

Научная статья

УДК 539.2

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-6-3-14

## РАСТВОРИМОСТЬ РЕНИЯ И РУТЕНИЯ В $\gamma'$ -ФАЗЕ И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ni–Al–Re–Ru

Е.С. Елютин<sup>1</sup>, Н.В. Петрушин<sup>1</sup>, Ф.Н. Карачевцев<sup>1</sup>, Е.Б. Чабина<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

**Аннотация.** Проведена направленная кристаллизация с плоским фронтом никелевого сплава системы Ni–Al–Re–Ru. В результате получена отливка с переменным по длине содержанием Al, Re и Ru (градиентная отливка). Установлено, что при кристаллизации в градиентной отливке последовательно формируются никелевые сплавы со структурами  $\gamma + \gamma'$ ,  $\gamma'$ ,  $\gamma' + \beta$ . Определены растворимости Re и Ru в  $\gamma'$ - и  $\beta$ -фазах сплавов  $\gamma + \gamma'$ ,  $\gamma'$ ,  $\gamma' + \beta$ . Для этих же сплавов определены температуры  $\gamma'$ -солвус, солидус и ликвидус. Обнаружено, что в никелевой системе Ni–Al–Re–Ru фаза  $\gamma'$  образуется по перитектической реакции  $L + \gamma \rightarrow \gamma'$  при 1374 °C и по эвтектической реакции  $L \rightarrow \gamma' + \beta$  – при 1372 °C.

**Ключевые слова:** никелевые сплавы, система Ni–Al–Re–Ru, направленная кристаллизация, плоский фронт роста, сегрегация элементов, растворимость рения и рутения в  $\gamma'$ - и  $\beta$ -фазах, температуры  $\gamma'$ -солвус, солидус и ликвидус

**Для цитирования:** Елютин Е.С., Петрушин Н.В., Карачевцев Ф.Н., Чабина Е.Б. Растворимость рения и рутения в  $\gamma'$ -фазе и физико-химические свойства никелевых сплавов системы Ni–Al–Re–Ru // Труды ВИАМ. 2023. № 6 (124). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-6-3-14.

Scientific article

## SOLUBILITY OF RHENIUM AND RUTHENIUM IN THE $\gamma'$ -PHASE AND PHYSICO-CHEMICAL PROPERTIES OF NICKEL ALLOYS OF THE Ni–Al–Re–Ru SYSTEM

E.S. Elyutin<sup>1</sup>, N.V. Petrushin<sup>1</sup>, F.N. Karachevtsev<sup>1</sup>, E.B. Chabina<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

**Abstract.** Directional solidification with a flat front of a nickel alloy of the Ni–Al–Re–Ru system was performed. As a result, a casting with a variable length content of the elements Al, Re and Ru (gradient casting) was obtained. It is established that during solidification in a gradient casting, nickel alloys with the structures  $\gamma + \gamma'$ ,  $\gamma'$ ,  $\gamma' + \beta$  are successively formed. The solubility's of Re and Ru in the  $\gamma'$  and  $\beta$  phases of the  $\gamma + \gamma'$ ,  $\gamma'$ ,  $\gamma' + \beta$  alloys were determined. For the same alloys, the temperatures  $\gamma'$ -solidus, solidus and liquidus are determined. It was found that in the Ni–Al–Re–Ru nickel system, the  $\gamma'$  phase is formed by a peritectic reaction  $L + \gamma \rightarrow \gamma'$  at 1374 °C and a eutectic reaction  $L \rightarrow \gamma' + \beta$  at 1372 °C.

**Keywords:** nickel alloys, Ni–Al–Re–Ru system, directional solidification, flat growth front, segregation of alloying element, solubility of rhenium and ruthenium in the  $\gamma'$  and  $\beta$  phases, temperature  $\gamma'$ -solidus, temperature solidus, temperature liquidus

**For citation:** Elyutin E.S., Petrushin N.V., Karachevtsev F.N., Chabina E.B. Solubility of rhenium and ruthenium in the  $\gamma'$ -phase and physicochemical properties of nickel alloys of the Ni–Al–Re–Ru system. *Trudy VIAM*, 2023, no. 6 (124), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-6-3-14.

Введение

Совершенствование авиационных ГТД главным образом связано с ростом температуры газа, что обеспечивается внедрением новых материалов и технологий [1–3]. В перспективных двигателях достижение высоких эксплуатационных характеристик возможно путем применения монокристаллических лопаток из жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС), содержащих Re и Ru [4, 5]. Введение Re значительно повышает жаропрочность сплавов [6, 7]. Однако при длительном высокотемпературном воздействии Re способствует образованию нежелательных топологически плотно упакованных (ТПУ) фаз, приводящих к снижению жаропрочности [8]. Введение в ренийсодержащие сплавы Ru уменьшает скорость выделения и равновесную объемную долю ТПУ-фаз, что повышает их фазовую стабильность [9]. При доказанной пользе совместного легирования ЖНС рением и рутением исследование причин данного явления является многофакторной задачей ввиду сложного многокомпонентного состава сплавов.

Одной из причин выделения ТПУ-фаз в ренийсодержащих ЖНС является низкая растворимость рения в многокомпонентной  $\gamma'$ -фазе, составляющая 0,3–0,6 % (атомн.), и высокая – в  $\gamma$ -твердом растворе, вследствие малого значения коэффициента распределения рения между  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фазами:  $K_{Re} \approx 0,1$  (где  $K_i = C_i^{\gamma'} / C_i^{\gamma}$ ,  $C_i^{\gamma'}$  и  $C_i^{\gamma}$  – соответственно концентрации в % (атомн.)  $i$ -го элемента в  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фазах) [10–12]. Данная особенность рения наблюдается на изотермическом (при температуре 1000 °С) сечении диаграммы состояния системы Ni–Al–Re (рис. 1, а), рассчитанном методом Calphad [13]. Экспериментально установлено, что предельная растворимость Re в  $\gamma'$ -фазе никелевого сплава со структурой  $\gamma' + \alpha(Re)$  этой системы составляет ~1 % (атомн.) [14]. Это значительно ниже, чем растворимость молибдена и вольфрама в  $\gamma'$ -фазе тройных систем Ni–Al–Mo и Ni–Al–W, составляющая соответственно 6,0 и 5,5 % (атомн.) [15, 16]. Растворимость рутения в  $\gamma'$ -фазе системы Ni–Al–Ru (рис. 1, б), согласно данным работы [17], составляет ~5 % (атомн.). Отметим, что растворимость рутения в многокомпонентной  $\gamma'$ -фазе ЖНС значительно меньше и составляет 0,8–1,9 % (атомн.) с коэффициентом распределения  $K_{Ru} = 0,3–0,5$  [18, 19].

