

## СТРУКТУРА И ЖАРОПРОЧНОСТЬ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО РЕНИЙСОДЕРЖАЩЕГО СПЛАВА ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Э.Г. Аргинбаева

elargin@mail.ru

О.А. Базылева

intermetallidbaz@gmail.com

Ф.Н. Карачевцев

kara4ev@mail.ru

Р.М. Назаркин

nazarkinrm@viam.ru

ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ, Москва, Российская Федерация

---

### Аннотация

Разработанные интерметаллидные сплавы на основе соединения  $Ni_3Al$ , известные под марками ВКНА и ВИН, привлекают внимание высокими значениями рабочих температур (до 1200 °С) и относительно невысокой плотностью (~ 8 г/см<sup>3</sup>). Известно, что интерметаллидные сплавы первых поколений, такие как ВКНА-1В и ВКНА-4У, не требуют многостадийной термической обработки. Обусловленное высокими требованиями к материалам горячего тракта газотурбинных двигателей повышение значений прочностных характеристик происходит в том числе за счет увеличения содержания тугоплавких легирующих элементов, поэтому изыскания в области температурных воздействий на структуру и свойства интерметаллидных сплавов нового поколения становятся весьма актуальными. Выполнены исследования влияния режимов термической обработки на структурно-фазовое состояние интерметаллидного сплава марки ВИН4, содержащего рений. Показано, что отжиг при температурах, близких к температуре солвус, позволяет увеличить время до разрушения при испытаниях на длительную прочность при 1100 °С. В то же время при термической обработке сплава с высокой скоростью охлаждения происходит перераспределение элементов с неравномерным выделением фаз различной морфологии, обогащенных молибденом и хромом, что негативно сказывается на результатах длительной прочности. Исследования являются

### Ключевые слова

*Интерметаллид, никель, термическая обработка, структура, фаза, мисфит*

промежуточным этапом в установлении закономерностей влияния параметров термической обработки на интерметаллидные сплавы в зависимости от степени легирования

Поступила 09.01.2019

© Автор(ы), 2019

---

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №16-38-00260 «Исследование закономерностей формирования структурно-фазового состояния жаропрочных литейных интерметаллидных сплавов на основе никеля после различных режимов термической обработки»*

**Введение.** Академик С.Т. Кишкин, выдвинув теорию гетерофазности жаропрочных сплавов, положил начало новому витку споров и исследований. Со временем было доказано, что основной упрочняющей фазой жаропрочных никелевых сплавов является соединение  $\text{Ni}_3\text{Al}$  ( $\gamma'$ -фаза) [1]. С развитием материаловедения и ростом показателей эксплуатационных характеристик содержание  $\gamma'$ -фазы увеличивалось [2, 3]. Известно, что интерметаллид  $\text{Ni}_3\text{Al}$  имеет высокую температуру плавления (1395 °С), невысокие плотность (7,5 г/см<sup>3</sup>) и фазовую стабильность при температурах более 1000 °С. В результате ряда проведенных изысканий разработана серия сплавов марки ВКНА, в которых количество  $\gamma'$ -фазы достигает 85...90 % об. [4, 5]. Отметим, что первые сплавы марки ВКНА имели относительно простой химический состав, включающий в себя легирование Cr, Ti, Mo и W. Их не подвергали специальной структурообразующей термической обработке (ТО), так как все исследования доказали отсутствие ее необходимости. Таким образом, рекомендованы режимы, позволяющие уменьшить поверхностные напряжения, которые возникают после отливки или механической обработки полуфабрикатов (материалов) [6, 7].

Со временем интерметаллидные сплавы так же, как и никелевые сплавы, становились все более жаропрочными — в основном за счет увеличения содержания тугоплавких легирующих элементов, в том числе рения. Это внесло коррективы в режимы ТО. Так, например, для стабилизации фазового состава и снижения ликвационной неоднородности сплав марки ВИН2, содержащий до 3 % масс. рения, подвергают высоко-температурному гомогенизационному отжигу [8].

В работе [9] приведено влияние тугоплавких легирующих элементов на свойства ряда интерметаллидных никелевых сплавов ВКНА и ВИН, а также на структурно-фазовое состояние. В представленной работе проанализировано влияние различных режимов ТО в зависимости от легирования сплава на структурные параметры и длительную прочность.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 7.3: Создание интерметаллидных никелевых сплавов и композиционных материалов на их основе («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [10, 11].

**Материалы и методики исследований.** Объектом исследования являлся интерметаллидный сплав серии ВИН – ВИН4, содержащий рений, с монокристаллической структурой кристаллографической ориентации (КГО) [11].

Прутковые (шихтовые) заготовки из интерметаллидных сплавов выплавляли вакуумным индукционным методом на установке типа ВИАМ-2002 с емкостью тигля 20 кг.

Литье монокристаллов жаропрочных интерметаллидных сплавов осуществляли методом ЛМС (Liquid Metal Cooling) на промышленной установке типа УВНК-9А со шлюзовой камерой с температурным градиентом кристаллизации в интервале  $G = 60 \dots 80$  °С/см.

Микроструктурные исследования проводили на растровом электронном микроскопе Hitachi SU 8010, снабженном рентгеновским детектором Oxford Instruments X-Max (80 мм<sup>2</sup>), при ускоряющем напряжении 15 кВ.

