

УДК 669.017.165

*О.А. Базылева<sup>1</sup>, М.М. Карашаев<sup>1</sup>, А.В. Шестаков<sup>1</sup>, Э.Г. Аргинбаева<sup>1</sup>***ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА ГОМОГЕННОСТЬ  
ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ СОЕДИНЕНИЯ Ni<sub>3</sub>Al**

DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-3-10

*Представлены результаты исследований, направленных на изучение структурной и фазовой стабильности жаропрочного интерметаллидного сплава на основе никеля марки ВИН4М. Показано, что наибольший эффект растворения  $\gamma'$ -фазы эвтектического происхождения, влияющей на напряженное состояние сплава данного химического состава, наблюдается в температурном интервале 1310–1330 °С. Определены критические точки материала после вакуумной индукционной выплавки и вакуумного индукционного переплава методом направленной кристаллизации с кристаллографической ориентацией (КГО)  $\langle 001 \rangle$  и характеристики образцов сплава на кратковременную и длительную прочность после упрочняющей термической обработки.*

**Ключевые слова:** жаропрочные никелевые сплавы, интерметаллиды, сплавы марок ВКНА и ВИН,  $\gamma'$ -фаза, упрочняющая термическая обработка.

*О.А. Bazyleva<sup>1</sup>, М.М. Karashaev<sup>1</sup>, А.В. Shestakov<sup>1</sup>, E.G. Arginbaeva<sup>1</sup>***EFFECT OF ANNEALING TEMPERATURE ON THE HOMOGENEITY  
OF INTERMETALLIC ALLOY BASED ON Ni<sub>3</sub>Al COMPOUND**

*The article presents the results of research aimed at studying the structural and phase stability of a high-temperature intermetallic alloy based on nickel VIN4M. It is shown that the greatest effect of dissolution of the eutectic  $\gamma'$ -phase, affecting the stress state of the alloy of a certain chemical composition, is observed in the temperature range 1310–1330 °C. The critical points of material are determined after vacuum induction melting and vacuum induction casting by the method of directional solidification with a crystallographic orientation of  $\langle 001 \rangle$  and the characteristics of alloy samples for short and long-term strength after hardening heat treatment.*

**Keywords:** heat resistant nickel alloys, intermetallic compounds, alloys VKNA and VIN,  $\gamma'$ -phase, hardening heat treatment.

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

**Введение**

В настоящее время ведутся работы, направленные на создание новых жаропрочных интерметаллидных сплавов на основе соединения Ni<sub>3</sub>Al, серий ВКНА и ВИН (ВИАМ Интерметаллидный Никелевый) [1, 2]. Известно, что одним из основных преимуществ интерметаллидных материалов марок ВКНА и ВИН является их устойчивая работоспособность при высоких температурах в изделиях горячего тракта газотурбинных двигателей (ГТД), в качестве рабочих и сопловых лопаток, створок и проставок реактивного сопла, а также сегментов камеры сгорания. Последнее обстоятельство является следствием того, что интерметаллидные материалы серии ВКНА обладают структурной и фазовой стабильностью в интервале температур 1000–1200 °С, а высокое содержание алюминия в составе сплавов данного класса обеспечивает снижение плотности [3–7].

Таким образом, применение интерметаллидных материалов в деталях ГТД позволяет повысить рабочую температуру последних на 150–200 °С, увеличить срок службы деталей из интерметаллидного сплава в 1,5–2 раза, а также снизить стоимость и трудоемкость их изготовления по сравнению с аналогичными материалами из жаропрочных никелевых сплавов [8–11].

Одним из основных недостатков интерметаллидных материалов на основе никеля является низкая пластичность при комнатной температуре, что связано с большим содержанием (85–92%) упрочняющей  $\gamma'$ -фазы в составе сплавов типа ВКНА. Повышения пластичности можно добиться путем увеличения доли  $\gamma$ -твердого раствора в составе сплава, применив специальную термическую обработку, направленную на растворение упрочняющей  $\gamma'$ -фазы эвтектического происхождения, расположенной в межосных пространствах и ее дальнейшее выделение в виде мелкодисперсных кубоидных частиц в осях дендритной ячейки, тем самым снижая дендритную ликвацию, а также напряженное состояние между  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фазами.