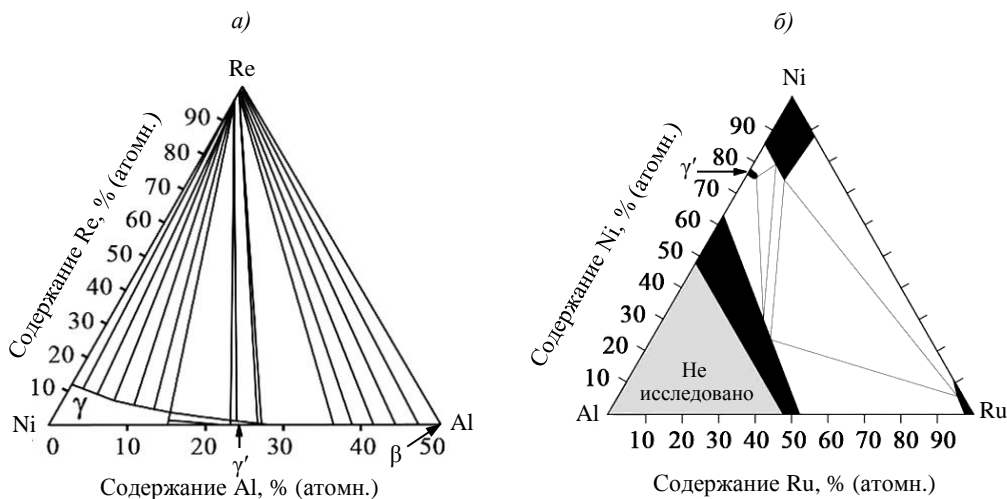


Рис. 1. Сечения фазовых диаграмм состояния тройных систем Ni–Al–Re (а) и Ni–Al–Ru (б) при температуре 1000 °С [13, 17]

Информация о влиянии рения и рутения на растворимость легирующих элементов в  $\gamma'$ -фазе ЖНС неоднозначна. В работе [20] отмечается, что при легировании

ЖНС рутением часть атомов рения вытесняется из  $\gamma$ -твердого раствора в  $\gamma'$ -фазу. Рений также вытесняет вольфрам из  $\gamma$ -твердого раствора в  $\gamma'$ -фазу, но не влияет на распределение молибдена между фазами, рутений не влияет на распределение вольфрама и молибдена в  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фазах [21].

Цель данной работы – исследование растворимости рения и рутения в  $\gamma'$ -фазе никелевых сплавов четырехкомпонентной системы Ni–Al–Re–Ru и физико-химических свойств (температуры фазовых превращений  $\gamma'$ -солвус, солидус и ликвидус) этих сплавов.

### Материалы и методы

Предмет исследования – четырехкомпонентные сплавы на никелевой основе системы Ni–Al–Re–Ru, которые получали путем направленной кристаллизации с плоским фронтом роста выбранного первичного (исходного) сплава состава, здесь и далее – % (по массе): Ni–11Al–3Re–3Ru (или Ni–21,8Al–0,9Re–1,6Ru (% (атомн.)).

Концентрации Re и Ru в первичном сплаве выбирали с помощью анализа фазовых диаграмм состояния тройных систем Ni–Al–Re и Ni–Al–Ru [13, 17], а также таким образом, чтобы они соответствовали типичным монокристаллическим ЖНС четвертого поколения [4].

В отличие от технологии направленной кристаллизации, используемой в промышленности для производства турбинных лопаток авиационных двигателей [22, 23], направленная кристаллизация с плоским фронтом достаточно широко используется в физико-химическом анализе металлических материалов [24–28]. В ходе кристаллизации с плоским фронтом роста первичного сплава его компоненты сегрегируют в твердую и жидкую фазы в соответствии со своими коэффициентами распределения между твердой и жидкой фазами [24, 29]. В результате кристаллизуется отливка образца с разным по длине и однородным по сечению химическим и фазовым составом (отливка образца с макросегрегацией или градиентная отливка образца). Это позволяет из отливки изготовить образцы с разным химическим составом и провести их исследование.

В данной работе кристаллизацию с плоским фронтом роста выполняли на лабораторном оборудовании по методу Бриджмена–Стокбаргера [30, 31]. Скорость перемещения тигля с расплавом составляла 6 мм/ч, градиент температуры в расплаве перед фронтом роста составлял  $G \approx 150$  °C/см. Указанные параметры направленной кристаллизации обеспечили условия плоского фронта роста и получение отливок исследуемого сплава с макросегрегацией компонентов.

На рис. 2 показана полученная методом направленной кристаллизации отливка образца диаметром  $\sim 2$  см и длиной  $\sim 15$  см. Отливку образца разрезали перпендикулярно направлению роста с шагом  $\sim 1$  см. На торцевой поверхности полученных дисков изготавливали микрошлифы для исследования микроструктуры и фазового состава. Затем от дисков отбирали стружку для определения химического состава и вырезали образцы диаметром  $\sim 0,4$  см и толщиной  $\sim 0,1$  см для определения физико-химических свойств сплавов – температур  $\gamma'$ -солвус ( $T_{п.р}^{\gamma'}$ ), солидус ( $T_S$ ) и ликвидус ( $T_L$ ).



