

# МЕТАЛЛУРГИЯ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

DOI: 10.18698/0236-3941-2016-3-55-68

УДК 669.715'24

## Влияние термической обработки на структуру и свойства жаропрочного интерметаллического сплава на основе никеля<sup>1</sup>

Э.Г. Аргинбаева, О.А. Базылева,  
О.Б. Тимофеева, Р.М. Назаркин

ФГУП «ВИАМ», Москва, Российская Федерация  
e-mail: elargin@mail.ru; lab3@viam.ru

*Проведены исследования монокристаллов жаропрочного интерметаллического сплава марки ВИН4 с кристаллографической ориентацией [001] после направленной кристаллизации и термической обработки. Методами электронной микро-скопии, рентгеноструктурного и физико-химического фазового анализа установлено, что после термической обработки происходит перераспределение химических элементов в структуре сплава, выделяются вторичная  $\gamma'$ -фаза, а также дополнительные фазы P и  $\gamma_k$ . Сформированная структура обеспечивает увеличение пределов кратковременной прочности, текучести при температурах 20 и 1200 °С на 35...45 % и времени до разрушения при 1200 °С и  $\sigma = 40$  МПа на 20...25 %.*

**Ключевые слова:** интерметаллид  $Ni_3Al$ , микроструктура, монокристаллические образцы, кристаллографическая ориентация, термическая обработка, период кристаллической решетки, несоответствие периодов, длительная прочность.

## Influence of Heat Treatment on the Structure and Properties of a High-Temperature Intermetallic Nickel-Based Alloy

E.G. Arginbaeva, O.A. Bazyleva,  
O.B. Timofeeva, R.M. Nazarkin

All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials,  
Moscow, Russian Federation  
e-mail: elargin@mail.ru; lab3@viam.ru

*The study tested single crystals of intermetallic nickel alloy VIN4 with crystallographic orientation [001] after the liquid metal cooling and heat treatment. By means of electron microscopy, X-ray diffraction and physico-chemical phase analysis, we find that after the heat treatment, i. e. hardening at  $(T_s - (50 - 60))^\circ\text{C}$ , where  $T_s = 1310^\circ\text{C}$ , for 5 hours, then cooling in the air, there occurs redistribution of the chemical elements in the alloy structure and allocation of  $\gamma'$ -phase, as well as the additional P-phase and*

<sup>1</sup> Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты № 13-03-12133, 13-08-12200, 12-08-036)

$\gamma$ -phase. Structural type of P-phase is presented as  $\text{Cr}_9\text{Mo}_{21}\text{Ni}_{20}$ . Allocation of such phases is typical for high-rhenium superalloys which contain, as a rule, up to 50% of Re and up to 20% of W. We assume that P-phase is a source of premature origin and distribution of cracks to superalloys. Comparison of the results of mechanical tests, as well as the microstructural examination of samples, shows that the additional phase of P-type has a beneficial effect on tensile strength, probably owing to its morphology and location, considerably increasing tensile and yield strength at room temperature. Consequently, plates like P-phase slow down the advance of dislocations in case of sample deformation. Moreover, we examine phase containing Re, Mo, Ni – bal. This phase is identified by a X-ray diffraction method as  $\gamma_{\text{к}}$  with the period of a crystalline lattice  $a_{\gamma_{\text{к}}} = 0,361$  nm. Besides the observed increase in long rupture life at 1200 °C, there is a consequence of additional dispersing hardening of alloy due to allocation of secondary  $\gamma'$ -phase. Also, the microstructure formed after the heat treatment provides an increase in tensile strength, yield strength at room temperatures and 1200 °C in ~ 35...50 % and long rupture life at 1200 °C and stress  $\sigma = 40$  MPa in 20...25 %.

**Keywords:** intermetallic compound  $\text{Ni}_3\text{Al}$ , microstructure, single-crystal samples, crystallographic orientation, heat treatment, lattice parameter, misfit, long-term strength.

Анализ литературных данных в области металловедения жаропрочных литейных никелевых и интерметаллидных сплавов на основе алюминидов никеля, а также исследования, проведенные авторами ранее [1–6], позволили выявить один из инструментов воздействия на структурно-фазовые параметры интерметаллидных сплавов — это непродолжительная по времени высокотемпературная термическая обработка. Такой вид термической обработки приводит к упрочнению интерметаллидных сплавов, увеличивая показатели длительной прочности.

В настоящей работе приведены результаты исследования влияния экспериментального режима термической обработки на структуру и свойства интерметаллидного сплава марки ВИН4 с кристаллографической ориентацией (КГО)  $[001]^2$ .

**Материалы и методики исследований.** Объектом исследования являлись образцы нового интерметаллидного сплава марки ВИН4, которые прошли термическую обработку в режиме: закалка от температуры  $T_s$   $-(50...60$  °C) в течение 5 ч, где  $T_s = 1310$  °C, охлаждение на воздухе. Термическая обработка, проводимая в указанном интервале температур, позволяет активизировать диффузионные процессы для снижения ликвационной неоднородности, а дополнительное выделение вторичной  $\gamma'$ -фазы повышает уровень длительной прочности и работоспособность исследуемого сплава при температурах более 1100 °C. В процессе закалки увеличивается содержание вязкой  $\gamma$ -фазы твердого раствора на основе никеля, что способствует росту значений пределов кратковременной прочности и текучести, в том числе при комнатной температуре. Поскольку все паспортизованные интерметаллидные сплавы на основе  $\text{Ni}_3\text{Al}$  при 20 °C имеют предел текучести

<sup>2</sup> В работе активное участие принимали Ю.А. Бондаренко, Д.В. Зайцев, Е.Ю. Туренко, А.В. Шестаков, Д.Г. Нефедов.

$\sigma_{0,2}^{20} \sim (0,4 \dots 0,5)\sigma_B^{20}$ , целесообразно провести термическую обработку, повышающую значения  $\sigma_{0,2}^{20}$ .

