

Научная статья

УДК 621.763

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-4-3-13

**ВЫДЕЛЕНИЕ  $\eta$ -ФАЗЫ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ  
В СПЛАВЕ СИСТЕМЫ Ni–Fe–Co–Nb–Ti**С.В. Овсепян<sup>1</sup>, М.В. Ахмедзянов<sup>1</sup>, Е.В. Филонова<sup>1</sup>, Д.В. Зайцев<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.** Исследовано влияние отжига при температуре 800–1040 °С на образование  $\eta$ -фазы в свариваемом деформируемом сплаве марки ВЖ176 системы Ni–Fe–Co–Nb–Ti, предназначенном для применения в газотурбинных двигателях. Показано, что отжиг приводит к выделению частиц  $\eta$ -фазы и изменению их формы и распределения: от коротких пластин по границам зерен до видманитеттовой структуры. Установлена зависимость количества фазы от продолжительности обработки. Методами электронной просвечивающей и растровой микроскопии с использованием методик дифракции обратноотраженных электронов и микрорентгеноспектрального анализа определены состав и кристаллографическое строение  $\eta$ -пластин. Построена диаграмма изменения  $\eta$ -фазы от температуры и продолжительности обработки сплава.

**Ключевые слова:** жаропрочный никель-железный сплав, термическая обработка, микроструктура, фаза, пластинчатая частица, диаграмма «температура–продолжительность–структура»

**Для цитирования:** Овсепян С.В., Ахмедзянов М.В., Филонова Е.В., Зайцев Д.В. Выделение  $\eta$ -фазы при термической обработке в сплаве системы Ni–Fe–Co–Nb–Ti // Труды ВИАМ. 2023. № 4 (122). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-4-3-13.

Scientific article

**PRECIPITATION OF  $\eta$ -PHASE DURING  
HEAT TREATMENT IN Ni–Fe–Co–Nb–Ti ALLOY**S.V. Ovsepyan<sup>1</sup>, M.V. Akhmedzyanov<sup>1</sup>, E.V. Filonova<sup>1</sup>, D.V. Zaytsev<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.** The effect of annealing at the temperature of 800–1040 °C on the  $\eta$ -phase formation in the weldable wrought VZh176 alloy of the Ni–Fe–Co–Nb–Ti system, intended for use in gas turbine engines, has been investigated. It is shown that annealing leads to the precipitation of  $\eta$ -phase particles and change the shape and distribution: from short plates at the grain boundaries to the Widmanstatten structure. The dependence of the quantity of the phase on the duration of processing is established. The composition and crystallographic structure of the  $\eta$ -plates are determined by the methods of transmission electron and scanning microscopy, using the methods of backscattered electron diffraction and x-ray microanalysis. A diagram of the change of the  $\eta$ -phase from temperature and duration of treatment was built.

**Keywords:** nickel-iron superalloy, heat treatment, microstructure, phase, lamellar particle, temperature–time–precipitation diagram

**For citation:** Ovsepyan S.V., Akhmedzyanov M.V., Filonova E.V., Zaytsev D.V. Precipitation of  $\eta$ -phase during heat treatment in Ni–Fe–Co–Nb–Ti alloy. *Trudy VIAM*, 2023, no. 4 (122), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-4-3-13.

**Введение**

Высокий уровень характеристик и надежность газотурбинных двигателей (ГТД) и установок для техники различного назначения, в том числе для летательных аппаратов, во многом обеспечивают жаропрочные сплавы [1, 2]. Совершенствование технологий производства жаропрочных никелевых деформируемых сплавов для ответственных статорных и роторных деталей горячего тракта авиационных двигателей, повышение их свойств, стабильности структуры и фазового состава – актуальные задачи современных исследований [3–7].

Большое значение для изготовления турбин имеют применяемые в качестве конструкционных материалов дисперсионно-твердеющие жаропрочные сплавы на основе систем Ni–Fe–Cr–Nb–Mo(W) с 9–40 % (по массе) Fe (марки Inconel 718, Inconel 718Plus, ЭП718 и др.) и Fe–Ni–Co–Nb с ~41 % (по массе) Fe, имеющие низкий температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР) (марка Incoloy 903 и др.). По сравнению с никелевыми сплавами, не содержащими железа, они обладают хорошей технологичностью, имеют невысокую стоимость и в большинстве своем являются свариваемыми. В результате, несмотря на более низкую рабочую температуру, данные материалы находят применение как в эксплуатируемых, так и во вновь создаваемых газотурбинных двигателях и установках [8–11].