Рис. 2. Отливка образца с макросегрегацией, полученная методом направленной кристаллизации с плоским фронтом роста первичного сплава Ni–11Al–3Re–3Ru

Химический состав сплавов определяли методом атомно-эмиссионного анализа, температуры  $T_{п,р}^{\gamma'}$ ,  $T_S$  и  $T_L$  – методом дифференциального термического анализа (ДТА) при нагреве образцов в среде гелия со скоростью 20 °С/мин. Погрешность определения температур составляет  $\pm 3$  °С.

Микроструктуру исследовали методом растровой электронной микроскопии (РЭМ). Подготовка микрошлифов проведена с помощью химического травления. Фазовый состав образцов определяли на нетравленных микрошлифах методом рентгено-спектрального микроанализа (РСМА).

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

### Результаты и обсуждение

Закристаллизованная с плоским фронтом роста отливка из сплава состава Ni–11Al–3Re–3Ru (рис. 2) не имела стартовой области (области с равноосной зеренной структурой) и в области направленного роста состояла из длинных столбчатых зерен, простирающихся вплоть до прибыльной части, затвердевшей самопроизвольно после завершения процесса направленной кристаллизации.

Атомно-эмиссионный анализ различных участков отливки образца выявил изменение концентрации компонентов (макросегрегацию) в области направленного роста, приведенное на рис. 3 в виде кривых распределения Al, Re и Ru по отношению к доле закристаллизованного сплава – доле твердой фазы  $q$ .

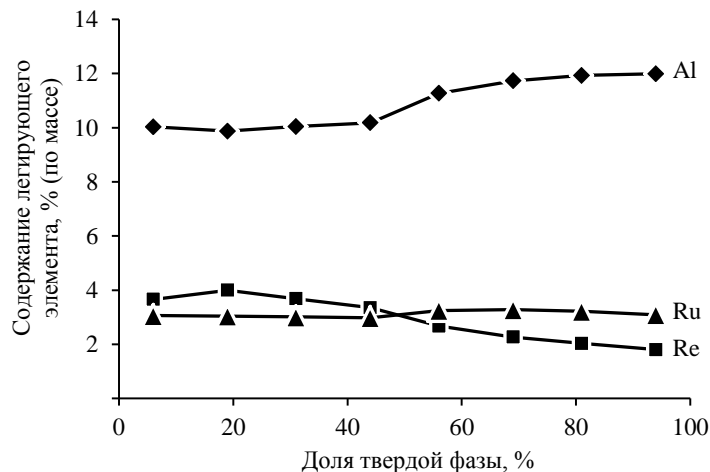


Рис. 3. Распределение алюминия, рутения и рения по длине области направленного роста отливки образца после кристаллизации с плоским фронтом роста первичного сплава состава Ni–11Al–3Re–3Ru в зависимости от доли твердой фазы  $q$

Видно, что концентрация алюминия  $C_{Al}$  изменяется с  $\sim 10$  % (по массе) в начальной части до  $\sim 12$  % (по массе) в конечной части области направленного роста отливки образца. Следовательно, в ходе кристаллизации с плоским фронтом роста расплава состава Ni–11Al–3Re–3Ru алюминий оттесняется в жидкую фазу. В сечениях вблизи  $q \approx 50$  %, где  $C_{Al} \approx 11$  % (по массе), наблюдается перелом на зависимости  $C_{Al} = f(q)$  с почти скачкообразным увеличением параметра  $C_{Al}$ , что, по-видимому, связано с изменением типа фазового превращения при кристаллизации. Содержание Re соответственно уменьшается с 3,7 до 1,8 % (по массе), т. е. Re оттесняется в процессе кристаллизации с плоским фронтом роста в твердую фазу. Сегрегация Ru по длине области направленного

роста отливки не наблюдается, его концентрация практически не изменяется по длине градиентной отливки образца, наблюдается только тенденция к увеличению его концентрации с 3,01 до 3,22 % (по массе).

Согласно результатам исследования с использованием методов РЭМ, РСМА и ДТА, градиентная отливка из первичного сплава состава Ni–11Al–3Re–3Ru, сформировавшаяся в результате макросегрегации компонентов Al, Re и Ru, имеет различные по длине микроструктуру, фазовый состав и физико-химические свойства.

Микроструктура в нижней части области направленного роста отливки при  $q < 50$  % представлена двумя фазами переменного состава:  $\gamma'$ -фазой на основе интерметаллического соединения  $Ni_3Al$  в виде крупных частиц размером  $\sim 5$  мкм (темное поле на рис. 4, а) и матричным твердым  $\gamma$ -раствором элементов в никеле (светлые прожилки на рис. 4, а). Химический состав этих фаз, полученный методом РСМА, приведен в табл. 1.

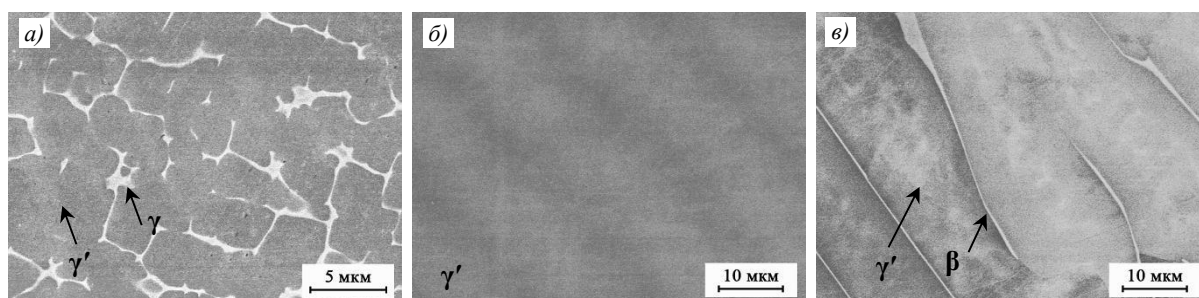


Рис. 4. Микроструктура (РСМА) сплавов системы Ni–Al–Re–Ru после направленной кристаллизации с плоским фронтом в поперечных сечениях градиентной отливки из первичного сплава состава Ni–11Al–3Re–3Ru с долей твердой фазы  $q$ : 11 (а), 60 (б) и 98 % (в)

Коэффициенты распределения Re и Ru между  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фазами  $K_i$  (где  $K_i = C_i^{\gamma'} / C_i^{\gamma}$ ;  $C_i^{\gamma'}$  и  $C_i^{\gamma}$  – соответственно концентрация в % (атомн.)  $i$ -го элемента в  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фазах) в четырехкомпонентных сплавах системы Ni–Al–Re–Ru со структурой  $\gamma + \gamma'$  составляют  $K_{Re} = 0,6$  и  $K_{Ru} = 0,4$  соответственно (табл. 1). Предельная растворимость Re и Ru в  $\gamma'$ -фазе этих сплавов составляет соответственно 1,1 и 1,5 % (атомн.) при максимальной растворимости алюминия, равной 21,1 % (атомн.).