Структурно-фазовые параметры интерметаллидных сплавов определяли по результатам рентгеноструктурного анализа дифрактометрическим методом на установке ДРОН-3М по формуле Вульфа — Брэгга. Размерное несоответствие кристаллических решеток  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фаз (мисфит) рассчитывали по формуле

$$D = \frac{a_{\gamma} - a_{\gamma'}}{a_{\gamma}}, \quad (1)$$

где  $a_{\gamma}$  и  $a_{\gamma'}$  — периоды решетки  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фазы [12].

Время до разрушения при испытаниях на длительную прочность традиционно определяется в соответствии с ГОСТ 10145–81.

**Результаты исследований и их обсуждение.** Исследуемый интерметаллидный сплав ВИН4 (ВИАМ интерметаллидный никелевый) имеет подобно сплаву ВИН1 (ВКНА-25) систему легирования, но, помимо вольфрама, молибдена и рения, дополнительно содержит тантал. Кроме того, сумма тугоплавких легирующих элементов в сплаве ВИН4 составляет 10,5 % масс., в сплаве ВИН1 — 9,5 % масс. Исследование влияния ГО на структуру и длительную прочность проводили после двухступенчатой обработки. Первая ступень заключалась в высокотемпературной обра-

ботке при температурах, близких к температурам полного растворения  $T_{п.р}$   $\gamma'$ -фазы и солидуса  $T_s$ .

Варианты первой ступени ТО следующие.

1. Термическая обработка при  $T_{п.р} - 20$  °С, выдержка в течение 5 ч.
2. Закалка с  $T_{п.р} + 20$  °С после выдержки в течение 5 ч.
3. Закалка с  $T_s \pm 5$  °С после выдержки в течение 2 ч.
4. Закалка с  $T_s \pm 5$  °С после выдержки в течение 4 ч.
5. Закалка с  $T_s + 20$  °С после выдержки в течение 2 ч.
6. Закалка с  $T_s + 20$  °С после выдержки в течение 4 ч.

Поясним температурные режимы первой ступени высокотемпературной обработки. Режим 1 выбран в качестве базового для сравнения, поскольку, как указано в паспорте на сплав, образцы подвергали отжигу при  $T_{п.р} - 20$  °С [13]; режим 2 — при температуре  $T_{п.р} + 20$  °С — для гомогенизации фазового состава. Температурно-временные режимы 3–6 обусловлены перекристаллизацией сплава для получения равномерной мелкодисперсной структуры  $\gamma' + \gamma$ .

Вторая ступень ТО состояла в выдержке при 850 °С в течение 5 и 10 ч. Отметим, что, согласно данным паспорта на сплав ВИН4, старение проводят при 850 °С в течение 5 ч. Таким образом исследовано 18 вариантов ТО (табл. 1).

Таблица 1

**Режимы ТО образцов интерметаллидного сплава марки ВИН4**

Номер режима ТО	Первая ступень ТО	Вторая ступень ТО — старение при 850 °С	
		5 ч	10 ч
1	ТО при $T_{п.р} - 20$ °С, выдержка в течение 5 ч, охлаждение на воздухе		
2		+	
3			+
4	ТО при $T_{п.р} + 20$ °С после выдержки в течение 5 ч, охлаждение на воздухе		
5		+	
6			+
7	ТО при $T_s \pm 5$ °С после выдержки в течение 2 ч, охлаждение на воздухе		
8		+	
9			+
10	ТО при $T_s \pm 5$ °С с выдержкой в течение 4 ч, охлаждение на воздухе		
11		+	
12			+

Номер режима ТО	Первая степень ТО	Вторая степень ТО — старение при 850 °С	
		5 ч	10 ч
13	ТО при $T_s + 20$ °С с выдержкой в течение 2 ч, охлаждение на воздухе		
14		+	
15			+
16	ТО при $T_s + 20$ °С с выдержкой в течение 4 ч, охлаждение на воздухе		
17		+	
18			+

Для определения структурно-фазовых параметров образцов интерметаллидного сплава ВИН4 после ТО проводили рентгеноструктурный анализ. Средние значения результатов исследований, рассчитанные по трем точкам, приведены в табл. 2.

Таблица 2

**Структурно-фазовые параметры образцов интерметаллидного сплава ВИН4 после ТО**

Номер режима термической обработки	Структурно-фазовые параметры				
	Период кристаллической решетки (среднее значение) $a$ , нм		Мисфит $\gamma / \gamma'$ , %	Объемное содержание (среднее значение), %	
	$\gamma'$ -фазы	$\gamma$ -фазы		$\gamma$ -фазы	$\gamma'$ -фазы
1	0,3588	0,3605	0,47	13,4	86,6
<b>2</b>	<b>0,3584</b>	<b>0,3609</b>	<b>0,69</b>	<b>5,7</b>	<b>94,3</b>
3	0,3584	0,3609	0,67	4,7	95,3
4	0,3587	0,3606	0,51	8,1	91,9
5	0,3584	0,3605	0,6	5,1	94,9
6	0,3584	0,3607	0,66	4,8	95,2
7	0,3585	0,3603	0,5	11,5	88,5
<b>8</b>	<b>0,3585</b>	<b>0,3613</b>	<b>0,78</b>	<b>5,6</b>	<b>94,4</b>
9	0,3586	0,361	0,66	4,8	95,2
10	0,3587	0,3607	0,56	9,4	90,6
11	0,3585	0,361	0,69	4,3	95,7
<b>12</b>	<b>0,3584</b>	<b>0,3612</b>	<b>0,78</b>	<b>4,4</b>	<b>95,6</b>
13	0,3588	0,3596	0,23	36	64
14	0,3583	0,3611	0,78	7,1	92,9
15	0,3584	0,3614	0,82	6,3	93,7
16	0,3589	0,3608	0,53	17,6	82,4
17	0,3583	0,361	0,76	7,3	92,7
<b>18</b>	<b>0,3585</b>	<b>0,3613</b>	<b>0,78</b>	<b>6,0</b>	<b>94,0</b>

