УДК 669.1

С.Н. Падерин[1], В.Т. Бурцев[2], С.Н. Анучкин[2], А.А. Сисёв[1], В.А. Калицев[3], А.И. Щербаков[3], А.Н. Мосолов[3]

ОСОБЕННОСТИ РАСКИСЛЕНИЯ ЭЛИНВАРНЫХ СПЛАВОВ

DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-2-2-2

Предложен оригинальный метод расчета термодинамических моделей для жидких металлических растворов многокомпонентных систем на основе железа и никеля, а также элинварного сплава. Проведен расчет активности и содержания кислорода в элинварном сплаве и определена расскислительная способность алюминия, церия и лантана с использованием уравнений моделей регулярного и псевдорегулярного растворов. При плавке базового модельного элинварного сплава, методом газового анализа определено содержание кислорода и азота. Методом ЭДС исследована активность кислорода (a_O), с помощью металлографического анализа и СЭМ изучены морфология и состав неметаллических включений и показано преимущество введения Al, а также Ti в расплав на снижение a_O и образование неметаллических включений, содержащих в основном Ti и O_2, N и S, размером 5–10 мкм.

Ключевые слова: *термодинамические модели, жидкие многокомпонентные металлические растворы на основе железа и никеля, элинварный сплав, активность кислорода, метод ЭДС, неметаллические включения.*

An ingenious method for calculating the thermodynamic models for liquid metal solutions of multicomponent systems based on iron and nickel, as well as ellinvar alloy is proposed. Calculation of activity and the oxygen content in ellinvar alloy and deoxidation power of aluminum, cerium and lanthanum is determined using equations and models of regular and pseudoregular solutions. When melting the base model ellinvar alloy the content of oxygen and nitrogen is determined by the gas analysis methods. Oxygen activity is investigated by the EMF method (a_O), the morphology and composition of non-metallic inclusions are studied by metalography and SEM and the benefits of Al, Ti introduction into the melt to reduce the a_O and nonmetallic inclusions, comprising predominantly Ti and O_2, N and S with the size 5–10 microns is shown.

Keywords*: thermodynamic model, liquid multicomponent metallic solutions based on iron and nickel, ellinvar alloy, active oxygen, EMF method, nonmetallic inclusions*.

[1]Открытое акционерное общество «Металлургический завод «Электросталь» [Open joint stock company «Metallurgical Plant «Electrostal»] E-mail: info@elsteel.ru

[2]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки «Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова» Российской академии наук [Institute of Metallurgy and Materials Science A.A. Baykova of Russian academy of sciences] E-mail: imet@imet.ac.ru

[3]Федеральное 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

В настоящее время разработаны серии элинварных сплавов системы Fe–Ni–Co–W(–C, Ti, Al)–O (ЭП920, ВУС22 и др.), предназначенных для изготовления упругочувствительных элементов (УЧЭ) точного приборостроения, силовых пружин и конструкционных деталей, обладающих постоянным модулем упругости в диапазоне температур от -60 до +400°С. Эти материалы нашли широкое применение в приборостроении и для изделий гражданской авиационной техники, в частности для

изготовления датчиков высокого давления. При создании новых образцов техники в интересах различных отраслей народного хозяйства требуются датчики давления, сохраняющие свои метрологические характеристики на протяжении до 40 лет без подрегулировок [1–6].

Применяемые в конструкциях датчиков высокого давления элинварные сплавы по упругим и прочностным характеристикам отвечают требованиям конструкторов и потребителей. Однако при использовании этих материалов в конструкциях датчиков абсолютного давления с емкостным преобразователем, в статической полости датчика (при создании высокого вакуума) происходит снижение вакуумной плотности датчика, что приводит к снижению надежности работы особо ответственных деталей УЧЭ [7, 8].

Одной из основных причин снижения вакуумной плотности датчиков является повышенная загрязненность полуфабрикатов элинварных сплавов (прутков, лент и др.) неметаллическими включениями (оксидами и нитридами) [9, 10].