В сплавах, вырезанных из средней части области направленного роста градиентной отливки ( $q = 60$ –70 %), методом РЭМ наблюдали только одну фазу (рис. 4, б) состава, % (атомн.): Ni–23,1Al–0,6Re–1,9Ru (табл. 1). Концентрация Al в этой фазе аналогична его концентрации в  $\gamma'$ -фазе систем Ni–Al–X (где X: Mo, W, Ta и др.) [32, 33]. Поэтому эту фазу следует отнести к  $\gamma'$ -фазе на основе интерметаллического соединения  $Ni_3Al$ , легированной Re и Ru. Растворимость Re и Ru в  $\gamma'$ -фазе этого состава составляет 0,5 и 1,9 % (атомн.) соответственно.

Микроструктура верхней части отливки в области направленного роста при  $q > 70$  % (рис. 4, в) состоит из матричной  $\gamma'$ -фазы, концентрация Al в которой составляет 23,6 % (атомн.), и пластинчатых фазовых выделений состава в % (атомн.): Ni–34,2Al–7,1Ru (табл. 1). Методом РСМА наличие Re в химическом составе пластинчатой фазы не обнаружено. Судя по химическому составу, эту фазу можно отнести к моноалюминиду NiAl ( $\beta$ -фаза), легированному Ru в количестве 7,1 % (атомн.). Растворимость Re и Ru в  $\gamma'$ -фазе этого двухфазного сплава составляет 0,5 и 1,4 % (атомн.) соответственно.

**Химический состав сплавов, их фаз и коэффициенты распределения элементов между фазами в различных сечениях\* отливки образца после кристаллизации с плоским фронтом роста первичного сплава состава Ni–11Al–3Re–3Ru**

Параметр	Доля твердой фазы $q$ , %	Концентрация, % (атомн.), и величина $K_i$ соответствующего элемента		
		Al	Re	Ru
$C_i$	11	19,9	1,2	1,7
$C_i^{\gamma'}$		20,3	1,1	1,5
$C_i^{\gamma}$		12,0	1,7	3,5
$K_i$		1,7	0,6	0,4
$C_i$	48	20,6	1,0	1,6
$C_i^{\gamma'}$		21,1	0,9	1,5
$C_i^{\gamma}$		13,7	1,5	3,5
$K_i$		1,5	0,6	0,4
$C_i$	63	22,7	0,7	1,7
$C_i^{\gamma'}$		22,9	0,5	1,9
$C_i$	94	23,4	0,5	1,6
$C_i^{\gamma'}$		23,6	0,5	1,4
$C_i^{\beta}$		34,2	0	7,1

\* Сечения отливки характеризовали долей твердой фазы  $q$ .

Примечание.  $C_i$  – концентрация  $i$ -го элемента в сплаве;  $C_i^{\gamma'}$ ,  $C_i^{\gamma}$  и  $C_i^{\beta}$  – соответственно концентрации  $i$ -го элемента в  $\gamma'$ -,  $\gamma$ - и  $\beta$ -фазах;  $K_i = C_i^{\gamma'} / C_i^{\gamma}$  – коэффициенты распределения  $i$ -го элемента между  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фазами.

Таким образом, экспериментальные данные свидетельствуют о том, что растворимость Re и Ru в  $\gamma'$ -фазе исследованных четырехкомпонентных сплавов системы Ni–Al–Re–Ru значительно меньше, чем в соответствующих трехкомпонентных системах Ni–Al–X (где X: Re, Ru). Вместе с тем в системе Ni–Al–Re–Ru суммарная растворимость (Re + Ru) больше, чем растворимость Re в системе Ni–Al–Re, но меньше, чем растворимость Ru в системе Ni–Al–Ru. Следует учесть, что в четырехкомпонентной системе Ni–Al–W–Mo суммарная растворимость (W + Mo) в  $\gamma'$ -фазе выше, чем растворимость W и Mo в  $\gamma'$ -фазе соответствующих трехкомпонентных систем Ni–Al–X (где X: W, Mo) [15, 34].

Методом ДТА при нагреве образцов, отобранных из области направленного роста градиентной отливки из первичного сплава состава Ni–11Al–3Re–3Ru, определены температуры фазовых превращений ( $T_{\text{п.р}}^{\gamma'}$ ,  $T_S$  и  $T_L$ ) в сплавах системы Ni–Al–Re–Ru с различной структурой. В табл. 2 показаны экспериментальные результаты этого анализа.

Видно, что увеличение температуры полного растворения  $T_{\text{п.р}}^{\gamma'}$  никелевых сплавов  $\gamma + \gamma'$  четырехкомпонентной системы Ni–Al–Re–Ru с повышением значений  $q$  обусловлено возрастанием содержания Al в сплаве  $\gamma + \gamma'$ . Кроме того, численные значения температуры  $T_{\text{п.р}}^{\gamma'}$  хорошо согласуются с кривой растворимости Al в Ni на диаграмме состояния бинарной системы Ni–Al, представленной в справочнике [35]. Это позволяет сделать вывод, что  $\gamma'$ -фаза в сплавах  $\gamma + \gamma'$  образуется путем распада матричного  $\gamma$ -твердого раствора при охлаждении с температуры  $T_S$ . Температура  $T_{\text{п.р}}^{\gamma'}$  повышается с

1327 °С при  $C_{Al} = 19,8$  % (атомн.) до 1342 °С при  $C_{Al} = 20,5$  % (атомн.). При этом Re и Ru заметного влияния на эту характеристику не оказали, как это отмечалось ранее для ЖНС, в части касающейся их легирования Ru [26] и Re [36]. Концентрационная зависимость температур  $T_S$  и  $T_L$  никелевых сплавов структуры  $\gamma + \gamma'$  незначительная и может быть объяснена разнонаправленным влиянием Re и Ru на эти свойства. Отметим, что в никелевых трехкомпонентных системах Ni–Al–X (где X: Re, Ru) рений повышает температуру  $T_S$  [27], а рутений практически не влияет на температуру  $T_L$  [37].

