

УДК 669.85:621.318.2

П.Г. Мин¹, В.Е. Вадеев¹, В.П. Пискорский¹, В.В. Крамер¹**РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ВЫПЛАВКИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ РЗМ–Fe–Co–B С ВЫСОКОЙ ЧИСТОТОЙ ПО ПРИМЕСЯМ ДЛЯ ТЕРМОСТАБИЛЬНЫХ МАГНИТОВ**

DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-1-3-9

Исследовано влияние керамики тигля на стабильность состава и чистоту сплавов системы РЗМ–Fe–Co–B при выплавке в вакуумной индукционной печи. Показано, что применение в качестве рабочего слоя тигля состава на основе MgO и Y₂O₃ позволяет повысить стабильность содержания РЗМ в сплавах системы РЗМ–Fe–Co–B и обеспечить высокую чистоту по примесям алюминия и кислорода. Использование в качестве шихтового материала кобальта марки K0 вместо K1Au приводит к значительному уменьшению содержания примеси никеля в выплавленном сплаве.

Впервые разработана технология выплавки сплавов системы РЗМ–Fe–Co–B для термостабильных магнитов, обеспечивающая стабильность химического состава (РЗМ $\pm 1\%$ (по массе) от расчетного, Co и B $\pm 0,5\%$ (по массе) от расчетного) и высокую чистоту по примесям алюминия и никеля $\leq 0,1\%$ (по массе) каждого, кислорода $\leq 0,05\%$ (по массе).

Ключевые слова: сплавы системы РЗМ–Fe–Co–B, магнит, РЗМ, примеси, вакуумная индукционная плавка.

The influence of the ceramic crucible on chemical composition stability and purity of the REM–Fe–Co–B alloy during melting in a vacuum induction furnace is studied. It is shown that using MgO and Y₂O₃ as a working layer of the crucible allows to increase REM content stability in REM–Fe–Co–B system alloys and ensure high purity from aluminum and oxygen impurities. Usage of cobalt «K0» grade instead of «K1Au» grade as charge material leads to a significant reduction of nickel content in the melted alloy.

For the first time the technology of melting of REM–Fe–Co–B alloys for temperature-stable magnets is designed, providing stability of chemical composition (REM $\pm 1\%$ by mass. from goal value, Co and B $\pm 0,5\%$ mass. from goal value) and high purity (aluminum and nickel impurities $\leq 0,1\%$ mass. of each, oxygen impurity $\leq 0,05\%$ by mass).

Keywords: REM–Fe–Co–B system alloys, magnet, REM, impurities, vacuum induction melting.

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

Введение

Качественные параметры и эффективность применения подавляющего большинства современных и перспективных образцов вооружения, военной и специальной техники (ВВСТ) в значительной мере определяются характеристиками используемых в них навигационных приборов (акселерометры, гироскопы и т. д.) [1]. Для создания указанных приборов применяют магниты из магнитотвердых материалов (МТМ) типа ЮНДК и на основе соединения Sm₂Co₁₇. Материалы на основе соединения Sm₂Co₁₇ известны более 40 лет (не говоря о ЮНДК), и возможности их совершенствования по основному показателю – температурному коэффициенту индукции (ТКИ) исчерпаны.

Кроме того, у материалов типа ЮНДК и $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ существует ряд технологических особенностей, которые существенно ограничивают область их применения. Для ЮНДК – это низкое значение коэрцитивной силы (H_{Ci}). Основной недостаток материала на основе соединения $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ – отсутствие возможности изготавливать некоторые типы магнитов, например цельные кольца с радиальной текстурой, применяемые для изготовления гироскопов. Так, в гироскопах типа ГВК-16 магнит датчика момента из материала на основе соединения $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ выполняют из отдельных сегментов, что значительно усложняет технологию его изготовления. Таким образом, в области навигационного приборостроения сложилась парадоксальная ситуация: новые приборы приходится разрабатывать на основе старых материалов.

В качестве замены материалов ЮНДК и $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ предлагаются магнитотвердые материалы системы РЗМ–Fe–Co–В [2–7]. Комплексная система легирования данных материалов позволяет управлять величиной остаточной магнитной индукции (B_R), зависящей от температуры (T), в более широких пределах в отличие от соединения $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$.