Выплавку интерметаллидного сплава ВИН4 проводили вакуумным индукционным методом на опытно-промышленной установке ИСВ-016 [7, 8].

Заготовки из интерметаллидного сплава ВИН4 отливали методом LMC (liquid metal cooling) на промышленной установке УВНК-9А с алюминием в качестве жидкометаллического охладителя [9–12]. Кристаллографическую ориентацию отливок определяли методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре ДРОН-3. Микроструктурные исследования и фразографический анализ проведены на растровом электронном микроскопе JSM-840. Расшифровку (идентификацию) фаз выполняли методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре D/Max-2500.

Периоды решеток  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фаз и их число определяли при комнатной температуре дифрактометрическим методом на установке ДРОН-3М с использованием компьютерной программы Outset, с помощью формулы Вульфа — Брэгга. Количественный фазовый состав определяли после разделения фаз на рентгенограмме по величине занимаемой площади.

Размерное несоответствие периодов кристаллических решеток  $\gamma'$  и  $\gamma$ -фаз ( $D$ ) рассчитывали по формуле

$$D = (a_\gamma - a_{\gamma'}) / a_\gamma,$$

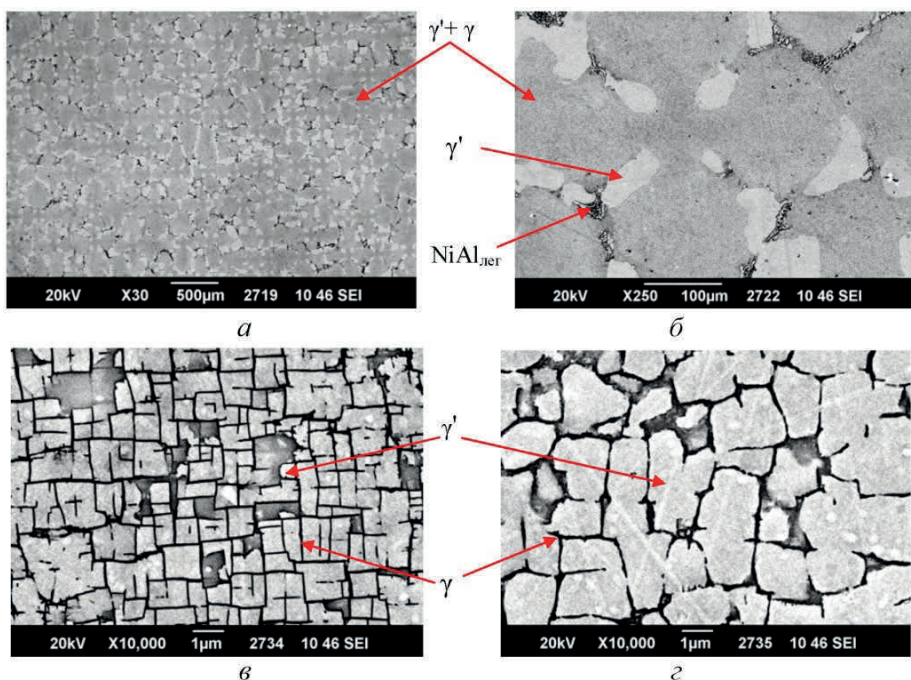
где  $a_\gamma$  — период решетки  $\gamma$ -фазы;  $a_{\gamma'}$  — период решетки  $\gamma'$ -фазы [13].

Испытания на растяжение с определением кратковременной прочности, предела текучести проводили по ГОСТ 1497 и ГОСТ 9651; испытания на длительную прочность — по ГОСТ 10145.

**Результаты исследований и их обсуждение.** Микроструктурные исследования методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) монокристаллического интерметаллидного сплава ВИН4 с КГО [001] в состояниях после направленной кристаллизации и термической обработки приведены на рис. 1 и 2. Из рис. 1 следует, что структура сплава в литом состоянии (вакуумная индукционная выплавка плюс вакуумная индукционная отливка) дендритно-ячеистая, оси дендритов состоят из кубоидов  $\gamma'$ -фазы размером порядка нескольких микрон (рис. 1, в).

Исследование микроструктуры интерметаллидного сплава после направленной кристаллизации и термической обработки по предлагаемому режиму позволило выявить существенную разницу в фазовом составе сплава.

В процессе термической обработки произошло перераспределение химических элементов, вследствие чего фаза типа  $\text{NiAl}_{\text{лег}}$  (~30 % масс. Al, 60 % масс. Ni по результатам МРСА) растворилась, а на границах  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фаз выделилась вторичная  $\gamma'$ -фаза. Исследование микро-