Таблица 2

**Температуры фазовых превращений в никелевых сплавах различных сечений отливки образца после кристаллизации с плоским фронтом роста первичного сплава состава Ni–11Al–3Re–3Ru**

Доля твердой фазы $q$ , %	Концентрация элемента в Ni-сплаве, % (атомн.)			Структура сплава	$T_{п.р}^{\gamma'}$	$T_S$	$T_L$
	Al	Re	Ru		°С		
14	19,8	1,1	1,7	$\gamma + \gamma'$	1327	1387	1431
26	20,1	1,1	1,6		1334	1383	1426
40	20,5	0,9	1,6		1342	1380	1427
63	22,7	0,7	1,7	$\gamma'$	–	1374	1404
75	23,1	0,6	1,7	$\gamma' + \beta$	–	1372	1404
88	23,3	0,5	1,6		–	1372	1401

Сопоставляя результаты, приведенные в табл. 1 и 2 для сплавов со структурами  $\gamma'$  и  $\gamma' + \beta$ , с новой версией фрагмента диаграммы состояния системы Ni–Al в области составов, соответствующих  $\gamma'$ -фазе [38–41], можно заключить следующее:

– последние порции никелевого расплава состава (% (атомн.)) Ni–22,7Al–0,7Re–1,7Ru кристаллизуются по перитектической реакции с образованием  $\gamma'$ -фазы при температуре 1374 °С;

– последние порции никелевых расплавов состава (% (атомн.)) Ni–23,1Al–0,6Re–1,7Ru и Ni–23,3Al–0,5Re–1,6Ru кристаллизуются по эвтектической реакции с образованием двойной эвтектики  $\gamma' + \beta$  при температуре 1372 °С.

### Заключения

При направленной кристаллизации с плоским фронтом роста первичного четырехкомпонентного сплава состава Ni–11Al–3Re–3Ru происходит макросегрегация компонентов. Изготовленная отливка образца имеет разный химический состав по длине (градиентная отливка), а также различные физико-химические и структурно-фазовые характеристики.

Установлено, что в градиентной отливке при направленной кристаллизации алюминий оттесняется в расплав и его содержание повышается с возрастанием доли закристаллизовавшегося расплава, а рений, напротив, оттесняется в твердую фазу и его содержание уменьшается, при этом рутений не сегрегирует в ходе направленной кристаллизации и его концентрация по длине градиентной отливки остается постоянной.

При направленной кристаллизации в зависимости от распределения Al, Re и Ru по длине градиентной отливки последовательно формируются сплавы с фазовым составом:  $\gamma + \gamma'$ ,  $\gamma'$  и  $\gamma' + \beta$ , где  $\gamma$  – твердый раствор Re и Ru в Ni;  $\gamma'$  – фаза на основе интерметаллида Ni<sub>3</sub>Al, легированного Re и Ru;  $\beta$  – фаза на основе алюминида никеля (NiAl), легированного Ru.

В четырехкомпонентных сплавах системы Ni–Al–Re–Ru определена растворимость компонентов Re и Ru в  $\gamma'$ -фазе, составляющая в сплаве на основе  $\gamma + \gamma'$ : 1,1 и

1,5 % (атомн.); в сплаве на основе  $\gamma'$ -фазы: 0,5 и 1,9 % (атомн.); в сплаве на основе  $\gamma' + \beta$ : 0,5 и 1,4 % (атомн.) соответственно; растворимость Ru в  $\beta$ -фазе составляет 7,1 % (атомн.); наличие Re в  $\beta$ -фазе не обнаружено. По сравнению с трехкомпонентными сплавами систем Ni–Al–X (где X: Ru, Re) одновременное взаимодействие Re и Ru уменьшает их растворимость в  $\gamma'$ -фазе четырехкомпонентных сплавов Ni–Al–Re–Ru.

Определены температуры полного растворения  $\gamma'$ -фазы в матричном  $\gamma$ -твердом растворе ( $\gamma'$ -солвус), солидус и ликвидус никелевых сплавов со структурами на основе  $\gamma + \gamma'$ ,  $\gamma'$  и  $\gamma' + \beta$  системы Ni–Al–Re–Ru. В сплавах на основе  $\gamma + \gamma'$  температура солвус  $\gamma'$ -фазы повышается с 1327 °С при  $C_{Al} = 19,8$  % (атомн.) до 1342 °С при  $C_{Al} = 20,5$  % (атомн.), Re и Ru заметного влияния на эту характеристику не оказали. Обнаружено незначительное совместное влияние Re и Ru на температуры солидус и ликвидус никелевых сплавов на основе  $\gamma + \gamma'$ .

Обнаружено, что в четырехкомпонентной системе Ni–Al–Re–Ru при кристаллизации  $\gamma'$ -фаза образуется по перитектической реакции  $L + \gamma \rightarrow \gamma'$  при температуре 1374 °С и по эвтектической реакции  $L \rightarrow \gamma' + \beta$  – при температуре 1372 °С.