Для получения необходимого состава магнитотвердого материала системы РЗМ–Fe–Co–В необходима разработка технологии выплавки исходного материала (так называемой шихтовой заготовки), которая обеспечила бы необходимую полноту усвоения в расплаве редкоземельных металлов (Pr, Dy) при узких интервалах легирования по остальным элементам (Co, Fe, В) [8–13]. Кроме того, на стабильность магнитных свойств материалов системы РЗМ–Fe–Co–В особенно сильное влияние оказывает чистота полученного сплава по примесям. Например, алюминий уменьшает намагниченность основной фазы и, главное, ее температурный коэффициент индукции, а никель – коэрцитивную силу и остаточную индукцию [14–16], поэтому для получения данных сплавов необходима технология, позволяющая достигать минимальное содержание примесей. Такая технология впервые разработана в ВИАМ, она обеспечивает стабильность химического состава (РЗМ $\pm 1\%$ (по массе) от расчетного, Co и В $\pm 0,5\%$ (по массе) от расчетного) и чистоту по примесям Al, Ni $\leq 0,1\%$ (по массе) каждого, [O] $\leq 0,05\%$ (по массе).

Материалы и методы

Объектом исследования являлись сплавы системы РЗМ–Fe–Co–В различных составов, применяемые для изготовления термостабильных кольцевых магнитов с радиальной текстурой для навигационных приборов (гироскопов, акселерометров и т. п.).

Выплавку сплавов проводили в вакуумных индукционных печах УППФ-У и ВИАМ–2002 в тиглях емкостью 10 кг. Разливку металла проводили в стальные трубы диаметром 70 мм.

Содержание легирующих элементов в сплаве определяли на атомно-эмиссионном спектрометре VARIAN 730-ES, содержание примесей определяли на масс-спектрометре с индуктивно связанной плазмой XSERIES 2 [17], а содержание кислорода – на газоанализаторе Leco TCH600 [18].

Для выплавки сплавов использовали следующие подготовленные шихтовые материалы: железо (Армко), кобальт (K1Au и K0), празеодим (PrM-1), диспрозий (ДиМ-1), бор в виде ферробора ($\text{FeB}_{11,3}$).

Дробление слитков осуществляли в дробилке ВКМД-10, тонкий помол в центробежно-планетарной мельнице САНД-1.

Заготовки магнитов в виде призм прессовали в поперечном магнитном поле методом «мокрого» прессования. Спекание заготовок проводили в вакуумной печи СНВЭ-1.3.1/16-ИЗ.

Величину ТКИ измеряли с помощью катушек Гельмгольца (в открытой магнитной цепи) в интервале температур от -60 до $+120^{\circ}\text{C}$ с точностью до $\pm 0,005\%/^{\circ}\text{C}$. Кривые размагничивания при комнатной температуре получали на гистерезисграфе. Исследование зависимости магнитных свойств сплавов от температуры проводили на вибромагнетометре РРМС-9 на сферических образцах.

Результаты

Выплавка сплавов системы РЗМ–Fe–Co–В не требует применения специальных приемов (например, дуговой или гарнисажной плавки) и может быть осуществлена в вакуумной индукционной печи, поскольку входящие в состав МТМ элементы имеют невысокие температуры плавления. Для достижения низких значений содержания РЗМ в сплаве их выплавку целесообразно проводить в вакууме или инертной атмосфере, так как РЗМ обладают высоким сродством к кислороду [19–24].

Железо и кобальт, составляющие основу сплавов, не склонны к испарению в вакууме, не вступают во взаимодействие с применяемой керамикой, поэтому их содержание практически не зависит от продолжительности плавки. Следовательно, эти материалы являются подходящими для введения в завалку и образования ванны жидкого расплава.

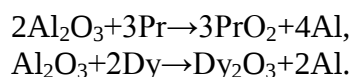
Порядок и среду введения диспрозия и празеодима выбирали на основании их активности и значений давления упругости пара. Для получения необходимого количества празеодима, близкого к расчетному, при выплавке вводили добавку «на угар» (сверх расчетного содержания), с целью уменьшения испарения диспрозия при проведении плавки его вводили под давлением в среде аргона.

Бор вводили в виде бинарной лигатуры с железом, поскольку в данном виде он хорошо усваивается и не склонен к «угару» при плавке в вакууме [25, 26].