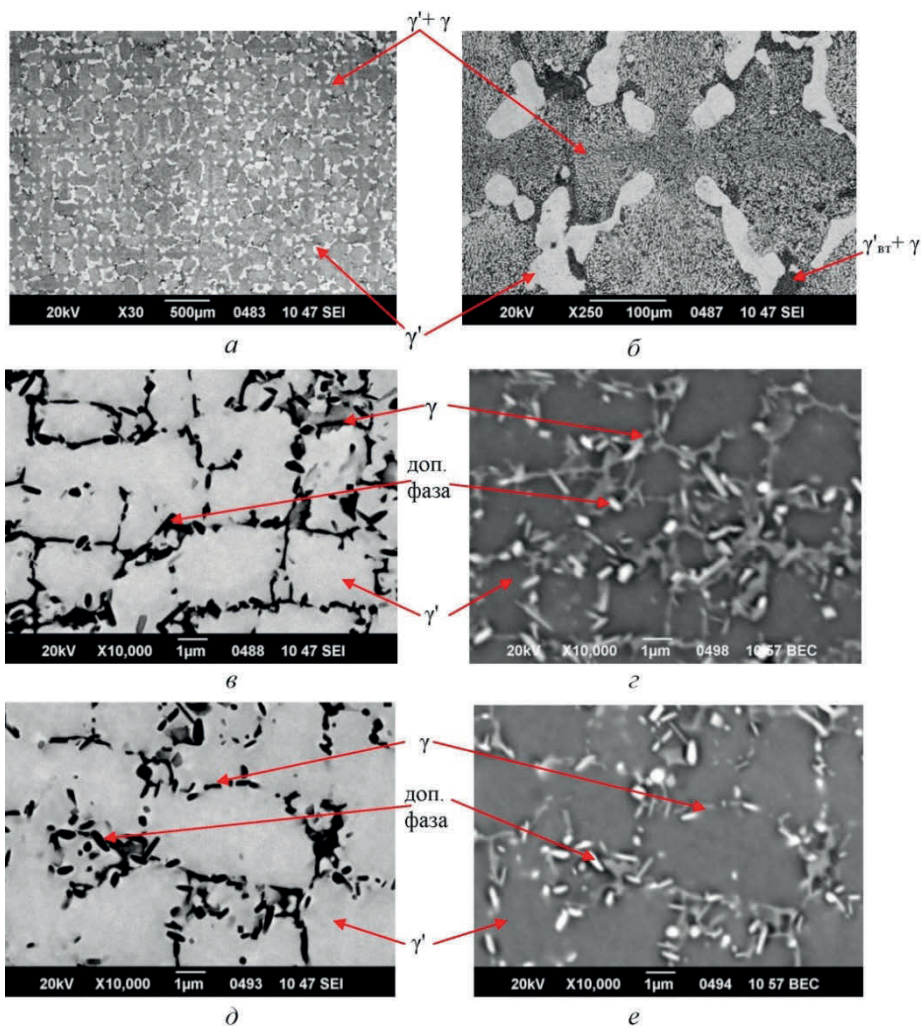


**Рис. 1.** Микроструктура интерметаллидного монокристаллического сплава ВИН4 с КГО [001] после направленной кристаллизации:

*а* — дендритно-ячеистая структура; *б* — выделение в межосном пространстве фазы типа  $\text{NiAl}_{\text{дег}}$  ( $\beta$ ); *в* — ось дендрита; *г* — междендритная область

структуры в режиме СОРРО (контраст изображения в котором создается за счет разницы средних атомных номеров фаз ( $Z$ ), причем чем выше  $Z$ , тем более светлой выглядит фаза на фотографии) позволило сделать качественный анализ фазового состава интерметаллидного сплава после термической обработки. В микроструктуре сплава появляются пластинчатые выделения фазы, содержащей тугоплавкие элементы, которые расположены как в осях дендритов, так и в межосных областях по границам  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фаз. Кроме того, прослойка  $\gamma$ -фазы приобрела прерывистый характер (рис. 2, *в–е*) и пластинки зачастую пронизывают ее.

Рентгеноструктурный анализ подтвердил увеличение совершенства структуры гамма-твердого раствора: так, полуширина линии  $\gamma$ -фазы на рентгенограмме уменьшилась с  $2,39$  до  $1,03^\circ$  после проведения термической обработки, параметр кристаллической решетки  $\gamma$ -фазы снизился с  $0,3594$  до  $0,3584$  нм, что может свидетельствовать об уменьшении содержания легирующих элементов в твердом растворе и образовании дополнительных фаз (результаты рентгеноструктурного анализа для линии (222)  $\text{FeK}\alpha$ -излучение представлены в таблице и на рис. 3 *а, б*). Снижение параметра кристаллической решетки твердого  $\gamma$ -раствора повлияло также и на значение несоответствия периодов кристаллических решеток фаз  $D$ , уменьшив его приблизительно в 2 раза.



**Рис. 2.** Микроструктура интерметаллидного монокристаллического сплава ВИН4 с КГО [001] после термической обработки:

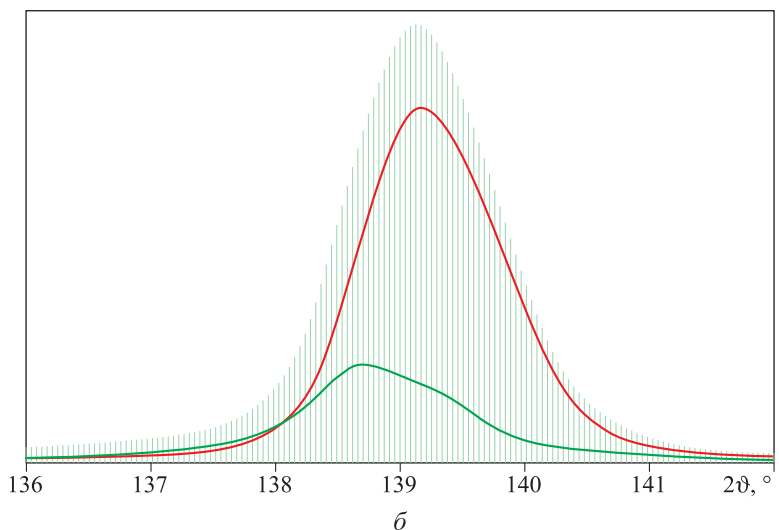
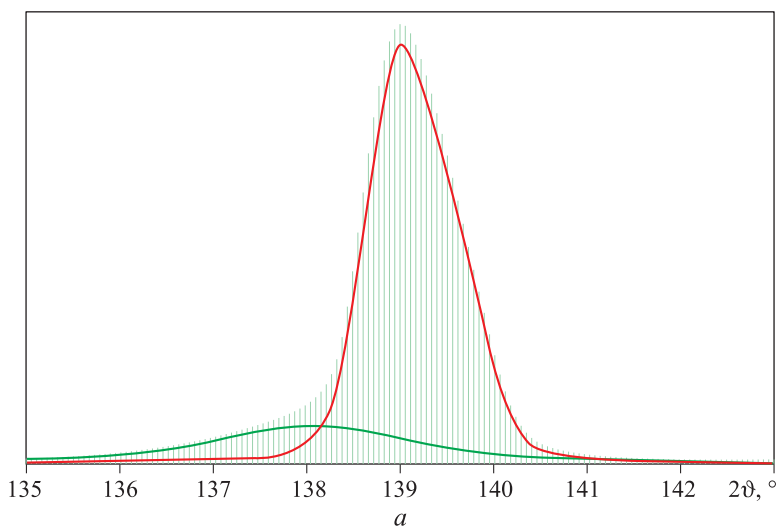
*а* — дендритно-ячеистая структура; *б* — выделение частиц вторичной  $\gamma'$ -фазы на границе осей дендритов и междендритных областей; *в*, *г* — оси дендритов; *д*, *е* — межосная область