Серийные жаропрочные сплавы на основе никеля и железа упрочняются в основном за счет выделения частиц геометрически плотноупакованных интерметаллидных фаз. В зависимости от легирования это  $\gamma'$ -фаза на основе соединения  $Ni_3Al$  ( $L1_2$ ) и/или  $\gamma''$ -фаза на основе соединения  $Ni_3Nb$  ( $D0_{22}$ ). При температурах  $>650$  °C возможно выделение частиц в форме пластин, которые не считаются упрочняющими:  $\delta$ -фазы на основе соединения  $Ni_3Nb$  ( $D0_a$ ),  $\eta$ -фазы ( $D0_{24}$ ) на основе соединений  $Ni_3Ti$  или  $Ni_3Al_{0,5}Nb_{0,5}$ ; при наличии в составе сплава кремния –  $\epsilon$ -фазы ( $D0_{19}$ ) на основе соединения  $Ni_3(Ti, Nb)$  [1, 10, 12–14]. В случае несбалансированного химического состава сплава также возможно выделение топологически плотноупакованных фаз:  $\sigma$ ,  $\mu$ , Лавеса и др.

Сплавы с низким ТКЛР применяют в узлах сопряжения статорных и роторных деталей ГТД [1, 15]. Наиболее известные из них такие марки, как Incoloy 903, Incoloy 907 и Incoloy 909 [16–18]. Благодаря добавкам ниобия, титана и небольшого количества алюминия в этих сплавах формируется упрочняющая  $\gamma'$ -фаза [1, 14]. Свариваемый деформируемый сплав марки ВЖ176 системы Ni–Fe–Co–Nb–Ti близок к ним по составу [19]. Он предназначен для изготовления деталей ГТД, работающих при температурах до 600 °C, и обладает высокими для своего класса материалов прочностью и жаропрочностью. Термическая обработка данного сплава включает закалку и старение при температурах 720 и 640 °C. Перед старением может применяться дополнительный отжиг.

В сплавах с низким ТКЛР после длительных наработок при температурах  $>650$  °C или при термической обработке при температуре  $>800$  °C  $\gamma'$ -фаза теряет стабильность, в результате чего образуются частицы  $\eta$ - или  $\epsilon$ -фаз в формы пластин. Они выделяются на границах зерен и карбидов, прорастают внутрь зерен и могут образовывать ячеистую, или так называемую видманштеттовую, структуру. В результате прочность материала снижается за счет обеднения твердого раствора легирующими элементами, входящими в состав  $\gamma'$ -фазы [1, 10, 12, 14, 20]. Однако в никелевых и железоникелевых сплавах частицы  $\eta$ -фазы могут улучшать сопротивление ползучести, в том числе вследствие закрепления границ зерен, делая их форму пилообразной [12, 13, 21, 22].

Тип, форма, количество и размер фазовых составляющих, а также другие параметры структуры, обеспечивающие комплекс свойств жаропрочных сплавов,

регулируют с помощью термической обработки. Цель данной работы – исследование влияния температурно-временных режимов отжига после закалки на формирование интерметаллидной η-фазы в жаропрочном сплаве ВЖ176 системы Ni–Fe–Co–Nb–Ti.

Работа выполнена с использованием оборудования для микроструктурных исследований ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексной научной проблемы 9.7. «Высокотемпературные деформируемые сплавы и композиционные материалы, упрочненные тугоплавкими металлическими волокнами и частицами, карбидами, нитридами и др., истираемые уплотнительные материалы» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [23, 24].

### Материалы и методы

Материалом для исследования в данной работе является свариваемый деформируемый сплав марки ВЖ176 системы Ni–Fe–Co–Nb–Ti–Ta [19]. Содержание основных компонентов в плавке представлено в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав сплава марки ВЖ176

Концентрация компонентов	Содержание основных легирующих элементов (основа – никель)							
	Fe	Co	Cr	W + Mo	Ta + Nb	Al	Ti	C
% (по массе)	27	22	1,1	1,0	5,8	0,6	2,5	0,05
% (атомн.)	28,5	22	1,2	0,5	3,3	1,3	3,1	0,25

Сплав изготавливали путем вакуумной индукционной выплавки с разливкой в чугунные трубы и последующим вакуумным дуговым переплавом в кристаллизатор диаметром 110 мм. От полученного слитка отрезали заготовку массой ~10 кг. Из литой заготовки всесторонней ковкой изготавливали сутунку, которую катали на лист толщиной 1,5 мм. Для изучения влияния термической обработки на структуру сплава из листового проката вырезали образцы размером 10×10 мм.

Все образцы закаливали при температуре 1080 °С с охлаждением на воздухе, затем отжигали при температурах от 800 до 1040 °С. Продолжительность выдержки варьировали от 15 мин до 8 ч.