Исходя из ориентировочных температур плавления выбранных составов, выбирали температурные параметры плавки. Так, температура ликвидус исследуемых композиций находится в интервале температур 1200 – 1280°C .

Основными источниками поступления примесей при выплавке сплавов в вакуумной индукционной печи являются шихтовые материалы и применяемая керамика тигля. В частности, в кобальте, поставляемом в качестве шихтового материала, как правило, содержится никель, поскольку эти металлы довольно тяжело отделить друг от друга из-за близких физико-химических свойств. При выполнении данной работы было проведено сравнение чистоты сплавов системы РЗМ–Fe–Co–В, выплавленных с применением кобальта марки К1Ау, который в соответствии с техническими условиями содержит менее $0,3\%$ (по массе) никеля, и кобальта марки К0, содержание никеля в котором менее $0,005\%$ (по массе).

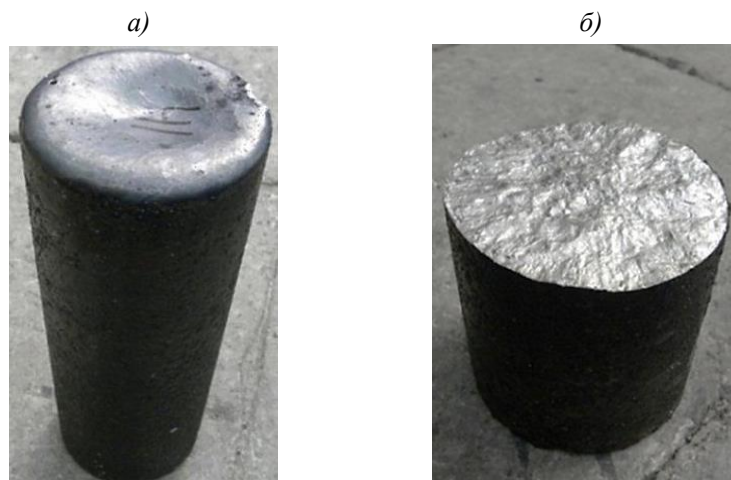
Стандартный материал тигля для вакуумной индукционной печи содержит $\sim 20\%$ (по массе) электрокорунда (Al_2O_3), и при взаимодействии с активными компонентами расплава (РЗМ) алюминий, содержащийся в керамике тигля, может переходить в расплав по реакциям



Для предотвращения возможного перехода алюминия из материала тигля в расплав разработан специальный состав рабочего слоя на основе магнезита (MgO) и оксида иттрия (Y_2O_3). Данный состав должен обладать повышенной инертностью по отношению к активному расплаву и положительно влиять на стабильность содержания РЗМ в полученных сплавах.

Проведено четыре плавки сплавов системы РЗМ–Fe–Co–В двух различных составов. Каждый состав был выплавлен по двум вариантам, первый из которых включал

применение кобальта марки K1Au, стандартного материала рабочего слоя тигля и введение диспрозия в вакууме, второй – применение кобальта марки K0, нового, специально разработанного материала рабочего слоя тигля на основе магнетита и оксида иттрия, а также введение диспрозия под давлением в среде аргона. Внешний вид и излом слитка показаны на рисунке. Химический состав сплавов системы Pr–Dy–Fe–Co–B представлен в табл. 1.



Внешний вид (а) и излом слитка (б) сплава системы РЗМ–Fe–Co–В

Таблица 1

Химический состав и особенности проведения плавки сплавов системы РЗМ–Fe–Co–В

Элемент	Содержание элементов, % (по массе)			Содержание элементов, % (по массе)		
	Расчетное	Фактическое		Расчетное	Фактическое	
		Плавка 1	Плавка 2		Плавка 3	Плавка 4
Fe	Основа			Основа		
Pr	15,0	14,55	14,63	15,8	15,02	15,25
Dy	15,8	14,02	15,06	14,9	12,98	14,07
Co	25,0	25,61	25,35	28,15	28,61	28,44
B	1,1	1,09	1,08	1,1	1,09	1,11
Ni	–	0,14	0,08	–	0,17	0,09
Al	–	0,16	0,08	–	0,16	0,07
O	–	0,08	0,04	–	0,07	0,03
Материал рабочего слоя тигля	Стандартный (MgO+Al ₂ O ₃)	На основе MgO и Y ₂ O ₃		Материал рабочего слоя тигля	Стандартный (MgO+Al ₂ O ₃)	На основе MgO и Y ₂ O ₃
Марка применяемого кобальта	K1Au	K0		Марка применяемого кобальта	K1Au	K0
Атмосфера при введении диспрозия	Вакуум	Аргон		Атмосфера при введении диспрозия	Вакуум	Аргон