В данной работе обобщены результаты исследования фазовой и структурной стабильности жаропрочного интерметаллидного сплава на основе никеля применительно к упрочняющей термической обработке, состоящей из гомогенизационного отжига и ускоренного охлаждения. Образцы для исследований получены методом высокоградиентной направленной кристаллизации (ВГНК) в направлении роста монокристалла  $\langle 001 \rangle$ . Данное кристаллографическое направление роста выбрано в связи с тем, что именно оно обеспечивает минимальный модуль упругости материала, который влияет на напряженное состояние сплава [12].

### **Материалы и методы**

Исследования проводили на образцах, полученных методом направленной кристаллизации на установке УВНС-5 с компьютерным управлением процессом [13–15]. Для получения монокристаллических отливок температура металла составляла  $T_L + (180–200)$  °С, температура формы –  $T_L + (200–220)$  °С, скорость кристаллизации –  $V_{кр} = 4–8$  мм/мин. Максимальное отклонение от заданной кристаллографической ориентации (КГО) составило не более 5 градусов. Результаты измерений отклонения от КГО для исследуемых монокристаллических образцов представлены в табл. 1.

*Таблица 1*

**Отклонение от кристаллографической ориентации (КГО) в направлении  $\langle 001 \rangle$  монокристаллических образцов из интерметаллидного сплава системы Ni–Co–Al–Cr–Mo–W–Ti–Re–Ta при высокоградиентной направленной кристаллизации**

Условный номер образца	1	2	3	4	5	6	7	8
Отклонение от КГО $\langle 001 \rangle$ , градус	0,72	1,56	1,20	4,80	1,68	4,92	1,20	1,20

Параллельно с исследованием отклонения от заданной КГО и изучением полученной литой монокристаллической структуры интерметаллидного сплава были изготовлены образцы для определения критических точек материала методом дифференциально-термического анализа (ДТА) с целью выбора режимов упрочняющей термической обработки сплава, заключающихся в возможности снижения дендритной ликвации путем растворения  $\gamma'$ -фазы эвтектического происхождения в междендритных областях и ее дальнейшего выделения в виде мелкодисперсных частиц по осям дендритов, а также упрочнения  $\gamma$ -твердого раствора интерметаллидного сплава.

### Результаты и обсуждение

После определения критических точек материала ( $T_L$ ,  $T_S$ ,  $T_\gamma$ ) установлено, что сплав исследуемого химического состава обладает достаточно широкой областью гомогенности  $\gamma$ -твердого раствора, которая составляет  $\sim 20$  °С. Данный факт обуславливает проведение специальной термической обработки (гомогенизационного отжига) в этом температурном интервале, направленной на растворение упрочняющей  $\gamma'$ -фазы эвтектического происхождения в междендритных областях.

На рис. 1 представлена структура образцов интерметаллидного сплава системы Ni–Co–Al–Cr–Mo–W–Ti–Re–Ta, изготовленных методом ВГНК в направлении  $\langle 001 \rangle$ , при различных увеличениях.

Известно, что дендритная ликвация в жаропрочных никелевых и интерметаллидных сплавах вызвана условиями их кристаллизации. В связи с тем, что при кристаллизации происходит перераспределение легирующих компонентов с учетом их физико-химических характеристик, оси дендритов обогащаются тугоплавкими элементами, такими как вольфрам, молибден и рений, а междендритное пространство – в основном  $\gamma'$ -образующими элементами (рис. 1, а) [16].

Структура сплава, представленная на рис. 1, а, состоит из чередующихся дендритов, оси которых представляют собой смесь  $\gamma'$ -фазы на основе соединения  $\text{Ni}_3\text{Al}$  и  $\gamma$ -твердого раствора на основе Ni, междендритного пространства, внутри которого видны выделения крупной  $\gamma'$ -фазы эвтектического происхождения (рис. 1, з). Видно, что внутри осей дендритов в основном выделяются мелкодисперсные кубоидные частицы  $\gamma'$ -фазы на основе  $\text{Ni}_3\text{Al}$ , между которыми расположена  $\gamma$ -фаза.