Данные, приведенные в научно-технической литературе [11–13], в частности по раскислению железоникелевых сплавов системы Fe–Ni–Co–W(–C, Ti, Al)–O, не позволяют корректно определить термодинамические параметры процессов раскисления. В связи с этим разработаны оригинальные методы расчета термодинамических моделей и уравнений для жидких металлических растворов многокомпонентных систем, содержащих кислород, в том числе для элинварных сплавов.

Материалы и методы

Теоретическая часть, термодинамические расчеты

При изучении термодинамики растворов кислорода в жидких металлах Ni, Co, Fe и Mn установлены прямолинейные зависимости функций растворимости кислорода ($RT\ln x_{O_{max}}$) от стандартных энергий Гиббса (ΔG^0_{Me-O}) реакций окисления этих металлов [14]. Показано, что растворимость кислорода в жидком металле зависит только от сродства жидкого металла к кислороду. Экстраполяция полученных зависимостей на другие металлы позволила прогнозировать растворимость кислорода в жидких металлах и рассчитать энергии смешения металла с кислородом Q_{Me-O} (табл. 1). Коэффициент активности кислорода (γ_O) в многокомпонентных металлических растворах рассчитывают по уравнению

$$RT\ln\gamma_O = \sum x_i Q_{Me-O} - \sum\sum x_i x_j Q_{ij} \approx \sum x_i Q_{Me-O}, \quad (1)$$

где R – универсальная газовая постоянная (8,314 Дж/(К·моль)); T – температура, К; γ_O – коэффициент активности кислорода; x_i – мольная доля 1-го элемента; x_j – мольная доля 2-го элемента; Q_{Me-O} – энергия смешения металла и кислорода, Дж/моль; Q_{ij} – энергия смешения двух элементов, Дж/моль.

Таблица 1

Термодинамические параметры реакций взаимодействия жидких металлов Fe, Co, Ni, W с кислородом в зависимости от температуры*

Реакция	$\Delta G_i^0 = f(T)$, Дж/моль	ΔG_i^0, кДж/моль (при 1873 К)	K_i	$Q_{Me-O}=\varphi(T)$	Q_{Me-O}, кДж/моль (при 1873 К)
$Ni+1/2O_2=NiO_{(ж)}$	-210350+75,77T	-68,43	81	-79246+34,25T	-13,73
$Co+1/2O_2=CoO_{(ж)}$	-253340+81,80T	-100,13	620	-60715+11,45T	-38,80
$Fe+1/2O_2=FeO_{(ж)}$	-239825+49,54T	-147,04	12610	-106250+17,83T	-72,13
$W+1/2O_2=1/2WO_{2(ж)}$	-248720+77,70T	-103,19	755	-83910+22,93T	-40,04

* f и φ – функции от температуры.

Равновесную со всеми компонентами металла и шлака активность кислорода предложено рассчитывать по уравнению

$$a_{\mathrm{O}} = \frac{\sum a_{\mathrm{Me-O}}}{\sum K_i \cdot a_i} = \frac{1}{\sum K_i \cdot x_i}, \qquad (2)$$

где K_i – константа равновесия элемента; a_{O} – активность кислорода; $a_{\mathrm{Me–O}}$ – активность металла и кислорода; a_i – активность элемента; x_i – мольная доля элемента.

За стандартное состояние растворенного в жидком металле кислорода удобно принять чистый газообразный кислород под давлением $\sqrt{P_{\mathrm{O_2}}} = 1$ ат [15]. Концентрация (мольная доля) кислорода будет равна $x_{\mathrm{O}}=a_{\mathrm{O}}/\gamma_{\mathrm{O}}$.

Разработан новый метод термодинамических расчетов активности и концентрации кислорода в многокомпонентных металлических растворах с использованием уравнений моделей регулярного и псевдорегулярного растворов. Ниже приведены расчеты активностей и концентраций кислорода в жидких многокомпонентных металлических растворах применительно к элинварному сплаву 37Н15К7ВТЮ до и после раскисления.