Согласно имеющимся сведениям о прямой зависимости характеристик длительной прочности от структурно-фазовых параметров, в частности мисфита  $\gamma / \gamma'$ , и приведенным ранее результатам рентгеноструктурных исследований, для последующих исследований остановились на режимах № 2, 8, 12 и 18, как обеспечивающих максимальные значения мисфита  $\gamma / \gamma'$ .

По выбранным режимам проведена ТО заготовок интерметаллидного сплава, изготовлены стандартные образцы. Испытания на длительную прочность выполнены при температуре 1100 °С и  $\sigma = 100$  МПа, результаты приведены в табл. 3.

Таблица 3

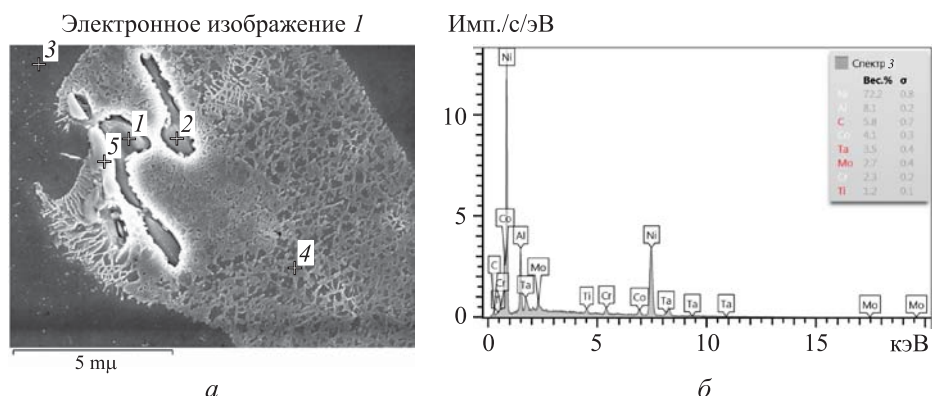
**Результаты испытаний ТО образцов интерметаллидного сплава ВИН4 на длительную прочность**

Режим ТО	Время до разрушения*, ч
№ 2 — закалка с $T_{\text{н.р}} - 20$ °С после выдержки в течение 5 ч; старение при 850 °С в течение 5 ч	<u>98; 134,6; 143,6</u> 125,4
№ 8 — выдержка при $T_s + 20$ °С в течение 30 мин, закалка с 1260 °С; старение при 850 °С в течение 5 ч	<u>46,6; 60,75; 62</u> 56,5
№ 12 — закалка с $T_s \pm 5$ °С после выдержки в течение 2 ч; старение при 850 °С в течение 10 ч	<u>80,5; 99,75; 192</u> 124,1
№ 18 — закалка с $T_s + 20$ °С после выдержки в течение 2 ч; старение при 850 °С в течение 10 ч	<u>94; 95,6; 157,5</u> 115,7
* В числителе приведены значения времени до разрушения, в знаменателе — общее среднее арифметическое значение.	

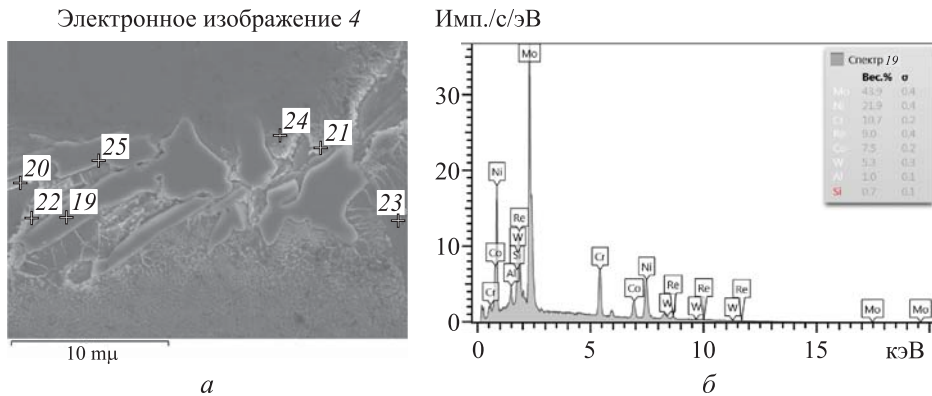
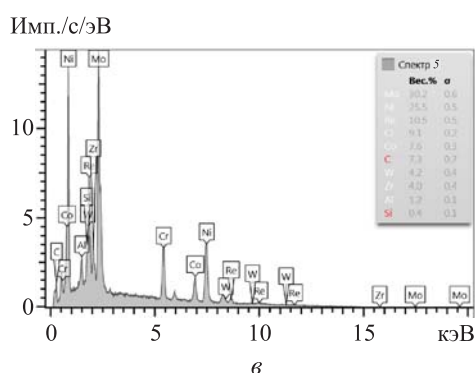
Полученные результаты испытаний неоднозначны, поэтому обратимся к структуре термически обработанных образцов (рис. 1–4).