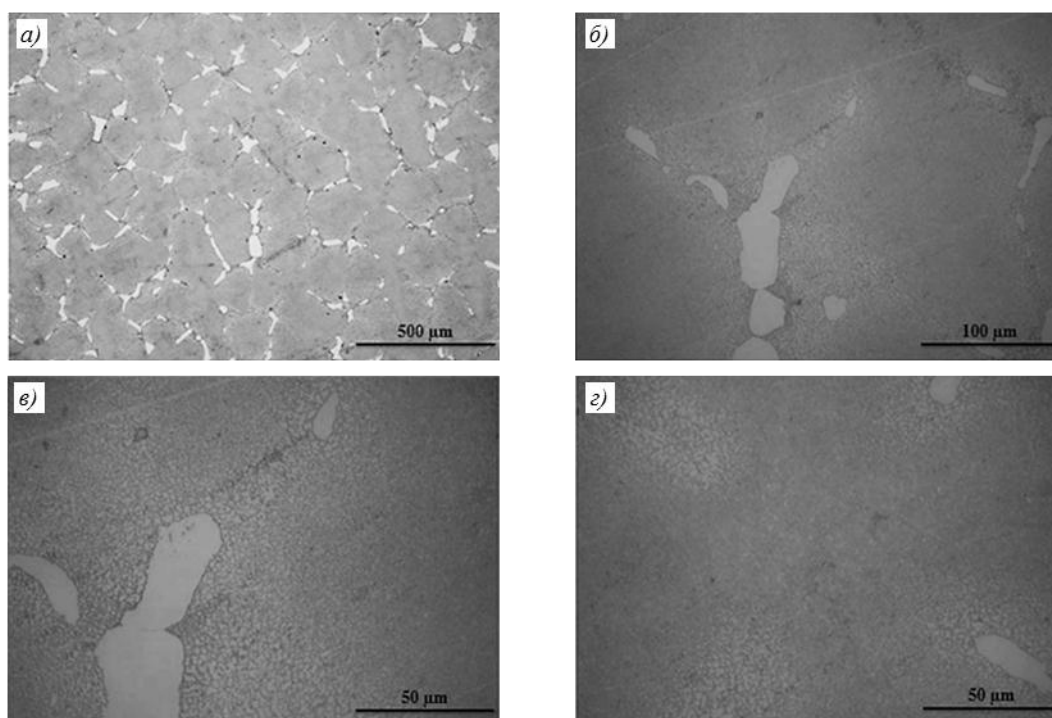


Рис. 1. Микроструктура интерметаллидного сплава после ВГНК в направлении  $\langle 001 \rangle$  при различных увеличениях:

а – дендритно-ячеистое строение; б, в – междендритное пространство; г – ось дендрита

Таким образом, после изучения структуры в литом состоянии и определения критических точек материала была поставлена задача – уменьшить дендритную ликвацию между  $(\gamma'+\gamma)/\gamma'_{\text{эвт}}$ -фазами, связанную с химическим составом сплава, а также

условиями кристаллизации и получением отливок методом ВГНК в направлении роста монокристалла  $\langle 001 \rangle$ .

Ранее показано, что для получения максимального гомогенного состояния в структуре интерметаллидного сплава необходимо максимально растворить  $\gamma'$ -фазу эвтектического происхождения, которая расположена в междендритном пространстве. На основании полученных результатов ДТА были выбраны следующие температуры для проведения гомогенизационного отжига и устранения дендритной ликвации в интерметаллидном сплаве: 1250, 1300, 1310, 1320 и 1330 °С. Высокотемпературный отжиг при соответствующей температуре проводили в течение 10 ч, поскольку этого времени было вполне достаточно для растворения  $\gamma'$ -фазы, а также прохождения диффузионных процессов. Последующее охлаждение сплава при закалке проводили на воздухе, так как данный сплав отличается высоким содержанием  $\gamma'$ -фазы (~90–95%) и при ускоренном охлаждении с большой вероятностью могут возникнуть трещины, связанные с различными условиями теплоотвода по сечению материала.