#### Список источников

1. Работы ведущих авиадвигателестроительных компаний в обеспечении создания перспективных авиационных двигателей (аналитический обзор) / под общ. ред. В.А. Скибина, В.И. Солонина. М.: ЦИАМ, 2010. 678 с.
2. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. № 2 (14). С. 16–21.
3. Логунов А.В. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков газовых турбин. Рыбинск: Газотурбинные технологии, 2017. 854 с.
4. Reed R.C. The Superalloys. Fundamentals and Applications. Cambridge: United Kingdom at University Press, 2006. 372 p.
5. Бондаренко Ю.А. Тенденции развития высокотемпературных металлических материалов и технологий при создании современных авиационных газотурбинных двигателей // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 2 (55). С. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-3-11.
6. Каблов Е.Н. Физико-химические и технологические особенности создания жаропрочных сплавов, содержащих рений // Вестник Московского университета. Сер. 2: Химия, 2005. Т. 46. № 3. С. 155–167.
7. Lu F., Antonov S., Zheng Y. et al. Effect of Re on long-term creep behavior of nickel-based single-crystal superalloys for industrial gas turbine applications // Superalloys 2020. TMS, 2020. P. 218–227.
8. Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Епишин А.И., Елютин Е.С. Синергическое влияние рения и рутения на длительную прочность монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов III–IV поколений // Физика металлов и металловедение. 2022. Т. 123. № 8. С. 888–894.
9. Matuszewski K., Rettig R., Matysiak H. et al. Effect of ruthenium on the precipitation of topologically close packed phases in Ni-base superalloys of 3rd and 4th generation // Acta Materialia. 2015. Vol. 95. P. 274–283. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.05.033.
10. Glatzel U. Microstructure and internal strains of undeformed and creep deformed samples of a Nickel-base superalloy. Berlin: Verlag Dr. Köster, 1994. 80 p.
11. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Морозова Г.И., Светлов И.Л. Физико-химические факторы жаропрочности никелевых сплавов, содержащих рений // Авиационные материалы и технологии. 2004. № 1. С. 37–47.
12. Shu D., Tian S., Liu L. et al. Influence of Re/Ru on concentration in  $\gamma/\gamma'$  phases of in nickel-base single crystal superalloys // Materials and Design. 2017. Vol. 132. P. 198–207.
13. Saunders N. Phase diagram calculation for Ni-base superalloys // Superalloys 1996. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 1996. P. 101–110.

14. Петрушин Н.В., Бронфин М.Б., Чабина Е.Б., Дьячкова Л.А. Фазовые превращения и структура направленно закристаллизованных интерметаллидных сплавов системы Ni–Al–Re // *Металлы*. 1994. № 3. С. 85–93.
15. Chakravorty S., West D.R.F. Constitution of Ni<sub>3</sub>Al–Ni<sub>3</sub>Mo–Ni<sub>3</sub>W section of Ni–Al–Mo–W system // *Materials Science and Technology*. 1986. Vol. 2. No. 10. P. 989–996.
16. Удовский А.Л., Олдаковский И.В., Молдавский В.Г. Теоретические и экспериментальные исследования фазовых равновесий системы Ni–NiAl–W в интервале 900–1500 °С // *Металлы*. 1991. № 4. С. 112–123.
17. Tryon B., Pollock T.M. Experimental assessment of the Ru–Al–Ni ternary phase diagram at 1000 and 1100 °C // *Materials Sciences and Engineering A*. 2006. Vol. 430. P. 266–276.
18. Van Sluytman J.S., La Fontaine A., Cairney J.M., Pollock T.M. Elemental partitioning of platinum metal containing Ni-base superalloys using electron microprobe analysis and atom probe tomography // *Acta Materialia*. 2010. Vol. 58. P. 1952–1962.
19. Кузнецов В.П., Лесников В.П., Конакова И.П. и др. Структурные и фазовые превращения в монокристаллическом никелевом сплаве, легированном рением и рутением, в условиях испытаний на длительную прочность // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2015. № 8 (722). С. 55–59.
20. Wang X.G., Liu J.L., Jin T., Sun X.F. The effects of ruthenium additions on tensile deformation mechanisms of single crystal superalloys at different temperatures // *Materials and Design*. 2014. Vol. 63. P. 286–293.
21. Wang Y.-J., Wang C.-J. The alloying mechanisms of Re, Ru in quaternary Ni-based superalloys  $\gamma/\gamma'$  interface: A first principle calculation // *Materials Science and Engineering A*. 2008. Vol. 490. P. 242–249.
22. Каблов Е.Н., Герасимов В.В., Висик Е.М. Технологические особенности получения монокристаллических образцов и турбинных лопаток из высокорениевых жаропрочных сплавов на установках УВНК-9 и ВИАМ-1790 // *Авиационные материалы и технологии*. 2004. № 1. С. 91–97.
23. Каблов Е.Н., Ечин А.Б., Бондаренко Ю.А. История развития технологии направленной кристаллизации и оборудования для литья лопаток газотурбинных двигателей // *Труды ВИАМ*. 2020. № 3 (87). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.10.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-3-12.
24. Вигдорович В.Н., Вольпян А.Е., Курдюмов Г.М. Направленная кристаллизация и физико-химический анализ. М.: Химия, 1976. 200 с.
25. Epishin A., Brückner U., Portella P.D., Link T. Influence of small rhenium additions on the lattice spacing of nickel solid solution // *Scripta Materialia*. 2003. Vol. 48. P. 455–459.
26. Епишин А.И., Родин А.О., Бокштейн Б.С., Светлов И.Л. Взаимная диффузия в бинарных сплавах системы Ni–Re // *Физика металлов и металловедение*. 2015. Т. 116. № 2. С. 184–190.
27. Петрушин Н.В., Елютин Е.С., Чабина Е.Б. Фазовые и структурные превращения при направленной кристаллизации с плоским фронтом интерметаллидных эвтектических сплавов на основе никеля // *Труды ВИАМ*. 2020. № 3 (87). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.01.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-13-29.
28. Petrushin N.V., Elyutin E.S., Nazarkin R.M. et al. Segregation of alloying elements in directionally solidified Re–Ru-containing Ni-based superalloy // *Inorganic Materials: Applied Research*. 2016. Vol. 7. No. 6. P. 824–831.
29. Kurz W., Fisher D.J. Fundamentals of solidification. Fourth revised edition. Uetikon-Zuerich: Trans Tech Publications Ltd., 1998. 306 p.
30. Bridgman P.W. Certain physical properties of single crystals of tungsten, antimony, bismuth, tellurium, cadmium, zinc, and tin // *Proceedings of the American Academy of Arts and Sciences*. 1925. Vol. 60. P. 305–383. DOI: 10.2307/25130058.
31. Курц В., Зам П.Р. Направленная кристаллизация эвтектических материалов. М.: Металлургия, 1980. 274 с.
32. Лашко Н.Ф., Заславская Л.В., Козлова М.Н. и др. Физико-химический фазовый анализ сталей и сплавов. М.: Металлургия, 1978. 336 с.

33. Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок: в 2 кн. / под ред. Ч.Т. Симса, Н.С. Столоффа, У.К. Хагеля; пер. с англ. М.: Металлургия, 1995. Кн. 1. 768 с.
34. Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б., Толорайя В.Н., Гаврилин О.С. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение, 1997. 336 с.
35. Барабаш О.М., Коваль Ю.Н. Кристаллическая структура металлов и сплавов: справочник. Киев: Наукова Думка, 1986. 598 с.
36. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. Никелевые жаропрочные сплавы для лопаток с направленной и монокристаллической структурой (часть I) // Материаловедение. 1997. № 4. С. 32–39.
37. Feng Q., Nandy T.K., Tin S., Pollock T.M. Solidification of high-refractory ruthenium-containing superalloys // *Acta Materialia*. 2003. Vol. 51. No. 1. P. 269–284. DOI: 10.1016/S1359-6454(02)00397-X.
38. Bremer F.J., Beyss M., Karthaus E. et al. Experimental analysis of the Ni–Al phase diagram // *Journal Crystal Growth*. 1988. Vol. 87. No. 2–3. P. 185–192.
39. Hilpert K., Kobertz D., Venugopal V. et al. Phase diagram studies on the Al–Ni system // *Zeitschrift fur Naturforschung*. 1987. Vol. 42a. P. 1327–1332.
40. Verhoeven J.D., Lee J.H., Laabs F.C., Jones L.L. The phase equilibria of Ni<sub>3</sub>Al evaluated by directional solidification and diffusion couple experiment // *Journal Phase Equilibrium*. 1991. Vol. 12. No. 1. P. 15–23.
41. Удовский А.Л., Олдаковский И.В., Молдавский В.Г. О ревизии диаграммы состояния системы никель–алюминий // Доклады АН СССР. 1991. Т. 317. № 1. С. 161–165.

#### References

1. *The work of leading aircraft engine companies in ensuring the creation of advanced aircraft engines (analytical review)*. Ed. V.A. Skibin, V.I. Solonin. Moscow: TsiAM, 2021, 678 p.
2. Kablov E.N. Materials of the new generation – the basis of innovation, technological leadership and national security of Russia. *Intellekt i tekhnologii*, 2016, no. 2 (14), pp. 16–21.
3. Logunov A.V. *Heat-resistant nickel alloys for blades and disks of gas turbines*. Rybinsk: Gas Turbine Technologies, 2017, 854 p.
4. Reed R.C. *The Superalloys. Fundamentals and Applications*. Cambridge: United Kingdom at University Press, 2006, 372 p.
5. Bondarenko Yu.A. Trends in the development of high-temperature metal materials and technologies in the production of modern aircraft gas turbine engines. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2019, no. 2 (55), pp. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-3-11.
6. Kablov E.N. Physico-chemical and technological features of the creation of heat-resistant alloys containing rhenium. *Vestnik Moskovskogo universiteta*. Ser. 2: Chemistry, 2005, vol. 46, no. 3, pp. 155–167.
7. Lu F., Antonov S., Zheng Y. et al. Effect of Re on long-term creep behavior of nickel-based single-crystal superalloys for industrial gas turbine applications. *Superalloys 2020*. TMS, 2020, pp. 218–227.
8. Svetlov I.L., Petrushin N.V., Epishin A.I., Elyutin E.S. Synergistic effect of rhenium and ruthenium on the long-term strength of single crystals of nickel heat-resistant alloys III–IV generations. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2022, vol. 123, no. 8, pp. 888–894.
9. Matuszewski K., Rettig R., Matysiak H. et al. Effect of ruthenium on the precipitation of topologically close packed phases in Ni-base superalloys of 3rd and 4th generation. *Acta Materialia*, 2015, vol. 95, pp. 274–283. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.05.033.
10. Glatzel U. *Microstructure and internal strains of undeformed and creep deformed samples of a Nickel-base superalloy*. Berlin: Verlag Dr. Köster, 1994, 80 p.
11. Kablov E.N., Petrushin N.V., Morozova G.I., Svetlov I.L. Physical and chemical factors of heat resistance of nickel alloys containing rhenium. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2004, no. 1, pp. 37–47.
12. Shu D., Tian S., Liu L. et al. Influence of Re/Ru on concentration in  $\gamma/\gamma'$  phases of in nickel-base single crystal superalloys. *Materials and Design*, 2017, vol. 132, pp. 198–207.