Результаты химического анализа показывают, что на проведенных плавках содержание всех неактивных компонентов сплава (железо и кобальт) стабильно и близко к расчетному составу сплава. Такое содержание получено в результате того, что эти элементы практически не испаряются в процессе плавки и не взаимодействуют с материалом тигля. Содержание бора на всех проведенных плавках так же стабильно и близко к расчетному составу.

Значительное снижение содержания диспрозия в плавках 1 и 3, в которых данный элемент вводили в вакууме, обусловлено относительно высокой упругостью паров

этого элемента ($>133,3$ Па). В плавках 2 и 4, в которых диспрозий вводили под давлением аргона, его «угар» значительно ниже. Кроме того, плавки 2 и 4 проводили в тигле на основе MgO и Y_2O_3 , обладающем повышенной инертностью по отношению к расплаву. Предположительно, это также оказало влияние на более высокую стабильность содержания диспрозия, поскольку при выплавке в стандартном тигле часть диспрозия расходуется на взаимодействие с керамикой.

Отклонение содержания празеодима от расчетного состава не связано с его активным испарением, поскольку величина упругости пара празеодима ниже, чем железа (при 1600°C : $P_{\text{Fe}} \sim 13,3$ Па, $P_{\text{Pr}} \sim 3,6$ Па [27]), однако оно может быть обусловлено его высоким сродством к кислороду, участием в раскислении расплава и взаимодействием с материалом тигля. В плавках, проведенных в тигле на основе MgO и Y_2O_3 , полученное содержание празеодима несколько выше, хотя все параметры, включая порядок, среду и время введения данного элемента, одинаковы. Это также подтверждает положительное влияние материала рабочего слоя тигля на основе MgO и Y_2O_3 на стабильность содержания РЗМ в сплавах системы РЗМ–Fe–Co–B.

Содержание примеси никеля в плавках, полученных с применением кобальта марки К0, в ~ 2 раза ниже, чем в плавках с применением кобальта марки К1Ау. По содержанию примесей алюминия и кислорода в плавках также наблюдаются значительные отличия, что объясняется снижением взаимодействия расплава с керамикой при использовании тигля на основе MgO и Y_2O_3 .

На основании проведенных исследований разработана технология выплавки сплавов системы РЗМ–Fe–Co–B для термостабильных магнитов. По разработанной технологии выплавлен слиток сплава системы РЗМ–Fe–Co–B, состав которого приведен в табл. 2.

Таблица 2

**Химический состав сплава системы РЗМ–Fe–Co–B,
выплавленного по разработанной технологии**

Условный номер плавки	Содержание, % (по массе)							
	элементов					примесей		
	Fe	Co	Dy	Pr	B	Ni	Al	O
Расчетный состав	Основа	25,0	15,8	15,0	1,15	–	–	–
5	Основа	25,3	15,35	14,65	1,14	0,07	0,08	0,04

По результатам химического анализа видно, что выплавленный сплав системы РЗМ–Fe–Co–B по содержанию легирующих элементов близок к расчетному составу, количество примесных элементов (кислорода, алюминия и никеля) находится на низком уровне.

Для определения магнитных свойств из образцов сплава системы РЗМ–Fe–Co–B изготовили магниты. Изготовление магнитов проводилось по следующей технологической схеме: слитки дробили с проведением последующего тонкого помола, прессовали заготовки в виде призм в поперечном магнитном поле, после чего спекали в вакуумной печи электросопротивления.

Проведенные испытания образцов из сплава системы РЗМ–Fe–Co–B, выплавленного по разработанной технологии, включали: измерение остаточной индукции, измерение коэрцитивной силы, измерение ТКИ образца магнитотвердого материала.

По результатам проведенных испытаний установлено, что:

- значение коэрцитивной силы (H_{Ci}) составляет ~ 13 кЭ;
- значение остаточной индукции (B_R) составляет $\sim 0,9$ Тл;
- значение температурного коэффициента индукции (ТКИ) составляет от $-0,001$ до $-0,004\%/^\circ\text{C}$ в диапазоне температур от -60 до $+120^\circ\text{C}$.