Микроструктурные исследования проводили на оптическом микроскопе Olympus GX-51. Травление шлифов выполняли в смеси кислот в определенной концентрации: 92 мл HCl + 5 мл H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 3 мл HNO<sub>3</sub> + 5 г CuSO<sub>4</sub> + 50 мл C<sub>2</sub>H<sub>5</sub>OH.

Отдельные образцы после отжигов при температурах 950 и 850 °С исследовали на электронных микроскопах – просвечивающем марки Tecnai G2 F20 S-TWIN TMP и растровом марки Verios 460 XHR с приставкой INCA x-Max, обеспечивающей проведение микрорентгеноспектрального анализа (МРСА). Изучение микроструктуры проводили также методом дифракции обратноотраженных электронов – ДООЭ (на оборудовании Nordlys System фирмы HKL). Для оценки количества фазы в сплаве использовали программу анализа изображений NEXSYS ImageExpert Pro 3.6.

### Результаты и обсуждение

При исследовании микроструктуры образцов из сплава ВЖ176 после отжига при различных температурах и времени обработки установлено выделение частиц пластинчатой морфологии. Соотношения легирующих элементов (в % (атомн.)) Al/(Nb + Ta + Ti) и (Al + Ti)/(Nb + Ta) в исследуемом сплаве равны 0,20 и 1,34 соответственно. По данным работы [25], это свидетельствует о том, что указанные частицы являются η-фазой.

На рис. 1 представлена типичная микроструктура сплава ВЖ176 после отжига при температуре 960 °С. При выдержке 15 мин выделения фаз располагаются по границам зерен в виде частиц округлой формы или коротких пластин (рис. 1, а). Распределение частиц при этом неравномерное, на некоторых границах они вообще отсутствуют. Это согласуется с представлением о прерывистом механизме зарождения η-фазы – на дефектах структуры (вакансиях, дислокациях, дефектах упаковки), что объясняет концентрацию выделений в первую очередь на высокоэнергетических границах зерен [12, 22]. С увеличением продолжительности отжига частицы растут внутрь зерен, становятся более вытянутыми (рис. 1, б). Затем пластины начинают образовываться не только на границах, но и в теле зерен (рис. 1, в). С увеличением продолжительности выдержки (в случае обработки в интервале температур от 880 до 980 °С) укрупнившиеся пересекающиеся пластины η-фазы заполняют всю площадь шлифа, образуя видманштеттовую структуру (рис. 1, г). При температурах <880 и >980 °С исследованные в работе выдержки к формированию такой структуры не приводят.

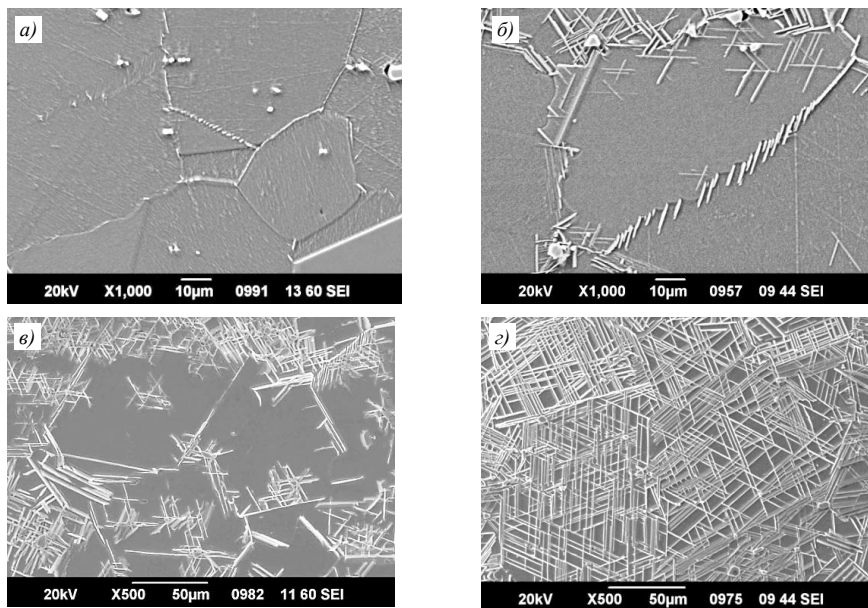


Рис. 1. Микроструктура сплава марки ВЖ176 после закалки и отжига при температуре 960 °С в течение 15 (а) и 30 мин (б), а также 1 (в) и 4 ч (г)