Результаты

Расчеты содержания кислорода в элинварном сплаве 37Н15К7ВТЮ

Активность элементов элинварного сплава 37Н15К7ВТЮ до введения раскислителей показана в табл. 2.

Таблица 2

Активность элементов элинварного сплава 37Н15К7ВТЮ до раскисления

Элемент	Ni	Co	Fe	W	Σ*a*
A_{x_i}	0,389	0,157	0,436	0,024	1,000

Подстановка величин K_i и x_i в уравнение (2) позволяет получить активность кислорода в нераскисленном расплаве Ni–Co–Fe–W: $a_{\mathrm{O}}=1{,}74\cdot10^{-4}$.

Подстановка величин x_i и $Q_{\mathrm{Me–O}}$ в уравнение (1) позволила оценить коэффициент активности кислорода: $\gamma_{\mathrm{O}}=0{,}0567$. Концентрация (мольная доля) кислорода в нераскисленном расплаве равна $x_{\mathrm{O}}=a_{\mathrm{O}}/\gamma_{\mathrm{O}}=3{,}07\cdot10^{-3}$.

Пересчет мольной доли x_{O} на массовую долю [O] при средней атомной массе металла $\overline{A} = \sum x_i \cdot A_i = 60{,}50$ соответствует величине [O]=0,081%.

Ниже представлены расчеты активности элементов элинварного сплава после раскисления расплава металлами: Al, Ti, Ce, La (табл. 3).

Таблица 3

Активность элементов элинварного сплава 37Н15К7ВТЮ после раскисления

Элемент	Ni	Co	Fe	W	Ti	Al	C	La	Ce	O
a	0,378	0,155	0,398	0,024	0,0323	0,0122	$5{,}0\cdot10^{-4}$	$6{,}0\cdot10^{-6}$	$1{,}7\cdot10^{-5}$	$9{,}36\cdot10^{-5}$

Результаты расчетов элинварного сплава приведены в табл. 4. Равновесная активность кислорода с церием выше, чем с алюминием. Равновесная активность кислорода с лантаном практически такая же, как с алюминием. Следует заметить, что расчеты раскисления церием и лантаном сделаны по их мольным долям, а не по активностям, так как в литературе нет данных по $\gamma^{\infty}_{\mathrm{Ce}}$ и $\gamma^{\infty}_{\mathrm{La}}$ в жидких металлах.

Таблица 4

Расчетные значения элинварного сплава

Реакция	ΔG^0_{1873}, кДж/моль	K_i	x_R	γ_R	a_R	a_O
$2/3Al_{(ж)}+O=1/3Al_2O_{3(тв.)}$	-356,64	$1,07\cdot10^{10}$	$1,22\cdot10^{-2}$	$4,30\cdot10^{-3}$	$5,24\cdot10^{-5}$	$6,66\cdot10^{-8}$
$1/2Ti_{(ж)}+O=1/2TiO_{2(тв.)}$	-305,46	$3,30\cdot10^{8}$	$3,23\cdot10^{-2}$	$3,56\cdot10^{-3}$	$1,15\cdot10^{-4}$	$2,80\cdot10^{-7}$
$1/2Ce_{(ж)}+O=1/2CeO_{2(тв.)}$	-335,16	$2,23\cdot10^{9}$	$1,7\cdot10^{-5}$	–	–	$1,09\cdot10^{-7}$
$2/3La_{(ж)}+O=1/3La_2O_{3(тв.)}$	-419,60	$5,04\cdot10^{11}$	$6,0\cdot10^{-6}$	–	–	$6,0\cdot10^{-8}$

Коэффициент активности кислорода оценивали по уравнению (1) с использованием значений энергий смешения металлов с кислородом и мольных долей компонентов (табл. 5).