Благодаря микрорентгеноспектральному анализу установлен химический состав спектров: наряду с частицами карбида циркония (спектры 1 и 2) спектр 3 представляет собой  $\gamma'$ -фазу; спектр 4 —  $\gamma$ -фазу; спектр 5 —  $\gamma_k$ -фазу с повышенным содержанием молибдена, рения и хрома.

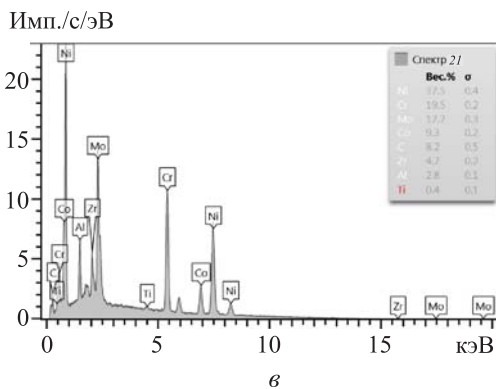
Установлено, что спектры 6 и 7 представляют собой  $\gamma_k$ -фазы с повышенным содержанием молибдена и хрома; 10 — фазу на основе системы Ni–Re–Mo; 11 — карбид на основе никеля и циркония; 12 —  $\gamma'$ -фазу.



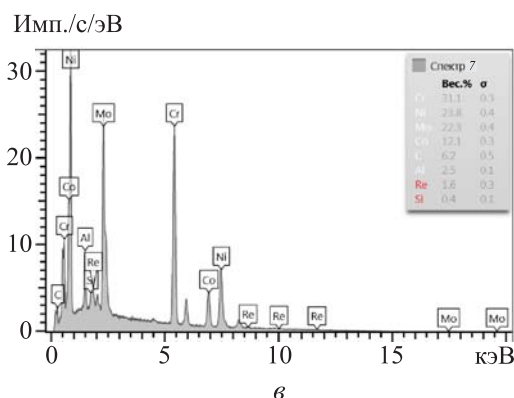
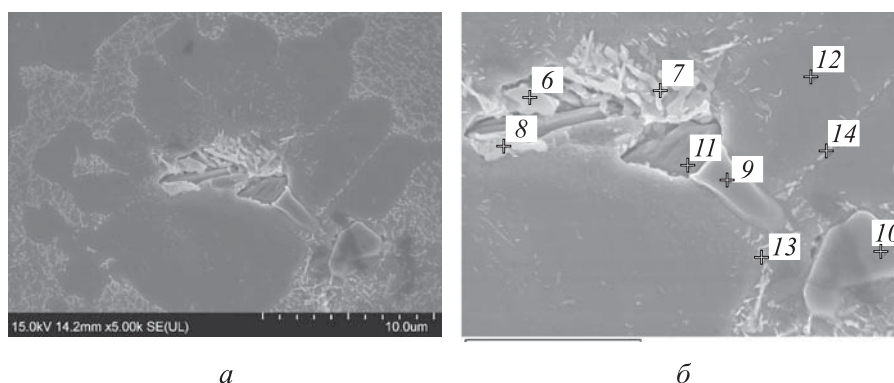
**Рис. 1.** Микроструктура межфазной области (а) и результаты локального химического анализа (б, в) спектров 1–5 образца сплава ВИН4 после ТО по режиму 2



**Рис. 2.** Микроструктура межфазной области (а) и результаты локального химического анализа (б, в) спектров 19–25 образца сплава ВИН4 после ТО по режиму 8



Электронное изображение 2



**Рис. 3.** Микроструктуры межфазной области (а, б) и результаты локального химического анализа (в) спектров 6, 7, 10–12 образца сплава ВИН4 после ТО по режиму 12

Показано, что спектры 19, 20 и 25 — это фаза на основе системы Ni–Mo–Re; спектры 21, 22 и 24 — карбид на основе никеля, хрома и циркония; 23 —  $\gamma'$ -фаза.