Для точного определения типа и кристаллографических характеристик фазы пластинчатой формы провели исследование образца после отжига при температуре 850 °С в течение 4 ч методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). На рис. 2, а представлено изображение микроструктуры зерна с ориентировкой, близкой к <110>, рядом с его границей, где видны пластины η-фазы, нормали которых соответствуют матричным кристаллографическим направлениям типа <111>. Между пластинами наблюдаются кубоидные частицы γ'-фазы. Рядом с пластинами видны области, где выделения γ'-фазы значительно более мелкие, что, по-видимому, связано с обеднением твердого раствора титаном, ниобием и танталом вокруг растущей η-фазы. На изображениях электронограмм, полученных в осях зон <100>γ и <125>γ (рис. 2, б, в), наблюдаются сверхструктурные рефлексы L12, соответствующие γ'-фазе, и сетки рефлексов, индцирование которых подтверждает наличие в сплаве η-фазы, имеющей гексагональную плотноупакованную решетку с параметрами  $a, b = 0,5096$  нм,  $c = 0,8304$  нм и ориентационными соотношениями с матрицей  $(111)\gamma \parallel (0001)\eta$  и  $[110]\gamma \parallel [11\bar{2}0]\eta$ .

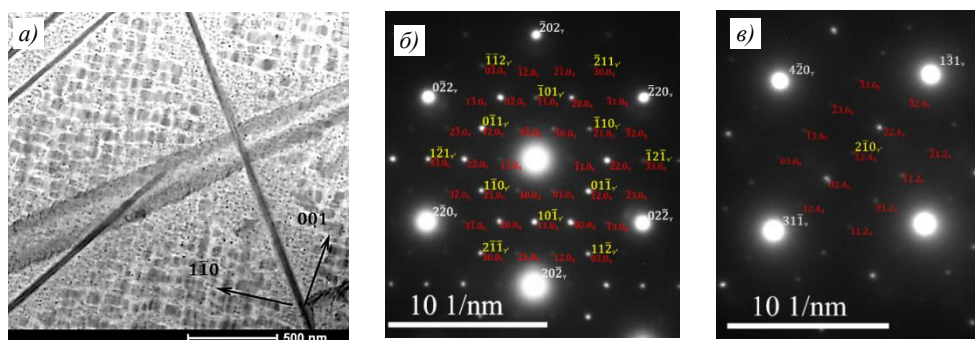


Рис. 2. Микроструктура образца сплава марки ВЖ176 после отжига при температуре 850 °С в течение 4 ч (ПЭМ): *a* – темнопольное изображение; электронограммы с рефлексами  $\gamma'$ - и  $\eta$ -фаз (*b* – ось зоны  $\langle 111 \rangle \gamma$ ; *c* – ось зоны  $\langle 125 \rangle \gamma$ )

Результаты МРСА  $\eta$ -фазы представлены в табл. 2.

Таблица 2

**Химический состав пластинчатой  $\eta$ -фазы**

Содержание легирующих элементов, % (атомн.)						
Fe	Ni	Co	Ta	Nb	Ti	Al
8–10	59–60	17–19	2,0–2,3	4,5–5,0	7,8–8,0	0,8–1,0

Химический состав частиц свидетельствует о том, что основой  $\eta$ -фазы является интерметаллическое соединение никеля с титаном – можно предположить, что это соединение  $Ni_3Ti$ . В нем дополнительно растворены ниобий, тантал и алюминий, замещающие титан, а также железо и кобальт, замещающие никель.

После отжига образца при температуре 960 °С в течение 1 ч провели также исследование методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) с использованием ДОЭ-анализа. На рис. 3, *a* представлен участок исследования с точками анализа, на рис. 3, *b* – картина дифракции обратноотраженных электронов (линии Кикучи) для точки 2 (пластинчатая частица), а также то же изображение с нанесенными кристаллографическими индексами плоскостей – на рис. 3, *c*.

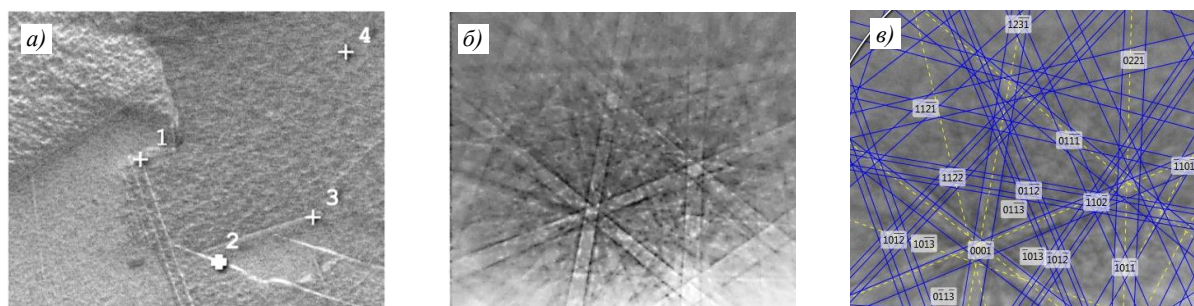


Рис. 3. Микроструктура образца из сплава марки ВЖ176 после отжига при температуре 960 °С в течение 1 ч (РЭМ): *a* – смешанное изображение участка исследования; *b* – картина ДОЭ (линии Кикучи) для точки 2; *c* – индцированная картина ДОЭ