Следует учитывать, что рентгеноструктурный анализ по одной рентгеновской линии (222)  $\gamma/\gamma'$ -фаз показывает только относительное содержание  $\gamma$ -фазы твердого раствора и  $\gamma'$ -фазы на основе интерметаллида  $\text{Ni}_3\text{Al}$ . Относительное содержание  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз ( $V_\gamma$  и  $V_{\gamma'}$ ) определяли

по формулам:  $V_\gamma = \frac{I_\gamma}{I_\gamma + I_{\gamma'}} \%$ ,  $V_{\gamma'} = \frac{I'}{I_\gamma + I_{\gamma'}} \%$ , где  $I_\gamma$  и  $I_{\gamma'}$  — абсолютные интенсивности рентгеновских линий  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз после расщепления профиля при использовании компьютерного метода анализа.

## Результаты рентгеноструктурного анализа сплава ВИН4

Состояние сплава	Период решетки $a_{\gamma}$ , нм	Период решетки $a_{\gamma'}$ , нм	$D$ , %	Содержание $\gamma$ -фазы $V_{\gamma}$ , %	Содержание $\gamma'$ -фазы $V_{\gamma'}$ , %
Литой	0,3581	0,3594	0,36	19,9	80,1
После термической обработки	0,3579	0,3584	0,14	25,6	74,4



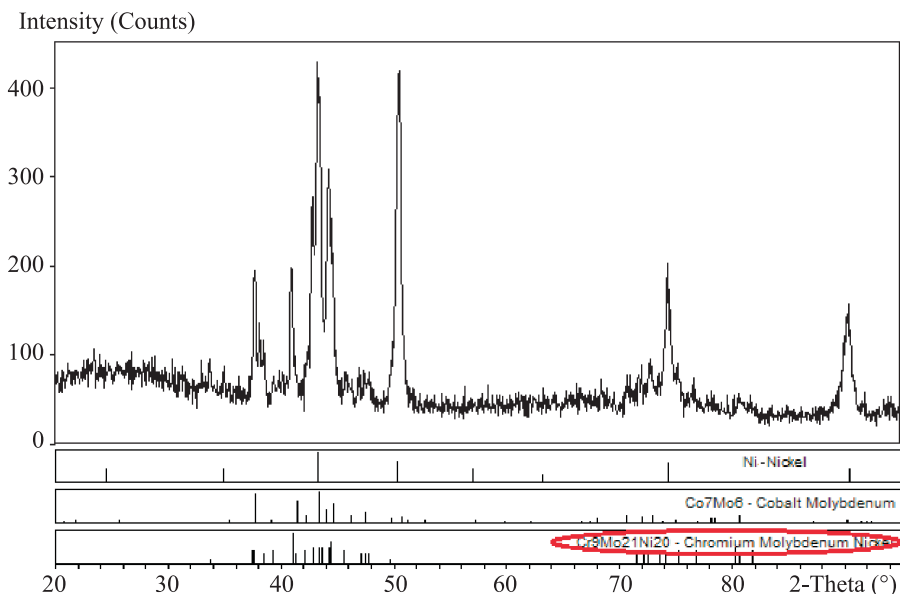
**Рис. 3.** Дифракционный пик  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз: рентгеновская линия (222)  $\text{FeK}\alpha$  для сплава ВИН4 с КГО [001]:

$a$  — в литом состоянии;  $b$  — после термической обработки (рентгеновская съемка проведена в сечении, перпендикулярном оси роста; полуширина рентгеновской линии:  $B_{\gamma} = 1,03^{\circ}$ ,  $B_{\gamma'} = 1,03^{\circ}$ )



Рентгеновские линии (222) FeK $\alpha$  приведены на рис. 3. Рентгеновская съемка проведена в сечении, перпендикулярном оси роста. Полуширина линии:  $B_\gamma = 2,39^\circ$ ,  $B_{\gamma'} = 0,83^\circ$ .

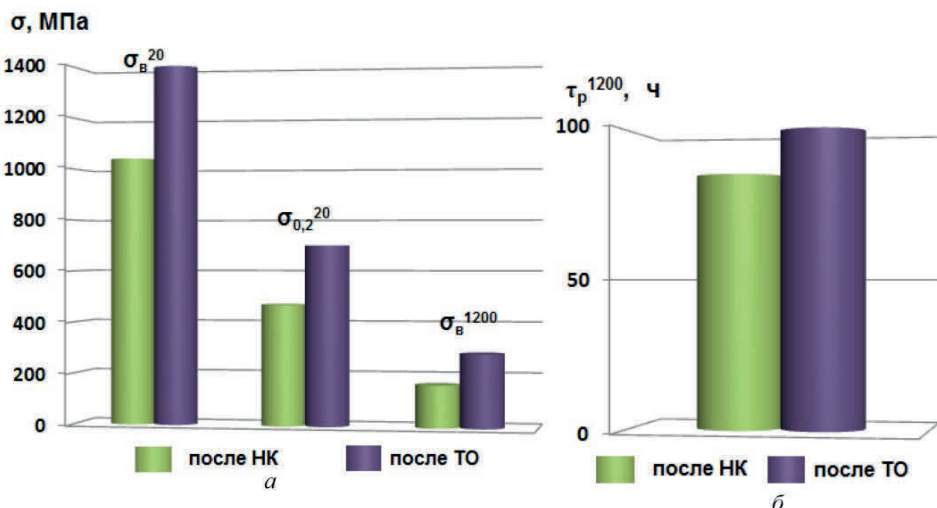
Дополнить картину исследований позволил фазовый анализ сплава после термической обработки (рис. 4).