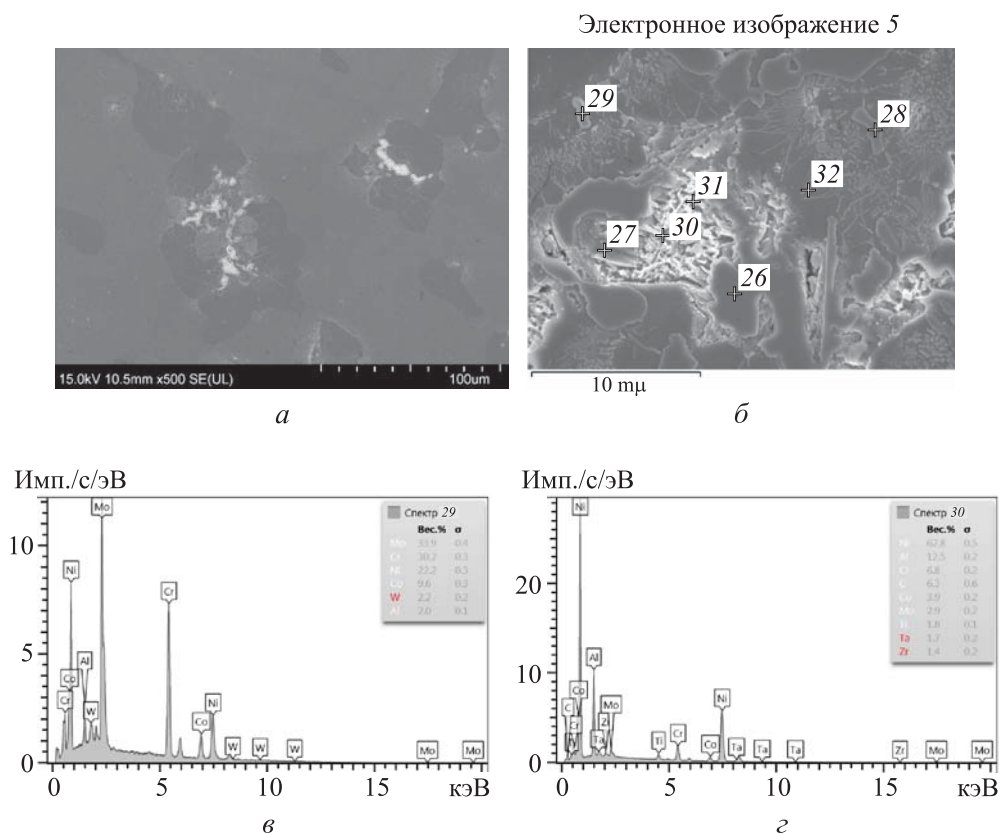
Согласно результатам исследований, спектры 26, 28 и 29 — это  $\gamma_k$ -фаза с повышенным содержанием молибдена и хрома; 27, 30 и 31 — фаза типа  $\beta$  (легированный NiAl).

**Обсуждение результатов и заключение.** При анализе микроструктуры интерметаллидного сплава марки ВИН4 установлено, что после всех режимов ТО выявлены фазы, содержащие тугоплавкие легирующие элементы.

Сопоставив полученные результаты с данными проанализированной литературы, а также учитывая исследования, проведенные ранее при разработке сплава, можно предположить, что высокая скорость охлаждения привела к повышению гетерофазности исследуемого сплава: фаза системы Mo–Ni–Re–Cr представляет собой твердый раствор на базе никеля с повышенным содержанием указанных элементов —  $\gamma_k$ ; подобные фазы описаны в зарубежной литературе для интерметаллидных никеле-



вых сплавов, содержащих алюминий, хром и рений в широких диапазонах легирования (% масс.: Al — 3,19–21,11; Cr — 5,72–14,8; Re — 22,04–27,85) [14–17]; фаза системы Ni–Mo–Cr — с разным химическим составом и морфологией.



**Рис. 4.** Микроструктуры межфазной области (*a, б*) и результаты локального химического анализа (*в, г*) спектров 26–31 образца сплава ВИН4 после ТО по режиму 18

Ранее при исследовании сплава ВИН4 показана вероятность выделения орторомбической Р-фазы структурного типа  $Cr_9Mo_{21}Ni_{20}$ . Кроме того, отмечено, что образование такой топологически плотноупакованной фазы характерно для высокорениевых жаропрочных никелевых сплавов. Содержание элементов в фазе достигало до 50 % масс. для Re и до 20 % масс. для W, а сама Р-фаза служит источником преждевременного зарождения и распространения трещин в жаропрочных никелевых сплавах [14].

Анализ микроструктуры позволил выявить, что образцы, обработанные по режиму — выдержка при  $T_s + 20$  °С в течение 30 мин, закалка с 1260 °С; старение при 850 °С в течение 5 ч, имеют низкие показатели жаро-

прочности ввиду того, что происходит выделение четырех видов  $\gamma_k$ -фазы, неравномерно распределенной в объеме сплава, и, соответственно, обеднение  $\gamma$ -твердого раствора. Значительный разброс показателей времени до разрушения образцов, термически обработанных по режимам № 12 и 18, также стал следствием образования неоднородных фаз, обогащенных тугоплавкими элементами, прежде всего молибденом. Эти исследования хорошо коррелируют с зарубежными работами [17, 18], в частности, по влиянию гомогенизирующего отжига при температурах 1260, 1280 и 1300 °С в течение 10 ч на микроструктуру и время до разрушения интерметаллидного сплава IC6SX. Установлено, что высокотемпературная обработка при 1280 °С оптимальна и обеспечивает максимальное время до разрушения при температурах 1100 °С и  $\sigma = 130$  МПа за счет растворения Ni–Mo-фазы. Молибден перераспределяется в  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фазы, тем самым повышая их прочность, и, как следствие, снижается скорость скольжения дислокаций в пластичной  $\gamma$ -фазе. Показано также [19], как влияет скорость кристаллизации (охлаждения) на микроструктуру и параметры несоответствия кристаллических решеток  $\gamma'$  и  $\gamma$ -фаз — с увеличением скорости охлаждения мисфит уменьшается.