Таблица 5

Значения энергии смешения металлов с кислородом и мольная доля компонентов

Элемент	Ni	Co	Fe	W	Ti	Al	La	Ce
$Q_{Me–O}$, кДж/моль	-13,7	-38,8	-72,1	-40,04	-183	-244	-288	-223
x_{Me}	0,378	0,155	0,398	0,024	0,0323	0,0122	$6\cdot10^{-6}$	$1,7\cdot10^{-5}$
$x_iQ_{Me–O}$, кДж	-5,20	-6,01	-28,70	-0,96	-5,91	-2,98	-0,002	-0,004

Произведение $x_iQ_{Me–O}$ показывает вклад компонентов раствора в избыточный химический потенциал кислорода:

$$RT\ln\gamma_O \approx \sum x_i Q_{Me–O} = -319224 \text{ Дж/моль};\ \gamma_O = \exp\left(\frac{-319224}{8,314\cdot1873}\right) = 0,0411,$$

тогда $x_O=a_O/\gamma_O=6,66\cdot10^{-8}/4,11\cdot10^{-2}=1,62\cdot10^{-6}$.

Пересчет мольной доли кислорода x_O на массовую долю [O], при средней атомной массе металла $\overline{A}=59,84$, соответствует величине $4,34\cdot10^{-5}$% (по массе).

Сравнение расчетных равновесных концентраций кислорода в металле до ([O]=$8,10\cdot10^{-2}$% (по массе)) и после раскисления ([O]=$4,34\cdot10^{-5}$% (по массе)) показывает, что концентрация кислорода уменьшилась более чем в три раза.

Расчетная равновесная концентрация кислорода в металле после раскисления почти в два раза ниже по результатам анализа концентрации кислорода в готовом металле:

– расчетные равновесные величины: [O]=$4,34\cdot10^{-5}$% (по массе); $x_O=1,62\cdot10^{-6}$;

– анализ кислорода в готовом металле: [O]=$2,5\cdot10^{-3}$% (по массе); $x_O=9,36\cdot10^{-5}$.

Экспериментальная часть

Методику определения $a_{[O]}$ в базовом модельном сплаве (БМС) системы Fe–Ni–Co–Ti–W отрабатывали в процессе плавки в вакуумной печи сопротивления с графитовым нагревателем с использованием вакуума (до $1,3\cdot10^{-6}$ МПа) в атмосфере Ar марки ВЧ (P_{Ar}=0,1 МПа) и смеси He+H_2 (10% (объемн.); P_{He+H_2}=0,1 МПа) и с замером температуры металла Pt–PtRh-термопарой.

Плавки провели по двум вариантам легирования металла Ti и Al:

– при изотермической выдержке вводили Ti, а затем Al;

– с однотипным раскислением металла в конце плавки Ce и La, что принципиально важно для изучения процесса легирования, раскисления и образования неметаллических включений.

В первой серии плавок (*1* и *2*) исследовали кинетику удаления кислорода и азота из БМС методом отбора проб кварцевой трубкой и закалкой на воздухе с фиксацией введения компонентов легирования и раскислителей, состава газовой фазы, температуры и продолжительности операций. В пробах определяли содержание кислорода и азота методом восстановительного плавления на установке ТС-600 фирмы Leco с чувстви-

тельностью определения 0,0001% (по массе). Поверхность образцов контролировали с помощью лупы (×4). Содержание газов представлено в табл. 6.

Таблица 6

Содержание газов в БМС (10^{-4}% (по массе)) двух вариантов легирования и раскисления и продолжительность отбора проб*

Условный номер плавки – вариант раскисления – номер пробы/раскислители (легирующие элементы)	[O]	[N]	Продолжительность, мин**
1-1-1/Ca	21/37**	9/3**	6
1-1-2/Ti	17/19	9/12	8
1-1-3/Al	16/14	7/3	6
1-1-4/Ca, Ti, Al, Ce, La***	40/10	9/5	11
2-2-1/Ca	18/20	9/12	6
2-2-2/Al	5/26	6/4	8
2-2-3/Ti	5/17	3/3	6
2-2-4/Ca, Al, Ti, Ce, La***	10/19	6/6	11
3-1-4/Ca, Ti, Al***	34/41	7/10	20
4-2-4/Ca, Al, Ti***	44/49	22/14	20

* В числителе – данные, полученные на установке ТС-436, в знаменателе – на установке ТС-600.
** Отбор проб начинался по достижении изотермической температуры.
*** Результаты анализа слитка.