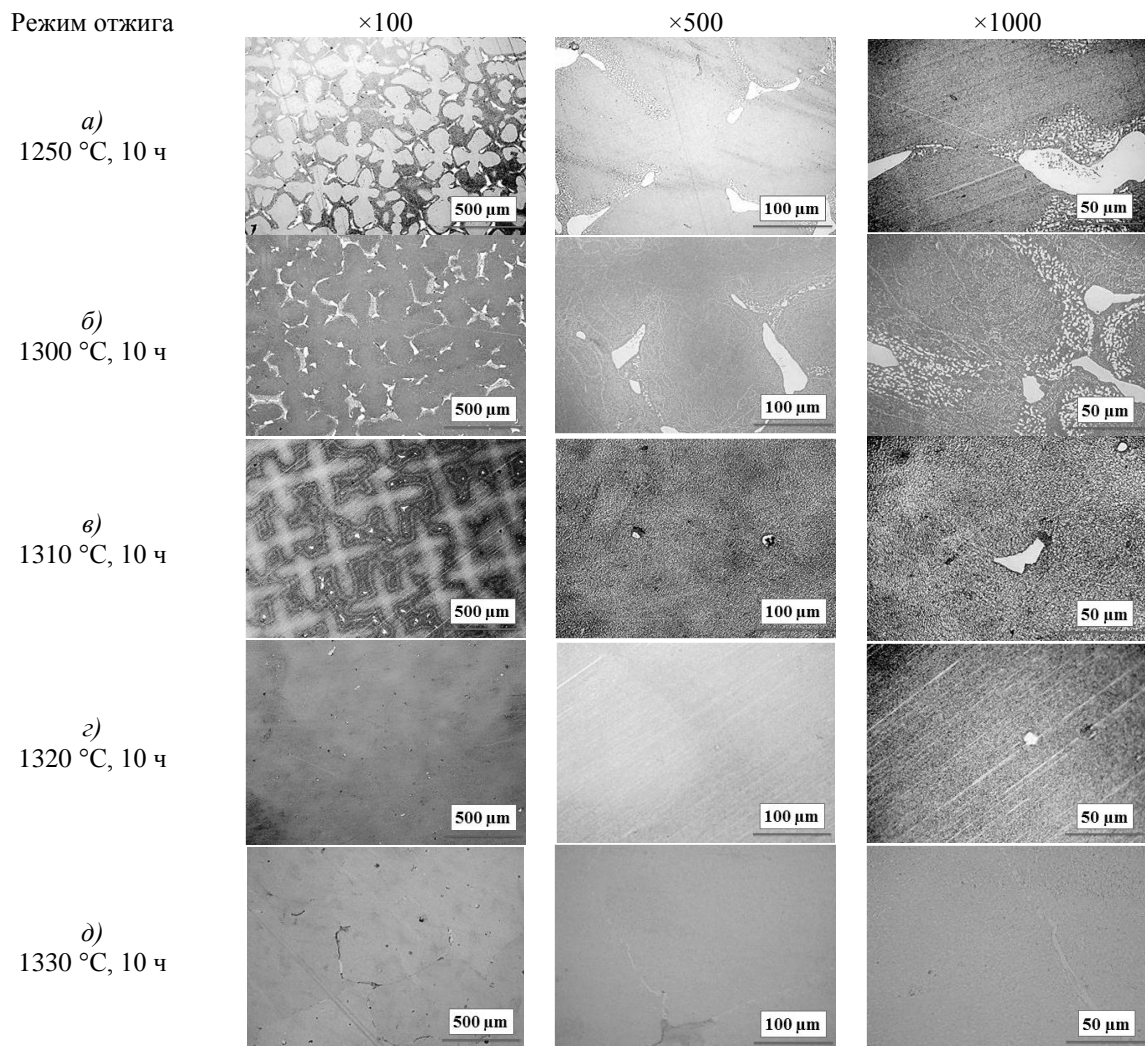


Рис. 2. Микроструктура образцов из интерметаллидного сплава после различных режимов гомогенизационного отжига и последующего охлаждения на воздухе

На рис. 2 представлены микроструктуры образцов сплава системы Ni–Co–Al–Cr–Mo–W–Ti–Re–Ta при различных увеличениях после соответствующих

режимов охлаждения при закалке, направленного на максимальное растворение  $\gamma'$ -фазы эвтектического происхождения в междендритных областях. Видно (рис. 2, а–в), что после гомогенизационного отжига и последующего охлаждения структура сплава системы Ni–Co–Al–Cr–Mo–W–Ti–Re–Ta состоит в основном из дендритных ячеек, междендритного пространства на основе  $\gamma$ -твердого раствора и  $\gamma'$ -фазы эвтектического происхождения, причем с увеличением температуры гомогенизационного отжига ее количество уменьшается. Однако присутствие в междендритной области выделений  $\gamma'$ -фазы свидетельствует о неполном прохождении диффузионных процессов при соответствующей температуре и о том, что данные режимы не являются оптимальными. На рис. 2, з, д видно, что количество  $\gamma'$ -составляющей в наибольшей степени растворено в результате гомогенизационного отжига, однако при температуре 1320 °С все же присутствуют участки неполного растворения эвтектической составляющей, что связано в первую очередь с химическим составом сплава. В случае же отжига при температуре 1330 °С наблюдается заметное снижение содержания  $\gamma'$ -фазы эвтектического происхождения в междендритной области, однако данная температура является слишком высокой, так как по данным ДТА температура солидус сплава составляет 1332 °С.