Таким образом, интерметаллидный сплав ВИН4 с монокристаллической структурой кристаллографической ориентации [111], содержащий относительно большее число тугоплавких элементов по сравнению с экономно легированными сплавами серии ВКНА, становится чувствительнее к скорости охлаждения при проведении ТО.

## ЛИТЕРАТУРА

- [1] Каблов Е.Н., ред. История авиационного материаловедения. ВИАМ — 75 лет поиска, творчества, открытий. М., Наука, 2007.
- [2] Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Василенок Л.Б. и др. Рений в жаропрочных никелевых сплавах для лопаток газовых турбин. *Материаловедение*, 2000, № 2, с. 23–29.
- [3] Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Василенок Л.Б. и др. Рений в жаропрочных никелевых сплавах для лопаток газовых турбин (продолжение). *Материаловедение*, 2000, № 3, с. 38–43.
- [4] Каблов Е.Н., Бунтушкин В.П., Морозова Г.И. и др. Основные принципы легирования интерметаллида  $Ni_3Al$  при создании высокотемпературных сплавов. *Материаловедение*, 1998, № 7, с. 13–15.
- [5] Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Туренко Е.Ю. Жаропрочные литейные интерметаллидные сплавы. *Авиационные материалы и технологии*, 2012, № 5, с. 57–60.

- [6] Базылева О.А., Туренко Е.Ю., Аргинбаева Э.Г. Высокотемпературные интерметаллидные сплавы для деталей ГТД. *Авиационные материалы и технологии*, 2013, № 3, с. 26–31.
- [7] Jozwik P., Polkowski W., Bojar Z. Applications of Ni<sub>3</sub>Al based intermetallic alloys — current stage and potential perceptivities materials. *Materials*, 2015, vol. 8, no. 5, pp. 2537–2568. DOI: 10.3390/ma8052537
- [8] Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Фесенко Т.В. и др. Исследование влияния ликвационной неоднородности на структуру и долговечность интерметаллидных сплавов на основе никеля. *Материаловедение*, 2014, № 6, с. 7–12.
- [9] Аргинбаева Э.Г. Влияние легирования, технологий литья и термической обработки на структуру и свойства интерметаллидных сплавов на основе никеля. Автореф. дис. ... канд. техн. наук. М., ВИАМ, 2014.
- [10] 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, с. 3–33.
- [11] Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С. Стратегические направления развития конструкционных материалов и технологий их переработки для авиационных двигателей настоящего и будущего. *Автоматическая сварка*, 2013, № 10-11, с. 23–32.
- [12] Самойлов А.И., Назаркин Р.М., Моисеева Н.С. Определение мисфита во фрагментированных монокристаллах никелевых жаропрочных сплавов. *Труды ВИАМ*, 2013, № 5. URL: <http://www.viam-works.ru/plugins/content/journal/uploads/articles/pdf/33.pdf>
- [13] Семенов В.Н., Бондарев Б.И., Фаткуллин О.Х. и др. Способ термической обработки жаропрочных сплавов на основе никеля. Патент 2164262 РФ. Заявл. 20.11.1998, опубл. 20.03.2011.
- [14] Neumeier S., Ryczak F., Goken M. The influence of ruthenium and rhenium on the local properties of the  $\gamma$ - and  $\gamma'$ -phase in Ni-based single crystal superalloys and their consequences for alloy behaviour. *Superalloys–2008. 11th Int. Symp. Superalloys*, 2008, pp. 109–119.
- [15] Saito S., Kurokawa K., Hayashi Sh., et al. Tie-line compositions of the  $\sigma$  and ( $\gamma$ ,  $\gamma'$ ,  $\beta$ ) phases in the Ni–Al–Re–Cr system at 1423 K. *ECS Trans.*, 2009, vol. 16, no. 44, pp. 177–184. DOI: 10.1149/1.3224754
- [16] Zhu J., Cao W., Yang Y., et al. Chang application of the cluster/site approximation to FCC phases in the Ni–Al–Cr–Re system. *Acta Mater.*, 2007, vol. 55, no. 13, pp. 4545–4551. DOI: 10.1016/j.actamat.2007.04.019
- [17] Li P., Li Sh.S., Han Ya.F. Influence of solution heat treatment on microstructure and stress rupture properties of a Ni<sub>3</sub>Al base single crystal superalloy IC6SX. *Intermetallics*, 2011, vol. 19, no. 2, pp. 182–186. DOI: 10.1016/j.intermet.2010.08.019
- [18] Li H., Li F., Li Sh., et al. Influence of ageing treatments on stress rupture properties of Ni<sub>3</sub>Al base single crystal alloy IC21 at 850 °C. *Mat. Sc. Forum*, 2013, vol. 747-748, pp. 659–664. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.747-748.659

[19] Ai Ch., Li Sh., Zhang H., et al. Effect of withdrawal rate on microstructure and lattice misfit of a Ni<sub>3</sub>Al based single crystal superalloy. *J. Alloys Compd.*, 2014, vol. 592, pp. 164–169. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.12.262

**Аргинбаева Эльвира Гайсаевна** — канд. техн. наук, начальник сектора лаборатории «Жаропрочные сплавы на никелевой основе» ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ (Российская Федерация, 105005, Москва, ул. Радио, д. 17).