Сравнение полученной информации с базой данных CHANNEL5 ICSD Structural Database показывает, что в точке 2 находится частица  $\eta$ -фазы на основе соединения  $Ni_3Ti$  с гексагональной решеткой с параметрами  $a, b = 0,510$  нм,  $c = 0,830$  нм и с углами  $\alpha, \beta = 90$  градусов и  $\gamma = 120$  градусов. Такие же частицы наблюдаются в точках 1 и 3. Точка 4 – твердый раствор на основе никеля с гранецентрированной кубической (ГЦК)

решеткой с параметром ячейки 0,357 нм. В образце также обнаружены карбиды с ГЦК-решеткой:  $(\text{Nb}_{0,2}\text{Ta}_{0,4}\text{Ti}_{0,4})\text{C}$  – с параметром ячейки 0,442 нм и NbC – с параметром ячейки 0,447 нм.

Скорость изменения структуры сплава при отжиге можно оценить по количеству выделившейся фазы при разной продолжительности обработки. В данной работе такое исследование провели после отжигов при температуре 960 °С. Для этого в программе NEXSYS ImageExpert Pro 3.6 для фотографий микроструктур сплава при увеличении  $\times 100$  подобрали и применили преобразования изображения. В качестве примера на рис. 4 представлена микроструктура сплава марки ВЖ176 после отжига в течение 1 ч. Далее по соотношению площадей белого и черного цветов определяли долю выделяющейся фазы в зависимости от продолжительности выдержки (рис. 5). Видимые в оптический микроскоп при данном увеличении объекты черного цвета являются в основном частицами  $\eta$ -фазы по границам и в теле зерен. Показано, что после отжига в течение 15 мин на части границ зерен  $\eta$ -фаза не выделяется, в связи с чем доля фазы на этом образце становится больше благодаря вкладу «пустых» границ. Карбидов в сплаве не более 1 % (объемн.), поэтому их влиянием на увеличение количества фазы можно пренебречь.

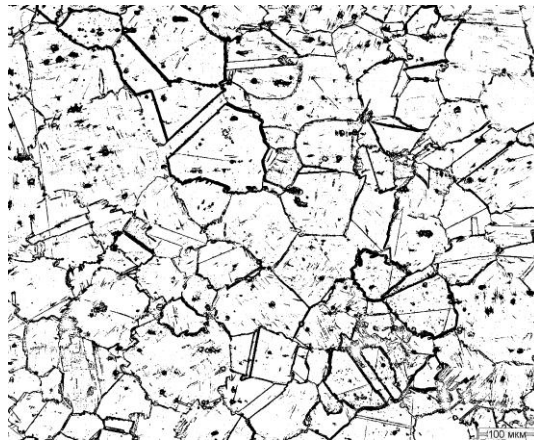


Рис. 4. Микроструктура ( $\times 100$ ; увеличено при печати) сплава марки ВЖ176 после отжига при температуре 960 °С в течение 1 ч (изображение обработано в программе NEXSYS ImageExpert Pro 3.6)

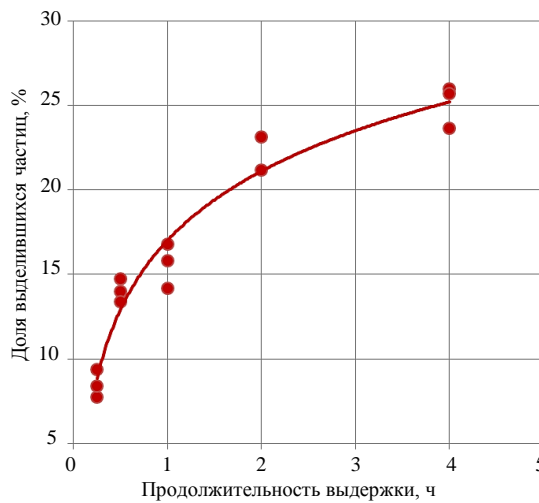


Рис. 5. Зависимость количества фазы в сплаве ВЖ176 от продолжительности отжига при температуре 960 °С

При температуре 960 °С η-фаза пластинчатой формы начинает выделяться уже после 30 мин выдержки. Из данных, представленных на рис. 5, следует, что в течение первых двух часов отжига скорость роста количества фазы максимальная. Именно за это время образуется видманштеттовая структура, пластины фазы достигают максимальной длины, упираясь друг в друга и в границы зерен. Далее скорость роста снижается. С достаточной достоверностью ( $R^2 = 0,95$ ) значения можно аппроксимировать логарифмической зависимостью  $y = A \cdot \ln(x) + B$ .