**Рис. 4.** Рентгенограмма образца интерметаллидного никелевого сплава ВИН4 после термической обработки на исследуемом режиме

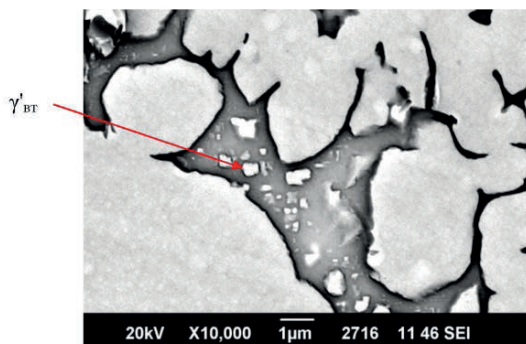
Проведение термической обработки по исследуемому режиму способствовало образованию орторомбической *P*-фазы (структура типа Cr<sub>9</sub>Mo<sub>21</sub>Ni<sub>20</sub>) (см. рис. 4). Выделение *P*-фазы свойственно высокоренивым ЖНС, содержание элементов в фазе составляет, как правило, до 50 % Re и до 20 % W. По литературным данным, *P*-фаза служит источником преждевременного зарождения и распространения трещин в ЖНС [14, 15].

Сопоставление результатов механических испытаний и металлофизических исследований образцов интерметаллидного сплава ВИН4 показало, что дополнительная фаза типа *P* оказывает благоприятное влияние на показатели статической прочности (вероятно, вследствие ее морфологии и расположения) и они значительно превышают показатели кратковременной прочности и текучести при комнатной температуре (рис. 5) по сравнению со значениями для сплава в литом состоянии. Пластины типа *P*-фазы тормозят продвижение дислокаций при деформации образцов интерметаллидного никелевого монокристаллического сплава ВИН4 с КГО [001]. В результате термической обработки разность периодов кристаллических  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -решеток снизилась, но был



**Рис. 5.** Средние значения механических свойств интерметаллидного сплава ВИН4 после направленной кристаллизации и термической обработки:

*а* — предела кратковременной прочности при температурах испытаний 20 и 1200 °С и предела текучести при 20 °С; *б* — долговечности (время до разрушения при испытаниях на длительную прочность при температуре 1200 °С и напряжении  $\sigma = 40$  МПа)



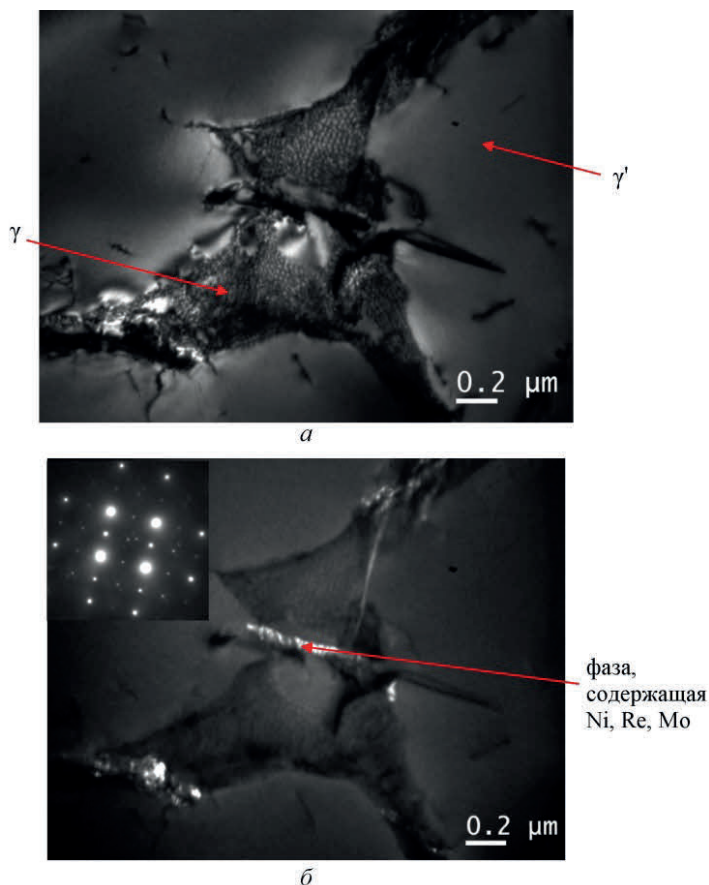
**Рис. 6.** Вторичные выделения  $\gamma'$ -фазы в прослойках твердого  $\gamma$ -раствора на основе никеля, появившиеся после закалки интерметаллидного сплава ВИН4

отмечен рост долговечности при температуре 1200 °С. Очевидно, это произошло за счет выделения частиц вторичной  $\gamma'$ -фазы сплава — дополнительного дисперсионного упрочнения (рис. 6).

При анализе микроструктуры конструкционного интерметаллидного сплава ВИН4 после закалки на просвечивающем электронном микроскопе также выявлена фаза, содержащая тугоплавкие легирующие элементы (рис. 7).

В зарубежной литературе описаны интерметаллидные никелевые сплавы, содержащие 3,19...21,11 % масс. Al; 5,72...14,8 % масс. Cr; 22,04...27,85 % масс. Re, в которых выделяется  $\sigma$ -фаза, родственная орторомбической *P*-фазе. При этом механизм влияния их на свойства сплавов не рассмотрен [14, 16–18].