Результаты первой серии плавок (*1* и *2*) подтверждают выводы о наименьшей активности кислорода в металле после введения Al и затем Ti. Однако разница в значениях содержания кислорода, полученных на установках ТС-436 и ТС-600, объясняемая различным качеством подготовки поверхности образцов, не позволяет корректно оценить a_O в сложнолегированном расплаве с высоким содержанием Al. Поведение азота подтверждает эти выводы и требует дальнейших исследований.

Во второй серии плавок (*3–14*) определяли как содержание газов в слитке металла (табл. 6), так и a_O в модельном сплаве системы Ni–Al–Ti и в БМС при 1500°С и P_{Ar}=0,1 МПа по двум вариантам легирования металла Ti и Al и раскисления кальцием с помощью погружного одноразового датчика с неразделенным газовым пространством с твердым электролитом ZrO_2 и электродом сравнения Cr–Cr_2O_3 «Celox II Standart», покрытым снаружи теплоизолирующим слоем из Al_2O_3. Использовали сертифицированные датчики производства фирмы Heraeus Electro-Nite. Подробно устройство датчиков и их использование представлено в работе [15]. Сигналы датчика во времени преобразовывали аналого-цифровым устройством, ПК с ПП «Экохром» и визуально фиксировали на мониторе равновесные значения ЭДС с последующим расчетом $a_O=1/2P_{O_2}$ по уравнению Нернста. Расчеты a_O при температуре 1773 К приведены в табл. 7.

Таблица 7

Результаты расчета a_O в модельном сплаве системы Ni–Al–Ti и БМС при 1500°С

Условный номер сплава	Материал	ЭДС, В	a_O	Продолжительность, с**
3	Ni*	-0,1455	$1{,}348\cdot10^{-4}$	6
4	Ni+2,6Ti	+0,047	$9{,}371\cdot10^{-6}$	11
5	Ni+2,6Ti+0,5Al	+0,044	$9{,}818\cdot10^{-6}$	7
6	Ni	-0,1450	$1{,}339\cdot10^{-4}$	1,2
7	Ni+0,5Al	+0,066	$7{,}068\cdot10^{-6}$	7
8	Ni+0,5Al+2,6Ti	+0,083	$5{,}484\cdot10^{-6}$	8,2
9	БМС+Ca	+0,0805	$5{,}671\cdot10^{-6}$	2
10	БМС+Ca+2,6Ti	+0,0320	$1{,}178\cdot10^{-5}$	4
11	БМС+Ca+2,6Ti+0,5Al	+0,1086	$3{,}653\cdot10^{-6}$	15,5
12	БМС+Ca	+0,0889	$4{,}983\cdot10^{-6}$	0,5
13	БМС+Ca+0,5Al	+0,1350	$2{,}364\cdot10^{-6}$	9
14	БМС+Ca+0,5Al+2,6Ti	+0,1352	$2{,}364\cdot10^{-6}$	8

* Ni электролитный, раскисленный при плавке $P_{He+1\%H_2}$.
** Время фиксации равновесной ЭДС.

Из данных табл. 7 следует, что:

– использованная методика определения a_O позволяет получать воспроизводимые результаты как по Ni, так и при введении в металл легирующих элементов (Ti, Al) и раскислителей;

– значения a_O в расплавах Ni–Al–Ti имеют минимальные значения при введении Al, а затем Ti;

– значения a_O в БМС имеют также минимальные значения при введении Al, а затем Ti, несмотря на наличие в расплаве 0,02% (по массе) Ca;

– полученные значения a_O определяют количество, размер и морфологию неметаллических включений.