Для обобщения результатов проведенного эксперимента микроструктура всех исследованных образцов может быть разделена на четыре группы по месту выделения частиц фаз, их плотности и виду: группа 1 – с частицами округлой формы или короткими пластинами η-фазы на границах зерен; группа 2 – с пластинами η-фазы на границах зерен; группа 3 – с пластинами η-фазы на границах и внутри зерен; группа 4 – видманштеттовая структура.

На рис. 1 как раз представлена микроструктура, характерная для групп 1 (а), 2 (б), 3 (в) и 4 (г). Следует отметить, что такое распределение носит качественный характер, в одну группу могут входить образцы с разным размером и плотностью выделений фазы. Кроме того, структура сплава неоднородная, на одном шлифе наблюдаются зерна с разной плотностью выделений.

С учетом ранее изложенного все полученные результаты распределены в координатах «время–температура» (рис. 6).

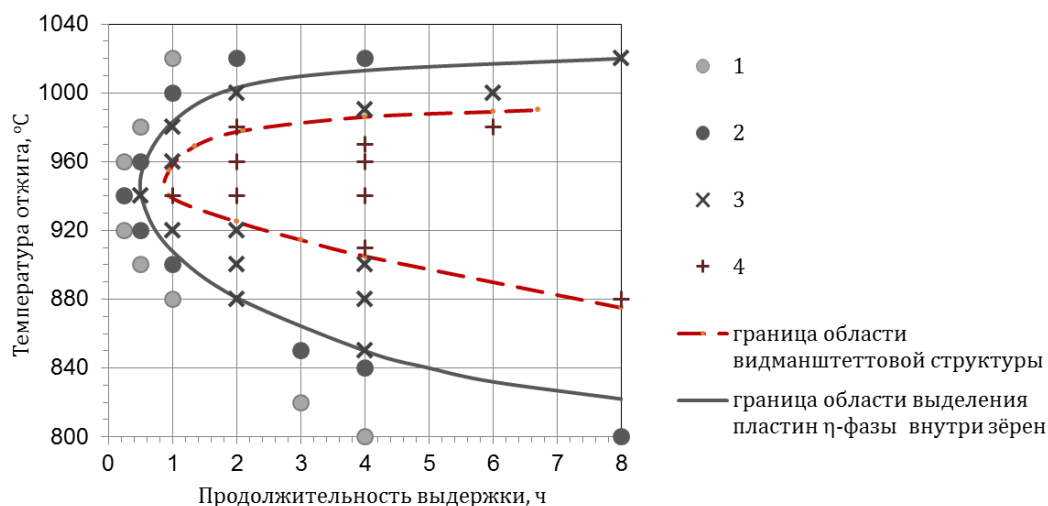


Рис. 6. Влияние температуры и продолжительности отжига на микроструктуру сплава марки ВЖ176 (цифрами обозначены группы микроструктуры)

По нанесенным точкам проведены границы областей: выделения пластин η-фазы внутри зерен и образования видманштеттовой структуры.

Видно, что наименьшее время до появления пластинчатых частиц и наибольшая скорость их роста наблюдаются при температуре 940 °С. Достаточно 15 мин для начала выделения пластин η-фазы, после 30 мин они наблюдаются как по границам, так и внутри зерен. Области существования определенного типа микроструктуры для сплава ВЖ176 по построенной диаграмме схожи с опубликованными данными для никелевых и железоникелевых сплавов, в которых происходят выделения η-фазы; разница границ областей по температурам и времени возникает из-за различия химического состава материалов [1, 10, 12, 22, 26].

**Заключения**

При исследовании микроструктуры свариваемого жаропрочного деформируемого сплава ВЖ176 системы Ni–Fe–Co–Nb–Ti после закалки и отжига в интервале температур от 800 до 1040 °С с выдержкой от 15 мин до 8 ч установлено, наряду с кубоидной  $\gamma'$ -фазой, образование пластинчатых частиц  $\eta$ -фазы, форма и распределение которых меняются в зависимости от режима обработки: от коротких пластин на границах зерен до видманштеттовой структуры. Показано, что с достаточной достоверностью изменение количества  $\eta$ -фазы от продолжительности обработки может быть аппроксимировано логарифмической зависимостью.

