свойств, требуемых ГОСТ 175809–72 и приведенных в каталогах иностранных производителей.

ЛИТЕРАТУРА

1. Mishima T. Nickel-aluminum steel for permanent magnets // *Stahl und Eisen*. 1931. Vol. 53. P. 79.
2. Oliver D.A., Shedden J.W. Cooling of Permanent Magnet Alloys in a Constant Magnetic Field // *Nature*. 1938. Vol. 142. Issue 3587. P. 209.
3. Пуцыкин Г.Г., Пашков П.П., Вейциль М.Я. Исследование теплофизических условий получения и структуры кристаллически анизотропных постоянных магнитов // *Физика металлов и металловедение*. 1963. Т. 15. Вып. 4. С. 118–123.
4. Лобынцев Е.С., Глушко И.М., Кузнецов В.М. Получение магнитов со столбчатой структурой методом литья в сотовые формы // *Электротехническая промышленность. Электротехнические стали*. 1974. Вып. 9 (38). С. 15–19.
5. Лившиц Б.Г., Еникеев Г.Х., Блатов В.Г. Получение магнитов высоких энергий из сплава ЮНДК35Т5БА в промышленных условиях // IV Всесоюз. конф. по постоянным магнитам. Новочеркасск: АН СССР, 1971. С. 38.
6. Сляров А.Е., Чабан И.П., Гриднев А.И., Власов В.Г. Получение монокристаллов сплавов для постоянных магнитов в промышленных условиях // *Выращивание тугоплавких редких металлов*. М.: Наука, 1973. С. 8–11.

7. Пикунов М.В., Беляев И.В., Сидоров Е.В. Кристаллизация сплавов и направленное затверждение отливок. Владимир: Владимирский государственный университет. 2002. 213 с.
8. Чередниченко И.В., Оспенникова О.Г., Пискорский В.П., Валеев Р.А., Бузенков А.В. Экономические аспекты производства постоянных магнитов (обзор) // Новости материаловедения. Наука и техника: электрон. науч.-технич. журн. 2016. №4 (22). Ст. 06. URL: <http://materialsnews.ru> (дата обращения: 02.10.2017).
9. Сергеев В.В., Булыгина Т.И. Магнитотвердые материалы. М.: Энергия, 1980. 222 с.
10. ГОСТ 21559–76. Материалы магнитотвердые спеченные. М.: Изд-во стандартов, 1976. 20 с.
11. ГОСТ 17809–72. Материалы магнитотвердые литые. М.: Изд-во стандартов, 2001. 7 с.
12. ГОСТ Р 52956–2008. Материалы магнитотвердые спеченные на основе сплава неодим-железо-бор. М.: Стандартиформ, 2008. 8 с.
13. Кекало И.Б., Самарин Б.А. Физическое металловедение прецизионных сплавов. Сплавы с особыми магнитными свойствами. М.: Металлургия, 1989. 497 с.
14. Каблов Е.Н., Пискорский В.П., Бурханов Г.С., Валеев Р.А., Моисеева Н.С., Степанова С.В., Петраков А.Ф., Терешина И.С., Репина М.В. Термостабильные кольцевые магниты с радиальной текстурой на основе Nd(Pr)–Dy–Fe–Co–B // Физика и химия обработки материалов. 2011. №3. С. 43–47.
15. Каблов Е.Н., Петраков А.Ф., Пискорский В.П., Валеев Р.А., Назарова Н.В. Влияние диспрозия и кобальта на температурную зависимость намагниченности и фазовый состав материала системы Nd–Dy–Fe–Co–B // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. №4. С. 3–10.
16. Каблов Е.Н., Петраков А.Ф., Пискорский В.П., Валеев Р.А., Чабина Е.Б. Влияние празеодима на магнитные свойства и фазовый состав материала системы Nd–Pr–Dy–Fe–Co–B // МиТОМ. 2005. №6. С. 12–16.
17. Петраков А.Ф., Пискорский В.П., Бурханов Г.С., Репина М.В., Иванов С.И. Особенности спекания магнитов Nd(Pr)–Dy–Fe–Co–B с высоким содержанием Co // МиТОМ. 2012. №7. С. 3–9.
18. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Пискорский В.П., Резчикова И.И., Валеев Р.А., Давыдова Е.А. Фазовый состав спеченных материалов системы Pr–Dy–Fe–Co–B // Авиационные материалы и технологии. 2015. №S2 (39). С. 5–10. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-S2-5-10.
19. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Резчикова И.И., Пискорский В.П., Валеев Р.А., Королев Д.В. Зависимость свойств спеченных материалов системы Nd–Dy–Fe–Co–B от технологических параметров // Авиационные материалы и технологии. 2015. №S2 (39). С. 24–29. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-S2-24-29.
20. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Королев Д.В., Пискорский В.П., Валеев Р.А., Резчикова И.И. Механизм влияния содержания бора и термообработки на свойства магнитов системы Nd–Fe–Al–Ti–B // Авиационные материалы и технологии. 2015. №S2 (39). С. 30–34. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-S2-30-34.
21. 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.
22. Колядов Е.В., Герасимов В.В., Висик Е.М. Литье методом направленной кристаллизации с управляемым градиентом температуры на фронте кристаллизации // Литейное производство. 2016. №8. С. 24–26.
23. Бондаренко Ю.А., Ечин А.Б. Направленная кристаллизация жаропрочного сплава с переменным управляемым градиентом // Вопросы материаловедения. 2016. №3 (87). С. 5–58.