При металлографическом исследовании шлифов слитков металла первой серии плавок (*1* и *2*) при ×100 по четырем полям зрения показано, что по обоим вариантам легирования и раскисления зафиксировано существование двух типов неметаллических включений: мелких неправильной треугольной или трапецеидальной формы и глобулярных; при ×200 по четырем полям зрения показано, что неметаллические включения неправильной треугольной или трапецеидальной формы имеют гетерофазное строение, а глобулярной формы – гомогенное; при ×500 по четырем полям зрения показано, как и ранее, что неметаллические включения неправильной треугольной или трапецеидальной формы имеют гетерофазное строение, а глобулярной формы – гомогенное.

Таблица 8

Результаты анализа неметаллических включений сплава системы Fe–Ni–Co–W(–C, Ti, Al), полученных на СЭМ

Условный номер плавки	Место исследования	Содержание элементов, % (атомн.)									
		Fe	Co	Ni	W	Ti	Al	C	S	O	N
3–5	Матрица (около включения 1)	36,7	13,8	38,0	7,9	2,9	0,7	–	–	–	–
	Включение 1	11,3	3,8	9,6	6,3	58,2	–	–	–	5,5	5,3
	Матрица (около включения 2)	35,4	14,3	40,2	5,3	4,0	0,7	–	–	–	–
	Включение 2	15,6	6,4	20,8	3,9	38,0	–	–	12,0	–	–
6–8	Матрица (около включения 1)	29,1	14,5	47,8	–	7,7	0,8	–	–	–	–
	Включение 1	3,0	1,2	3,3	19,4	58,0	–	12,0	–	–	–
	Матрица (около включения 2)	37,4	14,5	37,4	7,9	2,0	0,6	–	–	–	–
	Включение 2	26,7	9,1	21,7	4,4	26,7	–	–	–	–	11,4
9–11	Матрица (около включения 1)	35,2	14,1	40,5	4,6	5,0	0,7	–	–	–	–
	Включение 1	17,1	8,0	26,2	3,9	25,6	–	–	12,2	–	–
	Матрица (около включения 2)	39,1	14,8	36,7	9,4	1,8	0,7	–	–	–	–
	Включение 2	1,5	0,9	1,2	–	–	7,2	–	2,5	23,4	–
12–14	Матрица (около включения 1)	39,1	14,8	36,7	9,4	1,8	0,7	–	–	–	–
	Включение 1	5,9	2,0	5,3	1,3	62,0	–	–	–	–	18,0
	Матрица (около включения 2)	39,1	14,8	36,7	9,4	1,8	0,7	–	–	–	–
	Включение 2	35,0	13,8	36,1	6,1	3,1	6,0	–	–	10,3	–

По результатам металлографических исследований шлифов слитков второй серии плавок (*3–14*; см. табл. 7) методом СЭМ изучили составы двух неметаллических включений каждой плавки (табл. 8). Для плавок *3–5* характерно обогащение неметаллических включений титаном ($Ti_{включ}/Ti_{мат}$=9,5–20) при наличии в них O=5,5; N=5,3; S=12% (атомн.); для плавок 6–8 характерно обогащение неметаллических включений титаном ($Ti_{включ}/Ti_{мат}$=7,7–13) при наличии в них C=12; N=11% (атомн.). Необходимо отметить, что уменьшение (в 2 раза) содержания Ti во втором случае свидетельствует о влиянии Al на образование неметаллических включений типа TiN или TiC. Для плавок *9–11* характерно незначительное обогащение неметаллических включений титаном ($Ti_{включ}/Ti_{мат}$=5) при наличии в них O=23; S=12; Al=7; Ca=1,8% (атомн.); для плавок *12–14* характерно обогащение неметаллических включений титаном ($Ti_{включ}/Ti_{мат}$=34) при наличии в них O=10; N=18; Al=6% (атомн.). Следует отметить, что увеличение (в 6 раз) содержания Ti во втором случае свидетельствует о недостаточном влиянии Al на образование неметаллических включений типа TiN. При анализе неметаллических включений методом СЭМ изучали, как правило, включения, которые имеют неправильную треугольную или трапецеидальную формы и гетерофазное строение, свидетельствующие о ступенчатом характере образования неметаллических включений с тугоплавким ядром в центре преимущественно с образованием оксида алюминия или нитрида титана с участием матричного металла.