Полученные свойства являются высокими показателями для магнитотвердых материалов.

Обсуждение и заключения

Исследовано влияние керамики тигля на стабильность состава и чистоту сплавов системы РЗМ–Fe–Co–В при выплавке их в вакуумной индукционной печи. Установлено, что применение в качестве рабочего слоя тигля состава на основе MgO и Y₂O₃ позволяет повысить стабильность содержания РЗМ в сплавах системы РЗМ–Fe–Co–В и обеспечить высокую чистоту по примесям алюминия и кислорода. Показано, что использование в качестве шихтового материала кобальта марки К0 (вместо К1Ау) приводит к значительному уменьшению содержания примеси никеля в выплавленном сплаве.

Впервые разработана технология выплавки сплавов системы РЗМ–Fe–Co–В для термостабильных магнитов, обеспечивающая стабильность химического состава (РЗМ $\pm 1\%$ (по массе) от расчетного, Co и В $\pm 0,5\%$ (по массе) от расчетного) и чистоту по примесям Al, Ni $\leq 0,1\%$ (по массе) каждого, [O] $\leq 0,05\%$ (по массе). Обеспечение стабильного химического состава и высокой чистоты полученного сплава позволяет достигать высоких магнитных свойств: коэрцитивная сила ~ 13 кЭ; остаточная индукция $\sim 0,9$ Тл, температурный коэффициент индукции $\leq \pm 0,005\%/^{\circ}\text{C}$.

Разработанная технология выплавки сплавов системы РЗМ–Fe–Co–В с высокой чистотой по примесям и стабильностью химического состава для нового поколения авиационных приборов позволит обеспечить, по сравнению с применяемыми материалами, повышение точности приборов систем навигации в 1,5–2 раза при отсутствии термостатирования прибора и снижение трудоемкости изготовления динамически настраиваемых гироскопов в 2–3 раза.

ЛИТЕРАТУРА

1. 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.
2. 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–В // Митом. 2007. №4. С. 3–10.
3. Пискорский В.П., Валеев Р.А., Бузенков А.В., Давыдова Е.А., Золотарева М.В. Влияние высоких концентраций кобальта на свойства магнитов Pr–Dy–Fe–Co–В // Перспективные материалы. Специальный выпуск. 2008. С. 268–271.
4. Пискорский В.П., Валеев Р.А., Терешина И.С., Бронфин М.Б., Чабина Е.Б., Давыдова Е.А., Бузенков А.В. Магнитные свойства и фазовый состав материалов системы Pr–Dy–Fe–Co–В // Перспективные материалы. 2007. №3. С. 16–19.
5. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Мин П.Г., Пискорский В.П., Резчикова И.И., Давыдова Е.А., Королев Д.В. Эффект влияния сплавов-добавок на свойства спеченных магнитов (Pr, Dy)–(Fe, Co)–В с высоким содержанием кобальта // Металлы. 2014. №6. С. 54–58.
6. Каблов Е.Н., Петраков А.Ф., Пискорский В.П., Валеев Р.А., Чабина Е.Б. Влияние церия и иттрия на магнитные свойства и фазовый состав материала системы Nd–Dy–Fe–Co–В // Митом. 2005. №10. С. 25–29.
7. 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–В // Митом. 2005. №6 (600). С. 12–16.
8. Мин П.Г., Сидоров В.В. Опыт переработки литейных отходов сплава ЖС32-ВИ на научно-производственном комплексе по изготовлению литых прутковых (шихтовых) заготовок // Авиационные материалы и технологии. 2013. №4. С. 20–25.
9. Каблов Е.Н., Сидоров В.В., Каблов Д.Е., Ригин В.Е., Горюнов А.В. Современные технологии получения прутковых заготовок из литейных жаропрочных сплавов нового поколения // Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 97–105.