13. Saunders N. Phase diagram calculation for Ni-base superalloys. *Superalloys 1996*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 1996, pp. 101–110.
14. Petrushin N.V., Bronfin M.B., Chabina E.B., Dyachkova L.A. Phase transformations and structure of directionally crystallized intermetallic alloys of the Ni–Al–Re system. *Metally*, 1994, no. 3, pp. 85–93.
15. Chakravorty S., West D.R.F. Constitution of Ni<sub>3</sub>Al–Ni<sub>3</sub>Mo–Ni<sub>3</sub>W section of Ni–Al–Mo–W system. *Materials Science and Technology*, 1986, vol. 2, no. 10, pp. 989–996.
16. Udovskiy A.L., Oldakovskiy I.V., Moldavskiy V.G. Theoretical and experimental studies of phase equilibria of the Ni–NiAl–W system in the range of 900–1500 °C. *Metally*, 1991, no. 4, pp. 112–123.
17. Tryon B., Pollock T.M. Experimental assessment of the Ru–Al–Ni ternary phase diagram at 1000 and 1100 °C. *Materials Sciences and Engineering A*, 2006, vol. 430, pp. 266–276.
18. Van Sluytman J.S., La Fontaine A., Cairney J.M., Pollock T.M. Elemental partitioning of platinum metal containing Ni-base superalloys using electron microprobe analysis and atom probe tomography. *Acta Materialia*, 2010, vol. 58, pp. 1952–1962.
19. Kuznetsov V.P., Lesnikov V.P., Konakova I.P. Structural and phase transformations in a single-crystal nickel alloy alloyed with rhenium and ruthenium under conditions of long-term strength testing. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2015, no. 8 (722), pp. 55–59.
20. Wang X.G., Liu J.L., Jin T., Sun X.F. The effects of ruthenium additions on tensile deformation mechanisms of single crystal superalloys at different temperatures. *Materials and Design*, 2014, vol. 63, p. 286–293.
21. Wang Y.-J., Wang C.-J. The alloying mechanisms of Re, Ru in quaternary Ni-based superalloys  $\gamma/\gamma'$  interface: A first principle calculation. *Materials Science and Engineering A*, 2008, vol. 490, pp. 242–249.
22. Kablov E.N., Gerasimov V.V., Visik E.M. Technological features of obtaining single-crystal samples and turbine blades from high-rhenium heat-resistant alloys at UVNK-9 and VIAM-1790 units. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2004, no. 1, pp. 91–97.
23. Kablov E.N., Echin A.B., Bondarenko Yu.A. History of development of directional crystallization technology and equipment for casting blades of gas turbine engines. *Trudy VIAM*, 2020, no. 3 (87), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 18, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-3-12. (дата обращения: 18.10.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-3-12.
24. Vigdorovich V.N., Volpyan A.E., Kurdyumov G.M. *Directed crystallization and physical and chemical analysis*. Moscow: Khimiya, 1976, 200 p.
25. Epishin A., Brückner U., Portella P.D., Link T. Influence of small rhenium additions on the lattice spacing of nickel solid solution. *Scripta Materialia*, 2003, vol. 48, pp. 455–459.
26. Epishin A.I., Rodin A.O., Bokshtein B.S., Svetlov I.L. Mutual diffusion in binary alloys of the Ni–Re system. *Fizika metallov i metallovedeniye*, 2015, vol. 116, no. 2, pp. 184–190.
27. Petrushin N.V., Elyutin E.S., Chabina E.B. Phase and structural transformations in directionally solidified with plant front intermetallic eutectic Ni-based alloys. *Trudy VIAM*, 2020, no. 3 (87), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: January 16, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-13-29.
28. Petrushin N.V., Elyutin E.S., Nazarkin R.M. et al. Segregation of alloying elements in directionally solidified Re–Ru-containing Ni-based superalloy. *Inorganic Materials: Applied Research*, 2016, vol. 7, no. 6, pp. 824–831.
29. Kurz W., Fisher D.J. *Fundamentals of solidification. Fourth revised edition*. Uetikon-Zuerich: Trans Tech Publications Ltd., 1998, 306 p.
30. Bridgman P.W. Certain physical properties of single crystals of tungsten, antimony, bismuth, tellurium, cadmium, zinc, and tin. *Proceedings of the American Academy of Arts and Sciences*, 1925, vol. 60, pp. 305–383. DOI: 10.2307/25130058.
31. Kurts V., Deputy P.R. Directed crystallization of eutectic materials. Moscow: Metallurgiya, 1980, 274 p.
32. Lashko N.F., Zaslavskaya L.V., Kozlova M.N. et al. *Physico-chemical phase analysis of steels and alloys*. Moscow: Metallurgiya, 1978, 336 p.

33. *Superalloys II. Heat-resistant materials for aerospace and industrial power plants*: in 2 books. Ed. Ch.T. Sims, N.S. Stoloff, W.K. Hagel. Trans. from Engl. Moscow: Metallurgiya, 1995, book 1, 768 p.
34. Shalin R.E., Svetlov I.L., Kachanov E.B., Tolorayya V.N., Gavrilin O.S. *Single crystals of nickel heat-resistant alloys*. Moscow: Mashinostroenie, 1997, 336 p.
35. Barabash O.M., Koval Yu.N. *Crystal structure of metals and alloys*: reference book. Kyiv: Naukova Dumka, 1986, 598 p.
36. Kablov E.N., Svetlov I.L., Petrushin N.V. Nickel heat-resistant alloys for blades with directional and single-crystal structure (part I). *Materialovedenie*, 1997, no. 4, pp. 32–39.
37. Feng Q., Nandy T.K., Tin S., Pollock T.M. Solidification of high-refractory ruthenium-containing superalloys. *Acta Materialia*, 2003, vol. 51, no. 1, pp. 269–284. DOI: 10.1016/S1359-6454(02)00397-X.
38. Bremer F.J., Beyss M., Karthaus E. et al. Experimental analysis of the Ni–Al phase diagram. *Journal Crystal Growth*, 1988, vol. 87, no. 2–3, pp. 185–192.
39. Hilpert K., Kobertz D., Venugopal V. et al. Phase diagram studies on the Al–Ni system. *Zeitschrift fur Naturforschung*, 1987, vol. 42a, pp. 1327–1332.
40. Verhoeven J.D., Lee J.H., Laabs F.C., Jones L.L. The phase equilibria of Ni<sub>3</sub>Al evaluated by directional solidification and diffusion couple experiment. *Journal Phase Equilibrium*, 1991, vol. 12, no. 1, pp. 15–23.
41. Udovskiy A.L., Oldakovskiy I.V., Moldavskiy V.G. On the revision of the state diagram of the nickel-aluminum system. *Doklady AN SSSR*, 1991, vol. 317, no. 1, pp. 161–165.

**Информация об авторах**

**Елютин Евгений Сергеевич**, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Петрушин Николай Васильевич**, главный научный сотрудник, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Карачевцев Федор Николаевич**, начальник лаборатории, к.х.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Чабина Елена Борисовна**, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Information about the authors**

**Evgeny S. Elyutin**, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

**Nikolay V. Petrushin**, Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

**Fedor N. Karachevtsev**, Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Chem.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

**Elena B. Chabina**, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 29.03.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 13.04.2023.

The article was submitted 29.03.2023; approved and accepted for publication after reviewing 13.04.2023.