Обсуждение и заключения

Разработан метод расчета термодинамических моделей для жидких металлических растворов многокомпонентных систем на основе железа и никеля, а также для элинварного сплава. С его помощью рассчитаны активность и содержание кислорода в элинварном сплаве. Показано, что минимальная величина a_O определяется раскислительной способностью алюминия с использованием уравнений моделей регулярного и псевдорегулярного растворов.

Экспериментально при плавке модельного элинварного сплава определено содержание кислорода и азота методом газового анализа, а также методом ЭДС исследована величина a_O. Показано, что минимальное значение a_O зафиксировано при введении в расплав Al, а затем Ti. По результатам металлографических исследований и с помощью СЭМ изучили морфологию и состав неметаллических включений. Выявлено преимущество введения Al, а затем Ti в расплав на образование неметаллических включений, содержащих в основном Ti и O_2, N и S, размером 5–10 мкм.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.В. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных и будущих высоких технологий // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2013. №2. Ст. 01. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 10.03.2015).
2. Каблов Е.Н., Ломберг Б.С., Оспенникова О.Г. Создание современных жаропрочных материалов и технологий их производства для авиационного двигателестроения // Крылья Родины. 2012. №3–4. С. 34–38.
3. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С., Сидоров В.В. Приоритетные направления развития технологий производства жаропрочных материалов для авиационного двигателестроения // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2013. №3. С. 47–54.
4. 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.
5. Каблов Е.Н. Современные материалы – основа инновационной модернизации России // Металлы Евразии. 2012. №3. С. 10–15.

6. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Туренко Е.Ю. Жаропрочные литейные интерметаллидные сплавы // Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 57–60.
7. Калицев В.А., Щербаков А.И., Евгенов А.Г., Мосолов А.Н., Исходжанова И.В. Технологические особенности производства элинварных сплавов // Металлообработка. 2012. №2. С. 45–48.
8. Ерасов В.С., Гриневич А.В., Сеник В.Я., Коновалов В.В., Трунин Ю.П., Нестеренко Г.И. Расчетные значения характеристик прочности авиационных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2012. №2. С. 14–16.
9. Жегина И.П., Котельникова Л.В., Григоренко В.Б., Зимина З.Н. Особенности разрушения деформируемых никелевых сплавов и сталей // Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 455–465.
10. Каблов Д.Е., Сидоров В.В., Мин П.Г. Влияние примеси азота на структуру монокристаллов жаропрочного никелевого сплава ЖС30-ВИ и разработка эффективных способов его рафинирования // Авиационные материалы и технологии. 2012. №2. С. 32–36.
11. Стомахин А.Я., Котельников Г.И., Серьезнов В.Н., Григорян В.А. Усовершенствование расчетных методов определения условий нитридообразования в стали /В кн. Физико-химические основы процессов производства стали. М.: Наука. 1979. С. 242–246.
12. Морозова Г.И. Закономерность формирования химического состава γ′/γ-матрицы многокомпонентных никелевых сплавов // Доклады Академии наук. 1991. Т. 320. №6. С. 1413–1416.
13. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В. Компьютерный метод конструирования литейных жаропрочных никелевых сплавов / В кн.: Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина / под ред. Е.Н. Каблова. М.: Наука, 2006. С. 56–79.
14. Шильников Е.В., Падерин С.Н. Термодинамика растворов кислорода в жидких металлах: Ni, Co, Fe и Mn // Электрометаллургия. 2013. №6. С. 3–8.
15. Carlens J.P. Practical application of the oxygen activity measurements by means of the «Celox II oxygen cell». Hereaus Electro-Nite Int. 2000. 45 p.