При проведении исследований установлено, что в интерметаллидном сплаве наибольший эффект от растворения эвтектической составляющей достигается при температуре 1320 °С с последующим охлаждением на воздухе, в результате которого в осях дендритных ячеек выделяется мелкодисперсная вторичная  $\gamma'$ -фаза, упрочняющая  $\gamma$ -твердый раствор на основе никеля. Таким образом, гомогенизационный отжиг по выбранному режиму создает дополнительный механизм дисперсионного упрочнения, который будет способствовать повышению прочностных характеристик, малоциклового усталости сплава, а также увеличению пределов длительной прочности и ползучести при рабочей температуре.

Оценка изменения коэффициента ликвационной неоднородности ( $K_{л} = C_{о.д}/C_{м.д}$ , где  $C_{о.д}/C_{м.д}$  – концентрация элемента в осях дендритов и междендритном пространстве соответственно), проведенная методом количественного микрорентгеноспектрального анализа, показала (табл. 2), что в отливках интерметаллидного сплава ВИН4М с монокристаллической структурой, полученных методом ВГНК, в литом состоянии наблюдается дендритная ликвация, характерная для никелевых литейных жаропрочных сплавов. Ряд элементов, таких как алюминий и титан, накапливаются в межосных пространствах, а такие как вольфрам и рений – в осях дендритов. Коэффициент ликвационной неоднородности тугоплавких элементов W и Re, имеющих меньшую диффузионную подвижность в литых образцах, значительно больше ( $K_W = 2,2$ ,  $K_{Re} = 2,4$ ), чем у остальных легирующих элементов интерметаллидного сплава. В процессе проведения гомогенизационного отжига за счет диффузионных процессов дендритная ликвация уменьшается. Однако для тугоплавких элементов W и Re она остается достаточно высокой ( $K_W = 1,2$ ,  $K_{Re} = 1,4$ ), что характерно и для никелевых литейных жаропрочных сплавов. Физико-химический фазовый анализ позволил выявить, что рений в основном растворяется в  $\gamma$ -никелевом твердом растворе, прослойки которого вместе с частицами  $\gamma'$ -фазы формируют двухфазную структуру ветвей дендритов, что, по-видимому, тормозит диффузионные процессы при ползучести и положительно сказывается на повышении долговечности сплава ВИН4М.

Для оценки уровня механических свойств из термообработанного интерметаллидного сплава ВИН4М изготовлены образцы для статических испытаний, в результате которых получены следующие значения характеристик: предел прочности при комнатной температуре составил 1150 МПа, предел текучести – на уровне 600 МПа, соответствующие паспортным данным для сплава ВИН4:  $\sigma_b = 1350$  МПа и  $\sigma_{0,2} = 700$  МПа. Результаты

исследований по влиянию гомогенизационного отжига на свойства интерметаллидного сплава системы Ni–Co–Al–Cr–Mo–W–Ti–Re–Ta хорошо коррелируют с результатами изучения влияния термической обработки на сплавы серии ВКНА (ВКНА-1В и ВКНА-4У), а повышение значения мисфита между параметрами  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз (вследствие термообработки интерметаллидных сплавов) положительно сказывается на времени до разрушения образцов при высокотемпературных испытаниях [17, 18].