**Базылева Ольга Анатольевна** — канд. техн. наук, старший научный сотрудник, заместитель начальника лаборатории «Жаропрочные сплавы на никелевой основе» по науке ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ (Российская Федерация, 105005, Москва, ул. Радио, д. 17).

**Карачевцев Фёдор Николаевич** — канд. хим. наук, начальник сектора лаборатории «Спектральные, химико-аналитические исследования и эталонные образцы» ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ (Российская Федерация, 105005, Москва, ул. Радио, д. 17).

**Назаркин Роман Михайлович** — инженер 1-й категории лаборатории «Металлофизические исследования» ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ (Российская Федерация, 105005, Москва, ул. Радио, д. 17).

**Просьба ссылаться на эту статью следующим образом:**

Аргинбаева Э.Г., Базылева О.А., Карачевцев Ф.Н. и др. Структура и жаропрочность интерметаллидного ренийсодержащего сплава после термической обработки. *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение*, 2019, № 6, с. 17–31.

DOI: 10.18698/0236-3941-2019-6-17-31

**STRUCTURE AND HEAT RESISTANCE OF INTERMETALLIC RHENIUM-CONTAINING ALLOY AFTER HEAT TREATMENT**

**E.G. Arginbaeva**

elargin@mail.ru

**O.A. Bazyleva**

intermetallidbaz@gmail.com

**F.N. Karachevtsev**

kara4ev@mail.ru

**R.M. Nazarkin**

nazarkinrm@viam.ru

**All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials State Research Center of the Russian Federation, Moscow, Russian Federation**

**Abstract**

The developed intermetallic Ni<sub>3</sub>Al compound-based alloys, known under the VKNA (BKHA) and VIN (ВИН) brands, attract attention due to high operating temperatures — up to 1200 °C, and relatively low density — ~ 8 g / cm<sup>3</sup>. The first-generation interme-

**Keywords**

*Intermetallics, nickel, heat treatment, structure, phase, misfit*

tallic alloys such as VKNA-1V (BKHA-1B) and VKNA-4U (BKHA-4Y) are known not to require multi-stage heat treatment. An increase in the strength characteristics caused by high requirements for the hot gas path materials also occurs due to an increase of high-melt alloying elements. Therefore, investigations in the field of temperature effects on the structure and properties of new generation intermetallic alloys become very relevant. In our research we studied the influence of heat treatment on the structural phase state of the VIN4 (ВИН4) intermetallic alloy containing rhenium. Findings show that annealing at close to solvus temperatures allows increasing the time to failure during 1100 °C stress-rupture strength tests. At the same time, during the heat treatment of the alloy with a high cooling rate, elements are redistributed with uneven allocation of phases of different morphology enriched in molybdenum and chromium, which negatively affects the results of stress-rupture strength. The research is an intermediate step in establishing patterns of influence of heat treatment parameters on intermetallic alloys depending on the degree of alloying

Received 09.01.2019

© Author(s), 2019

---

*The work was supported by the RFBR grant no. 16-38-00260 "Study of the laws of formation of the structural-phase state of heat-resistant foundry intermetallic alloys based on nickel after various heat treatment modes"*

## REFERENCES

- [1] Kablov E.N., ed. *Istoriya aviatsionnogo materialovedeniya. VIAM — 75 let poiska, tvorchestva, otkrytiy* [History of aviation material engineering. VIAM — 75 years of research, art, discoveries]. Moscow, Nauka Publ., 2007.
- [2] Kablov E.N., Petrushin N.V., Vasilenok L.B., et al. Rhenium in heatproof nickel-based alloys for gas turbine blades. *Materialovedenie*, 2000, no. 2, pp. 23–29 (in Russ.).
- [3] Kablov E.N., Petrushin N.V., Vasilenok L.B., et al. Rhenium in heatproof nickel-based alloys for gas turbine blades (continuation). *Materialovedenie*, 2000, no. 3, pp. 38–43 (in Russ.).
- [4] Kablov E.N., Buntushkin V.P., Morozova G.I., et al. Main doping principles for Ni<sub>3</sub>Al intermetallic at production of heatproof alloys. *Materialovedenie*, 1998, no. 7, pp. 13–15 (in Russ.).
- [5] Bazyleva O.A., Arginbaeva E.G., Turenko E.Yu. High-temperature casting intermetallic alloys. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii* [Aviation Materials and Technologies], 2012, no. 5, pp. 57–60 (in Russ.).