С использованием ПЭМ и РЭМ, а также методик ДОЭ и МРСА определены состав и кристаллографическое строение пластинчатых частиц  $\eta$ -фазы. Установлено, что они имеют гексагональную плотноупакованную кристаллическую решетку с параметрами  $a$ ,  $b = 0,510$  нм,  $c = 0,830$  нм и ориентационными соотношениями с матрицей  $(111)\gamma \parallel (0001)\eta$  и  $[110]\gamma \parallel [11\bar{2}0]\eta$ . По данным МРСА, пластинчатые частицы  $\eta$ -фазы представляют собой интерметаллид на основе соединения никеля с титаном, в котором растворены ниобий, тантал, алюминий, а также железо и кобальт.

Построена диаграмма изменения характера распределения частиц  $\eta$ -фазы в зависимости от температуры и продолжительности обработки сплава; проведены границы областей выделения пластин  $\eta$ -фазы внутри зерен и образования видманштеттовой структуры. Установлено, что наименьшее время до появления и наибольшая скорость роста пластинчатых частиц  $\eta$ -фазы в сплаве ВЖ176 наблюдаются при температуре отжига 940 °С.

**Список источников**

1. Симс Ч.Т., Столофф Н.С., Хагель У.К. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок. М.: Металлургия, 1995. 384 с.
2. Reed R.C. The Superalloys: Fundamentals and Applications. N.Y.: Cambridge University Press, 2008. 392 p.
3. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Мазалов И.С., Шуртаков С.В., Зайцев Д.В., Прагер С.М. Эволюция структуры и свойств высокохромистого жаропрочного сплава ВЖ159, полученного методом селективного лазерного сплавления. Ч. I // Материаловедение. 2019. № 3. С. 9–17.
4. Каблов Е.Н., Летников М.Н., Оспенникова О.Г., Бакрадзе М.М., Шестакова А.А. Особенности формирования частиц упрочняющей  $\gamma'$ -фазы в процессе старения высоколегированного жаропрочного деформируемого никелевого сплава ВЖ175-ИД // Труды ВИАМ. 2019. № 9 (81). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.11.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-9-3-14.
5. Ломберг Б.С., Шестакова А.А., Бакрадзе М.М., Карачевцев Ф.Н. Исследование стабильности  $\gamma'$ -фазы размером менее 100 нм в жаропрочном никелевом сплаве ВЖ175-ИД // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 4 (53). С. 3–10. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-4-3-10.
6. Шестакова А.А., Карачевцев Ф.Н., Жебелев Н.М. Исследование влияния температуры старения на структурно-фазовые превращения в сплаве ВЖ177 // Труды ВИАМ. 2018. № 5 (65). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.11.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-5-3-11.
7. Ломберг Б.С., Шестакова А.А., Летников М.Н., Бакрадзе М.М. Влияние температуры и напряжений на характер наночастиц  $\gamma'$ -фазы в сплаве ВЖ175-ИД // Труды ВИАМ. 2019. № 12 (84). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.11.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-12-3-10.
8. Sun F. Achieving High Tensile Strength of Heat-Resistant Ni-Fe-Based Alloy by Controlling Microstructure Stability for Power Plant Application // Crystals. 2022. Vol. 12. Is. 10 (1433). P. 1–11. DOI: 10.3390/cryst12101433.