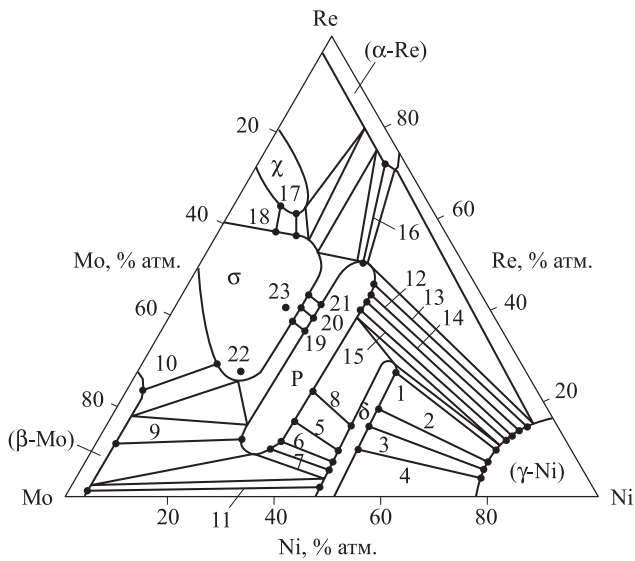
**Рис. 7.** Темнопольные снимки образцов интерметаллидного сплава ВИН4 после закалки:

*а* — дислокационная сетка на межфазных границах; *б* — на дифракционной картине ось зоны [001] с сеткой рефлексов дополнительной фазы (выделение частиц вторичной  $\gamma'$ -фазы кубоидной формы в прослойке  $\gamma$ -фазы)

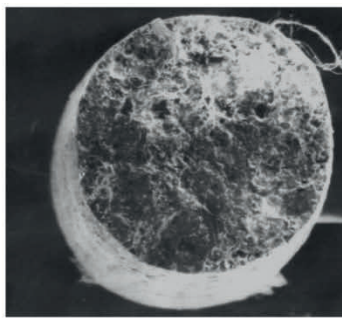
Химический состав дисперсных частиц, выделившихся в исследуемом интерметаллидном сплаве, следующий: 15,1 % масс. Re; 17,2 % масс. Mo; 3,2 % масс. Al; Ni — остальное. Рентгеноструктурным методом выделившаяся фаза идентифицирована как  $\gamma_k$ -фаза на основе никеля с периодом кристаллической решетки  $a_{\gamma_k} = 0,361$  нм (рис. 8) [18].

Ввиду высокого содержания тугоплавких элементов с большими, по сравнению с никелем, атомными радиусами ( $R_{Mo} = 0,139$  нм,  $R_{Re} = 0,137$  нм,  $R_{Ni} = 0,1246$  нм) значение периода кристаллической решетки  $\gamma_k$ -фазы больше, чем у  $\gamma$ -фазы ( $a_{\gamma} = 0,359 \dots 0,36$  нм).

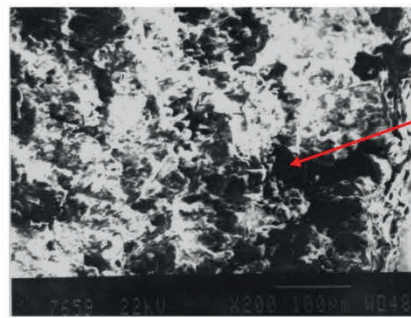
Для ответа на вопрос о роли  $\gamma_k$ -фазы — не является ли она концентратором и первопричиной разрушения образцов — проанализированы фрактограммы образцов сплава после статических испытаний при температуре 1200 °С (рис. 9).



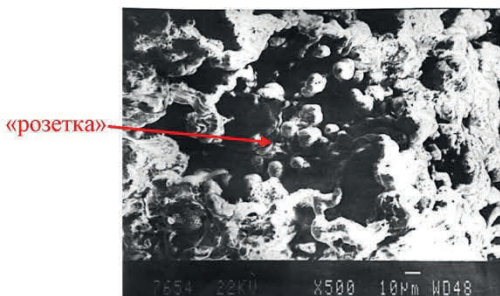
**Рис. 8.** Изотермическое сечение трехкомпонентной системы Ni–Re–Mo при температуре 1375 К (1102 °С) [18]



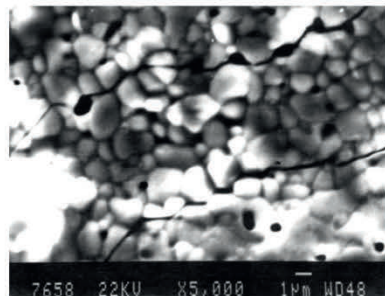
*a* (x12)



*б*



*в*



*г*

**Рис. 9.** Микростроение излома образца интерметаллидного сплава ВИН4 после испытаний на длительную прочность при 1200 °С и напряжении  $\sigma = 40$  МПа,  $\tau_p^{1200} = 131,5$  ч:

*a* — общий вид; *б* — начальная зона разрушения; *в* — микропористость в центре розетки; *г* — окисление начальной зоны

Фрактографический анализ образцов показал, что изломы ориентированы перпендикулярно оси действующих напряжений, обнаружена литейная пористость в начальной зоне разрушения и в зоне долома. Следов дополнительных фаз в виде пластин или иголок, которые могут служить очагами зарождения трещин, не выявлено.

Таким образом, проведенные исследования показали положительную роль термической обработки интерметаллидного сплава ВИН4 с КГО [001].

**Выводы.** 1. Исследовано влияние экспериментального режима термической обработки при температуре  $T_s$   $-(50...60\text{ }^\circ\text{C})$ , где  $T_s = 1310\text{ }^\circ\text{C}$ , в течение 5 ч (охлаждение на воздухе) на структуру и свойства интерметаллидного сплава марки ВИН4 с КГО [001].