- [6] Bazyleva O.A., Turenko E.Yu., Arginbaeva E.G. The high-temperature intermetallic alloys for parts of gas-turbine engines. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii* [Aviation Materials and Technologies], 2013, no. 3, pp. 26–31 (in Russ.).
- [7] Jozwik P., Polkowski W., Bojar Z. Applications of Ni<sub>3</sub>Al based intermetallic alloys — current stage and potential perceptivities materials. *Materials*, 2015, vol. 8, no. 5, pp. 2537–2568. DOI: 10.3390/ma8052537
- [8] Bazyleva O.A., Arginbaeva E.G., Fesenko T.V., et al. Influence study of liquation on structure and durability of intermetallic alloys based on nickel. *Materialovedenie*, 2014, no. 6, pp. 7–12 (in Russ.).
- [9] Arginbaeva E.G. Vliyanie legirovaniya, tekhnologiy lit'ya i termicheskoy obrabotki na strukturu i svoystva intermetallidnykh splavov na osnove nikelya. Avtoref. dis. kand. tekhn. nauk [Effect of doping, casting technology and thermal treatment on structure and properties of Ni-based intermetallic alloys. Abs. Cand. Sc. (Eng.) Diss.]. Moscow, VIAM Publ., 2014 (in Russ.).
- [10] Kablov E.N. Innovative developments of FSUE “VIAM” SSC of RF on realization of “Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030”. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii* [Aviation Materials and Technologies], 2015, no. 1, pp. 3–33 (in Russ.).
- [11] Kablov E.N., Ospennikova O.G., Lomberg B.S. Strategic growth option of construction materials and their treatment technologies for present and future aviation engines. *Avtomaticheskaya svarka*, 2013, no. 10-11, pp. 23–32 (in Russ.).
- [12] Samoylov A.I., Nazarkin R.M., Moiseeva N.S. The lattice misfit determination in fragmented single crystals of nickel-based superalloy. *Trudy VIAM* [Proceedings of VIAM], 2013, no. 5 (in Russ.). Available at: <http://www.viam-works.ru/plugins/content/journal/uploads/articles/pdf/33.pdf>
- [13] Semenov V.N., Bondarev B.I., Fatkullin O.Kh., et al. Sposob termicheskoy obrabotki zharoprochnykh splavov na osnove nikelya [Heat treatment method for heatproof Ni-based alloys]. Patent 2164262 RF. Appl. 20.11.1998, publ. 20.03.2011 (in Russ.).
- [14] Neumeier S., Pyczak F., Goken M. The influence of ruthenium and rhenium on the local properties of the  $\gamma$ - and  $\gamma'$ -phase in Ni-based single crystal superalloys and their consequences for alloy behaviour. *Superalloys-2008. 11th Int. Symp. Superalloys*, 2008, pp. 109–119.
- [15] Saito S., Kurokawa K., Hayashi Sh., et al. Tie-line compositions of the  $\sigma$  and ( $\gamma$ ,  $\gamma'$ ,  $\beta$ ) phases in the Ni–Al–Re–Cr system at 1423 K. *ECS Trans.*, 2009, vol. 16, no. 44, pp. 177–184. DOI: 10.1149/1.3224754
- [16] Zhu J., Cao W., Yang Y., et al. Chang application of the cluster/site approximation to FCC phases in the Ni–Al–Cr–Re system. *Acta Mater.*, 2007, vol. 55, no. 13, pp. 4545–4551. DOI: 10.1016/j.actamat.2007.04.019
- [17] Li P., Li Sh.S., Han Ya.F. Influence of solution heat treatment on microstructure and stress rupture properties of a Ni<sub>3</sub>Al base single crystal superalloy IC6SX. *Intermetallics*, 2011, vol. 19, no. 2, pp. 182–186. DOI: 10.1016/j.intermet.2010.08.019

[18] Li H., Li F., Li Sh., et al. Influence of ageing treatments on stress rupture properties of Ni<sub>3</sub>Al base single crystal alloy IC21 at 850 °C. *Mat. Sc. Forum*, 2013, vol. 747-748, pp. 659–664. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.747-748.659

[19] Ai Ch., Li Sh., Zhang H., et al. Effect of withdrawal rate on microstructure and lattice misfit of a Ni<sub>3</sub>Al based single crystal superalloy. *J. Alloys Compd.*, 2014, vol. 592, pp. 164–169. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.12.262

**Arginbaeva E.G.** — Cand. Sc. (Eng.), Head of Laboratory Section of Heat-Resistant Nickel-Based Alloys, All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials State Research Center of the Russian Federation (Radio ul. 17, Moscow, 105005 Russian Federation).

**Bazyleva O.A.** — Cand. Sc. (Eng.), Senior Researcher, Deputy Head of Laboratory of Heat-Resistant Nickel-Based Alloys, All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials State Research Center of the Russian Federation (Radio ul. 17, Moscow, 105005 Russian Federation).

**Karachevtsev F.N.** — Cand. Sc. (Chem.), Head of Laboratory Section of Spectral, Chemical and Analytical Studies and Reference Samples, All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials State Research Center of the Russian Federation (Radio ul. 17, Moscow, 105005 Russian Federation).

**Nazarkin R.M.** — Engineer of the 1st category, Laboratory of Metallophysical Research, All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials State Research Center of the Russian Federation (Radio ul. 17, Moscow, 105005 Russian Federation).

**Please cite this article in English as:**

Arginbaeva E.G., Bazyleva O.A., Karachevtsev F.N., et al. Structure and heat resistance of intermetallic rhenium-containing alloy after heat treatment. *Herald of the Bauman Moscow State Technical University, Series Mechanical Engineering*, 2019, no. 6, pp. 17–31 (in Russ.). DOI: 10.18698/0236-3941-2019-6-17-31