Таблица 2

**Локальный состав сплава ВИН4М  
после различных режимов гомогенизационного отжига**

Режим отжига	Участок анализа и $K_d$	Содержание элементов, % (по массе), и величина $K_d$ соответствующего элемента								
		Al	Cr	Co	Ti	Mo	W	Re	Ta	Ni
В исходном состоянии (литой образец)	Центр оси дендрита	7,0	3,3	6,2	0,5	3,8	6,7	3,3	2,0	67,1
	Междендритная область	8,2	3,5	5,5	1,2	4,6	3,1	1,4	3,3	69,3
	$K_d=C_{o,d}/C_{m,d}$	0,8	1,0	1,1	0,4	0,8	2,2	2,4	0,6	1,0
1250 °С, 10 ч	Центр оси дендрита	6,8	4,1	6,3	0,7	4,9	5,6	2,9	2,2	66,2
	Междендритная область	8,1	3,0	5,4	0,9	3,9	4,5	1,8	2,8	69,5
	$K_d=C_{o,d}/C_{m,d}$	0,8	1,4	1,2	0,8	1,3	1,3	1,6	0,8	1,0
1300 °С, 10 ч	Центр оси дендрита	7,1	3,6	5,8	0,8	4,5	5,3	2,6	2,4	67,7
	Междендритная область	7,5	3,4	5,7	0,9	4,2	4,7	1,9	2,6	69,2
	$K_d=C_{o,d}/C_{m,d}$	0,9	1,1	1,0	0,9	1,1	1,1	1,3	0,9	1,0
1310 °С, 10 ч	Центр оси дендрита	7,5	3,6	5,8	0,8	4,3	5,5	2,5	2,4	67,7
	Междендритная область	7,7	3,5	5,8	0,9	4,5	4,5	1,9	2,5	68,5
	$K_d=C_{o,d}/C_{m,d}$	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,2	1,3	0,9	1,0
1320 °С, 10 ч	Центр оси дендрита	7,5	3,5	5,8	0,8	4,3	5,4	2,6	2,6	67,5
	Междендритная область	7,8	3,4	5,7	0,8	4,3	4,5	1,8	2,5	68,9
	$K_d=C_{o,d}/C_{m,d}$	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,2	1,4	1,0	1,0
1330 °С, 10 ч	Центр оси дендрита	7,2	3,5	5,8	0,8	4,2	5,9	3,0	2,4	67,0
	Междендритная область	7,7	3,5	5,6	0,9	4,2	4,6	1,8	2,7	69,1
	$K_d=C_{o,d}/C_{m,d}$	0,9	1,0	1,0	0,9	1,0	1,3	1,6	1,0	1,0

Результаты испытаний образцов из сплава ВИН4М на длительную прочность с определением времени до разрушения при температурах 1200 и 1250 °С представлены в табл. 3.

Таблица 3

**Результаты испытаний образцов из интерметаллидного сплава системы Ni–Co–Al–Cr–Mo–W–Ti–Re–Ta на длительную прочность после упрочняющей термической обработки**

Температура испытания, °С	Напряжение, МПа	Время до разрушения
1200	50	117 ч 55 мин
1200	50	115 ч 20 мин
1250	25	70 ч
1200 (паспорт)	40	100 ч

Из данных табл. 3 видно, что при температуре 1200 °С образцы выдержали базу испытаний на длительную прочность >100 ч при напряжении 50 МПа, что больше паспортных характеристик сплава ВИН4 на 10 МПа при той же температуре [19].

Следует отметить, что данные табл. 2 являются оценочными, так как для полного устранения последствий дендритной ликвации и растворения эвтектической составляющей  $\gamma'$ -фазы в междендритных областях следует проводить комплексные исследования, связанные как с методом получения монокристаллических образцов в определенном

кристаллографическом направлении в исследуемой системе, так и с определением оптимального химического состава сплава, связанного с влиянием каждого легирующего элемента на структуру при определенных условиях получения материала и с проведением термической обработкой, а также на мисфит.

### Заключения

При исследованиях, направленных на изучение структурного и фазового состояния сплава ВИН4М, установлено, что максимальный эффект от гомогенизирующего отжига достигается при температуре 1320 °С, выдержка при которой способствует максимальному растворению  $\gamma'$ -фазы эвтектического происхождения, расположенной в междендритных областях, и ее последующему выделению по осям дендритов в мелкодисперсном виде.

Показано, что при получении монокристаллических отливок методом ВГНК по представленным режимам в направлении роста монокристалла  $\langle 001 \rangle$  максимальное отклонение от заданной кристаллографической ориентации не превышает 5 градусов.

В результате исследований образцов монокристаллов с КГО  $\langle 001 \rangle$  из сплава системы Ni–Co–Al–Cr–Mo–W–Ti–Re–Ta, обработанных по выбранному режиму, установлено, что предел прочности при комнатной температуре составил 1150 МПа, предел текучести 600 МПа, что соответствует паспортным значениям для сплава ВИН4, а время до разрушения при температуре 1200 °С и напряжении 50 МПа превышает сточасовую базу испытаний и превосходит паспортные характеристики по напряжению на 10 МПа, что указывает на перспективность использования сплава системы Ni–Co–Al–Cr–Mo–W–Ti–Re–Ta при температурах 1200–1250 °С.