2. Методами сканирующей, просвечивающей и растровой электронной микроскопии в исследуемом интерметаллидном сплаве обнаружено выделение дополнительных фаз типа  $P$ ,  $\gamma_k$ ,  $\gamma'_{вт}$ .

3. Установлено, что микроструктура, сформированная исследуемым режимом термической обработки, обеспечивает повышение на  $\sim 35...50\%$  пределов кратковременной прочности, текучести при температурах 20 и 1200  $^\circ\text{C}$  и на 20...25 % — времени до разрушения при 1200  $^\circ\text{C}$  и напряжении  $\sigma = 40\text{ МПа}$ .

## ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н., Бунтушкин В.П., Базылева О.А. Высокотемпературные конструкционные материалы на основе алюминидов никеля. В кн.: 75 лет. Авиационные материалы // Избранные труды ВИАМ 1932–2007. М.: ВИАМ, 2007. С. 65–69.
2. Бунтушкин В.П., Базылева О.А., Самойлов А.И., Воронцов М.А. Влияние технологических нагревов на тонкую структуру и свойства сплавов на основе интерметаллида  $\text{Ni}_3\text{Al}$  // Авиационные материалы и технологии. 2008. № 1. С. 14–16.
3. 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.
4. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. Никелевые жаропрочные сплавы для литья лопаток с направленной и монокристаллической структурой. Ч. I // Материаловедение. 1997. № 5. С. 14–17.
5. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Никелевые литейные жаропрочные сплавы нового поколения // Авиационные материалы. 2012. № 5. С. 36–52.
6. Каблов Е.Н. Сплав на основе интерметаллида  $\text{Ni}_3\text{Al}$ . Пат. № 2434068 РФ. Оpubл. 20.11.2011. Бюл. 2011. № 32.
7. Горюнов А.В., Ригин В.Е. Современная технология получения литейных жаропрочных сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2014. № 2. С. 3–7.
8. Современные технологии получения прутковых заготовок из литейных жаропрочных сплавов нового поколения / Е.Н. Каблов, В.В. Сидоров, Д.Е. Каблов, В.Е. Ригин, А.В. Горюнов // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 5. С. 97–105.
9. Герасимов В.В., Висик Е.М., Колядов Е.В. Взаимосвязь фронта кристаллизации со структурой жаропрочных сплавов в процессе направленной кристаллизации // Труды ВИАМ. 2014. № 6.

10. *Беликов А.В., Синичкина Т.С., Висик Е.М.* Установки типа УВНК для литья жаропрочных сплавов // Труды ВИАМ. 2014. № 12.
11. *Каблов Е.Н., Герасимов В.В., Висик Е.М., Демонис И.М.* Роль направленной кристаллизации в ресурсосберегающей технологии производства деталей ГТД // Труды ВИАМ. 2013. № 3.
12. *Колядов Е.В., Герасимов В.В.* Влияние приведенного размера отливки на осевой градиент температуры и микроструктуру отливок при направленной кристаллизации на установке УВНК-15 // Авиационные материалы и технологии. 2014. № 3. С. 3–9.
13. *Самойлов А.И., Назаркин Р.М., Петрушин Н.В., Моисеева Н.С.* Мисфит как характеристика уровня межфазных напряжений в монокристаллических жаропрочных никелевых сплавах // Металлы. 2011. № 3. С. 71–77.
14. *Kevin E., Yoon A., Noebe R.D., Seidman D.N.* Effects of rhenium addition on the temporal evolution of the nanostructure and chemistry of a model Ni–Cr–Al superalloy // Acta Materialia. 2007. Vol. 55. P. 1145–1157.
15. *Neumeier S., Ryszak 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 International Symposium on Superalloys. 2008. P. 109–119.
16. *Shigeru Saito, Kazuya Kurokawa, Shigenari Hayashi et al.* Tie-line compositions of the  $\sigma$  and ( $\gamma$ ,  $\gamma'$ ,  $\beta$ ) phases in the Ni–Al–Re–Cr system at 1423K // ECS Transactions. 2009. Vol. 16 (44). P. 177–184.
17. *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 Materialia. 2007. Vol. 55. P. 4545–4551.
18. *Николаев С.В.* Совместное легирование никеля рением и переходными металлами V — VI групп: дис. ... канд. хим. наук. М.: МГУ им. М.В. Ломоносова, 2014. 158 с.

## REFERENCES

- [1] *Kablov E.N., Buntushkin V.P., Bazyleva O.A.* High-Temperature Structural Materials Based on Nickel Aluminide. V kn. 75 let. Aviatsionnye materialy. *Izbr. tr. VIAM 1932–2007* [In the book: 75 Years. Aviation materials. Proceedings VIAM. Selected Works 1932–2007]. Moscow, VIAM, 2007, pp. 65–69 (in Russ.).
- [2] *Buntushkin V.P., Bazyleva O.A., Samoylov A.I., Vorontsov M.A.* Influence of Process Heating on the Fine Structure and Properties of Alloys Based on the Intermetallic Compound Ni<sub>3</sub>Al. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii* [Aviation materials and technologies], 2008, no.1, pp. 14–16 (in Russ.).
- [3] *Kablov E.N.* Physico-Chemical and Technological Peculiarities of Producing the Thermally Stable Alloys Containing Rhenium. *Vestnik mosk. univ., ser. Himiya* [Moscow University Chemistry Bulletin], 2005, vol. 46, no. 3, pp. 155–167 (in Russ.).
- [4] *Kablov E.N., Svetlov I.L., Petrushin N.V.* Nickel superalloys for blades casting with directional and single-crystal structure]. Part I. *Materialovedenie* [Materials Science], 1997, no. 5, pp. 14–17 (in Russ.).
- [5] *Kablov E.N., Petrushin N.V., Svetlov I.L., Demonis I.M.* Ni-base casting superalloy of the new generation. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii* [Aviation Materials and Technologies], 2012, no. S, pp. 36–51 (in Russ.).
- [6] *Kablov E.N.* Splav na osnove intermetallida Ni<sub>3</sub>Al [Alloy Based on Intermetallic Compound Ni<sub>3</sub>Al]. RF patent no. 2434068. Bull. 2011, no. 32.
- [7] *Goryunov A.V., Rigin V.E.* The modern technology of cast nickel base superalloys production. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii* [Aviation Materials and Technologies], 2014, no. 2, pp. 3–7 (in Russ.).