10. Мин П.Г., Сидоров В.В. Ресурсосберегающая технология переработки отходов литейных жаропрочных никелевых сплавов / В сб. тр. XXII Междунар. науч.-технич. конф. «Литейное производство и металлургия». Минск, 2014. С. 118–123.
11. Мин П.Г., Горюнов А.В., Вадеев В.Е. Современные жаропрочные никелевые сплавы и эффективные ресурсосберегающие технологии их изготовления // Технология металлов. 2014. №8. С. 12–23.
12. Мин П.Г., Вадеев В.Е., Калицев В.А., Крамер В.В. Рафинирование некондиционных отходов деформируемых никелевых сплавов в вакуумной индукционной печи // Технология металлов. 2015. №4. С. 8–13.
13. Мин П.Г., Сидоров В.В., Ригин В.Е., Горюнов А.В. Ресурсосберегающая технология переработки некондиционных отходов Re–Ru содержащих жаропрочных никелевых сплавов / В сб. тез. докл. VI Междунар. науч.-технич. конф. «Молодежь в авиации: новые решения и перспективные технологии. Запорожье: Мотор Сич, 2012. С. 205–206.
14. Пискорский В.П. Термостабильные магнитотвердые материалы на основе редкоземельных интерметаллидов с тетрагональной структурой: автореф. дис. ... д-р техн. наук. М., 2013. 36 с.
15. Burzo E., Plugaru N. Magnetic properties of $R_2\text{-Fe}_{14-x}\text{-Cu}_x$ B compounds with R=Nd or Er // J. of Magn. and Magn. Mater. 1990. V. 86. P. 97–101.
16. Hirose S., Hanaki A., Tomizawa H., Hamamura A. Current status of Nd–Fe–B permanent magnet materials // Physica B. 1990. V. 164. P. 117–123.
17. Якимович П.В., Алексеев А.В., Мин П.Г. Определение низких содержаний фосфора в жаропрочных никелевых сплавах методом ИСП-МС // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2014. №10. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.06.2015). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-10-2-2.
18. Дворецков Р.М., Карачевцев Ф.Н., Исаченко Я.А., Загвоздкина Т.Н. Определение основных и легирующих элементов в термостабильных магнитных материалах системы РЗМ–Fe–Co–B методом АЭС-ИСП // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2014. №11. Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.06.2015). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-11-10-10.
19. Сидоров В.В., Мин П.Г. Рафинирование сложнолегированного никелевого расплава от примеси серы при плавке в вакуумной индукционной печи (часть 2) // Электromеталлургия. 2014. №5. С. 26–30.
20. Sidorov V.V., Min P.G. Refining a Complex Nickel Alloy to Remove a Sulfur Impurity during Vacuum Induction Melting: Part 2 // Russian Metallurgy (Metally). 2014. V. №12. P. 987–991.
21. Мин П.Г., Сидоров В.В. Рафинирование отходов жаропрочного никелевого сплава ЖС32-ВИ от примеси кремния в условиях вакуумной индукционной плавки // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журнал. 2014. №9. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.06.2015). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-9-1-1.
22. Сидоров В.В., Ригин В.Е., Мин П.Г., Фоломейкин Ю.И., Тимофеева О.Б., Филонова Е.В., Исходжанова И.В. Влияние примесей на структуру и свойства высокожаропрочных литейных сплавов и разработка эффективных методов устранения их отрицательного влияния // Новости материаловедения. Наука и техника: электрон. науч.-технич. журн. 2014. №2. Ст. 3. URL: <http://www.materialsnews.ru> (дата обращения: 17.06.2015).
23. Сидоров В.В., Ригин В.Е., Тимофеева О.Б., Мин П.Г. Влияние кремния и фосфора на жаропрочные свойства и структурно-фазовые превращения в монокристаллах из высокожаропрочного сплава ВЖМ4-ВИ // Авиационные материалы и технологии. 2013. №3. С. 32–38.
24. Сидоров В.В., Мин П.Г., Фоломейкин Ю.И., Вадеев В.Е. Влияние скорости фильтрации сложнолегированного никелевого расплава через пенокерамический фильтр на содержание примеси серы в металле // Электromеталлургия. 2015. №5. С. 12–15.
25. Sidorov V.V., Podkopaeva L.A., Min P.G. Use of rhenium – containing master alloy in melting single-crystal nickel superalloys // Metallurgist. 2013. V. 57. P. 543–547.
26. Сидоров В.В., Подкопаева Л.А., Мин П.Г. Применение ренийсодержащей лигатуры при выплавке монокристаллических высокожаропрочных никелевых сплавов // Металлург. 2013. №6. С. 77–81.
27. Spedding F.H., Daane A.H.J. Metals. 1954. V. 6. 504 p.