*Работа выполнена в рамках гранта РФФИ 19-03-00852А «Исследование закономерностей и разработка научных основ управления направленной структурой, стабилизированной микро- и наноразмерными частицами, интерметаллидных сплавов на основе Ni<sub>3</sub>Al, предназначенных для работы при температурах до 1250–1300 °С».*

### Библиографический список

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е.Н. Без новых материалов – нет будущего // Металлург. 2013. №12. С. 4–8.
3. Каблов Е.Н. К 80-летию ВИАМа // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2012. Т. 78. №5. С. 79–82.
4. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Бронфин М.Б., Алексеев А.А. Особенности монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов, легированных рением // Металлы. 2006. №5. С. 47–58.
5. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л. Компьютерное конструирование жаропрочного никелевого сплава IV поколения для монокристаллических лопаток газовых турбин // Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина. М.: Наука, 2006. С. 98–115.
6. Каблов Е.Н., Бунтушкин В.П., Морозова Г.И., Базылева О.А. Основные принципы легирования интерметаллида Ni<sub>3</sub>Al при создании высокотемпературных сплавов // Материаловедение. 1998. №7. С. 13–15.
7. Базылева О.А., Оспенникова О.Г., Аргинбаева Э.Г., Летникова Е.Ю., Шестаков А.В. Тенденции развития интерметаллидных сплавов на основе никеля // Авиационные материалы и технологии. 2017. №S. С. 104–115. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-104-115.
8. Колобов Ю.Р., Каблов Е.Н., Козлов Э.В., Конева Н.А. и др. Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанофазным упрочнением. М.: Изд. дом МИСиС, 2008. 328 с.

9. Bondarenko Yu.A., Kablov E.N. Directional crystallization of high-temperature alloys with elevated temperature gradient // *Metal Science and Heat Treatment*. 2002. Vol. 44. No. 7–8. P. 288–291.
10. Каблов Е.Н., Ломберг Б.С., Бунтушкин В.П., Голубовский Е.Р., Мубояджян С.А. Сплав на основе интерметаллида  $Ni_3Al$  – перспективный материал для лопаток турбин // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2002. №7. С. 16–19.
11. Бондаренко Ю.А., Деев В.В., Каблов Е.Н. Направленная кристаллизация лопаток ГТД при литье с повышенным температурным градиентом // *Авиационные материалы и технологии*. 2003. №1. С. 53–63.
12. Бондаренко Ю.А., Базылева О.А., Раевских А.Н., Нарский А.Р. Исследования по созданию новой высокотемпературной жаростойкой матрицы на основе интерметаллидов  $NiAl-Ni_3Al$  // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн.* 2018. №11 (71). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 06.05.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-11-3-11.
13. Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технологии, покрытия / под общ. ред. Е.Н. Каблова. 2-е изд. М.: Наука, 2006. 632 с.
14. Бондаренко Ю.А., Каблов Е.Н. Направленная кристаллизация жаропрочных сплавов с повышенным температурным градиентом // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2002. №7. С. 20–23.
15. Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А., Каблов Д.Е. Особенности структуры и жаропрочных свойств монокристаллов  $\langle 001 \rangle$  высокоренивого никелевого жаропрочного сплава, полученного в условиях высокоградиентной направленной кристаллизации // *Авиационные материалы и технологии*. 2011. №4. С. 25–31.
16. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Морозова Г.И., Светлов И.Л. Физико-химические факторы жаропрочности никелевых сплавов, содержащих рений // *Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина*. М.: Наука, 2006. С. 116–130.
17. Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А., Сурова В.А. Особенности высокоградиентной направленной кристаллизации и оборудование для литья монокристаллических образцов и турбинных лопаток из жаропрочных сплавов, содержащих рений // *Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина*. М.: Наука, 2006. С. 194–205.
18. Аргинбаева Э.Г., Назаркин Р.М., Шестаков А.В., Карачевцев Ф.Н. Исследование влияния термической обработки на структурно-фазовые параметры интерметаллидных сплавов на основе никеля // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №3 (48). С. 8–13. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-3-8-13.
19. Базылева О.А., Унчикова М.В., Туренко Е.Ю., Багетов В.В., Шестаков А.В. Исследование влияния термической обработки на микроструктуру, параметры дендритной ликвации и время до разрушения интерметаллидного ренийсодержащего сплава на основе  $Ni_3Al$  // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн.* 2016. №10 (46). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.06.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-10-4-4.