- [8] Kablov E.N., Sidorov V.V., Kablov D.E., Rigin V.E., Goryunov A.V. Present-Day Production Technologies of Rod Billets, Made of Casting Superalloys of New Generation. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii* [Aviation Materials and Technologies], 2012, no. 5, pp. 97–105 (in Russ.).
- [9] Gerasimov V.V., Visik E.M., Kolyadov E.V. The Relationship Shape of the Crystallization Front with the Structure of Heat-Resistant Alloys in the Process of Crystallization. *Trudy VIAM* [Proceedings of VIAM], 2014, no. 6 (in Russ.). Available at: <http://viam-works.ru/en/articles?year=2014&num=6>
- [10] Belikov A.V., Sinichkina T.S., Visik E.M. UVNK-Type Vacuum Units for Casting of Superalloys (review). *Trudy VIAM* [Proceedings of VIAM], 2014, no. 12 (in Russ.). Available at: <http://viam-works.ru/en/articles?year=2014&num=12>
- [11] Kablov E.N., Gerasimov V.V., Visik E.M., Demonis I.M. Role of the directed solidification in the resource-saving production technologies of details of GTD. *Trudy VIAM* [Proceedings of VIAM], 2013, no. 3 (in Russ.). Available at: <http://viam-works.ru/en/articles?year=2013&num=3>
- [12] Kolyadov E.V., Gerasimov V.V. The influence of the reduced size of the casting on the axial temperature gradient and the macro-structure of castings for directional solidification at the facility UVNK-15. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii* [Aviation Materials and Technologies], 2014, no. 3, pp. 3–9 (in Russ.).
- [13] Samoylov A.I., Nazarkin R.M., Petrushin N.V., Moiseeva N.S. Misfit as a Characteristic of the Interfacial Stress Level in Single-Crystal High-Temperature Nickel Alloys. *Metally* [Russ. Metall.], 2011, no. 3, pp. 71–77 (in Russ.).
- [14] Kevin E., Yoon A., Noebe R.D., Seidman D.N. Effects of rhenium addition on the temporal evolution of the nanostructure and chemistry of a model Ni–Cr–Al superalloy. *Acta Materialia*, 2007, vol. 55, pp. 1145–1157.
- [15] 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 behavior. *Superalloys–2008 11th International Symposium on Superalloys*, 2008, pp. 109–119.
- [16] Shigeru Saito, Kazuya Kurokawa, Shigenari Hayashi et al. Tie-line compositions of the  $\sigma$  and ( $\gamma$ ,  $\gamma'$ ,  $\beta$ ) phases in the Ni–Al–Re–Cr system at 1423K. *ECS Transactions*, 2009, vol. 16 (44), pp. 177–184.
- [17] 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 Materialia*, 2007, vol. 55, pp. 4545–4551.
- [18] Nikolaev S.V. Sovmestnoe legirovanie nikelya reniem i perexodnymi metallami V–VI grupp. Avtoreferat diss. kand. khim. nauk [Joint Nickel Alloying with Rhenium and Transition Metals of V–VI Groups. Cand. chem. sci. diss. abstr.]. Moscow, 2014.

Статья поступила в редакцию 10.04.2015

Аргинбаева Эльвира Гайсаевна — канд. техн. наук, начальник сектора лаборатории «Жаропрочные сплавы на никелевой основе» Всероссийского научно-исследовательского института авиационных материалов (ВИАМ) (Российская Федерация, 105005, Москва, ул. Радио, д. 17).

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

Базылева Ольга Анатольевна — канд. техн. наук, старший научный сотрудник, заместитель начальника лаборатории «Жаропрочные сплавы на никелевой основе» Всероссийского научно-исследовательского института авиационных материалов (ВИАМ) (Российская Федерация, 105005, Москва, ул. Радио, д. 17).

Bazyleva O.A. — Cand. Sci. (Eng.), Senior Research Scientist, Deputy Head of Heat-Resistant Nickel-Based Alloys Laboratory, All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials (VIAM) (ul. Radio 17, Moscow, 105005 Russian Federation).

Тимофеева Ольга Борисовна (1951–2015) работала во Всероссийском научно-исследовательском институте авиационных материалов.

Timofeeva O.B. (1951–2015) worked at All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials.

Назаркин Роман Михайлович — инженер лаборатории «Металлофизические исследования» Всероссийского научно-исследовательского института авиационных материалов (ВИАМ), Российская Федерация, 105005, Москва, ул. Радио, д. 17).

Nazarkin R.M. — Engineer of Metallophysical Research Laboratory, All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials (VIAM) (ul. Radio 17, Moscow, 105005 Russian Federation).

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

Аргинбаева Э.Г., Базылева О.А., Тимофеева О.Б., Назаркин Р.М. Влияние термической обработки на структуру и свойства жаропрочного интерметаллидного сплава на основе никеля // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение. 2016. № 3. С. 55–68. DOI: 10.18698/0236-3941-2016-3-55-68

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

Arginbaeva E.G., Bazyleva O.A., Timofeeva O.B., Nazarkin R.M. Influence of Heat Treatment on the Structure and Properties of a High-Temperature Intermetallic Nickel-Based Alloy. *Vestn. Mosk. Gos. Tekh. Univ. im. N.E. Baumana, Mashinostroy.* [Herald of the Bauman Moscow State Tech. Univ., Mech. Eng.], 2016, no. 3, pp. 55–68. DOI: 10.18698/0236-3941-2016-3-55-68