9. Kappmeyer G., Hubig C., Hardy M. et al. Modern Machining of Advanced Aerospace Alloys – Enabler for Quality and Performance // *Procedia CIRP*. 2012. No. 1. P. 28–43. DOI: 10.1016/j.procir.2012.04.005.
10. Ducki K.J. Analysis of the Precipitation and Growth Processes of the Intermetallic Phases in an Fe–Ni Superalloy // *Superalloy*. Intech open Science, 2015. P. 111–137.
11. Nickel-Iron alloys market report: Global Forecast from 2022 to 2030 // *Dataintelo*. URL: [www.dataintelo.com/report/nickel-iron-alloys-market](http://www.dataintelo.com/report/nickel-iron-alloys-market) (дата обращения: 01.11.2022).
12. Kobayashi S., Otsuka T., Watanabe R. et al. Alloying Effects on the Competition Between Discontinuous Precipitation Versus Continuous Precipitation of  $\delta/\eta$  Phases in Model Ni-Based Superalloys // *Superalloys 2020: Proceedings of the 14th International Symposium on Superalloys*. Springer Cham. 2020. P. 163–170. DOI: 10.1007/978-3-030-51834-9\_16.
13. Tang L. Precipitation sequences in rapidly solidified Allvac 718 Plus alloy during solution treatment // *Journal of Materials Science & Technology*. 2022. Vol. 128. P. 180–194. DOI: 10.1016/j.jmst.2022.03.031.
14. Guo X., Kusabiraki K., Saji S. Intragranular precipitates in Incoloy Alloy 909 // *Scripta Materialia*. 2001. Vol. 44. Is. 1. P. 55–60. DOI: 10.1016/S1359-6462(00)00576-5.
15. Lagow D.W. Materials Selection in Gas Turbine Engine Design and the Role of Low Thermal Expansion Materials // *JOM*. 2016. No. 68. P. 2770–2775.
16. Incoloy 903 // *Special Metals Corporation*. URL: [www.specialmetals.com/documents/technical-bulletins/incoloy/incoloy-alloy-903.pdf](http://www.specialmetals.com/documents/technical-bulletins/incoloy/incoloy-alloy-903.pdf) (дата обращения: 01.11.2022).
17. Incoloy 907 // *Special Metals Corporation*. URL: [www.specialmetals.com/documents/technical-bulletins/incoloy/incoloy-alloy-907.pdf](http://www.specialmetals.com/documents/technical-bulletins/incoloy/incoloy-alloy-907.pdf) (дата обращения: 01.11.2022).
18. Incoloy 909 // *Special Metals Corporation*. URL: [www.specialmetals.com/documents/technical-bulletins/incoloy/incoloy-alloy-909.pdf](http://www.specialmetals.com/documents/technical-bulletins/incoloy/incoloy-alloy-909.pdf) (дата обращения: 01.11.2022).
19. Жаропрочный деформируемый сплав на основе никеля с низким температурным коэффициентом линейного расширения и изделие, выполненное из него: пат. 2721261 Рос. Федерация; заявл. 11.12.19; опубл. 18.05.20.
20. Xiong U., Zhao L., Zhipeng W. et al. Effect of Long-term Aging on Properties of Low Expansion Superalloy GH2909 // *Chinese Journal of Materials Research*. 2021. Vol. 35. Is. 5. P. 330–338. DOI: 10.11901/1005.3093.2020.314.
21. Wong M.J. Design of an Eta-Phase Precipitation-Hardenable Nickel-Based Alloy with the Potential for Improved Creep Strength Above 1023 K (750 °C) // *Metallurgical and Materials Transactions*. 2015. No. 46. DOI: 10.1007/s11661-015-2898-0.
22. Mohale N. Role of Eta Phase Evolution on Creep Properties of Nickel Base Superalloys Used In Advanced Electric Power Generation Plants // *Open Access Dissertation*. Michigan Technological University, 2021. DOI: 10.37099/mtu.dc.etr/1295.
23. 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.
24. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С., Сидоров В.В. Приоритетные направления развития технологий производства жаропрочных материалов для авиационного двигателестроения // *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2013. № 3. С. 47–54.
25. Antonov S., Detrois M., Helmink R.C., Tin S. Precipitate phase stability and compositional dependence on alloying additions in  $\gamma$ - $\gamma'$ - $\delta$ - $\eta$  Ni-base superalloys // *Journal of Alloys and Compounds*. 2015. Vol. 626. P. 76–86.
26. Rath M., Povoden-Karadeniz E., Kozeschnik E. Precipitation Kinetic Modeling of the New Eta-Phase Ni<sub>6</sub>AlNb in Ni-Base Superalloys // *Superalloys* / ed. by M. Hardy et al. TMS, 2016. P. 97–105.

#### References

1. Sims Ch.T., Stoloff N.S., Hagel U.K. *Superplanes II: heat-resistant materials for aerospace and industrial power plants*. Moscow: Metallurgy, 1995, 384 p.

2. Reed R.C. *The Superalloys: Fundamentals and Applications*. N.Y.: Cambridge University Press, 2008, 392 p.
3. Kablov E.N., Evgenov A.G., Mazalov I.S., Shurtakov S.V., Zaitsev D.V., Prager S.M. The evolution of the structure and properties of a high-resistant heat-resistant alloy VZh159 obtained by the method of selective laser fusion. Part I. *Materialovedenie*, 2019, no. 3, pp. 9–17.
4. Kablov E.N., Letnikov M.N., Ospennikova O.G., Bakradze M.M., Shestakova A.A. Particulars of the precipitation strengthening  $\gamma'$ -phase during aging of heat-resistant wrought nickel superalloy VZh175-ID. *Trudy VIAM*, 2019, no. 9 (81), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 11, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-9-3-14.
5. Lomberg B.S., Shestakova A.A., Bakradze M.M., Karachevtsev F.N. The investigation of the stability of  $\gamma'$ -phase with size below 100 nm in Ni-base superalloy VZh175-ID. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 4 (53), pp. 3–10. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-4-3-10.
6. Shestakova A.A., Karachevtsev F.N., Zhebelev N.M. The investigation of the influence of ageing temperature on structural and phase transformations in VZh177. *Trudy VIAM*, 2018, no. 5, papers no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 11, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-5-3-11.
7. Lomberg B.S., Shestakova A.A., Letnikov M.N., Bakradze M.M. The influence of temperature and stresses on nature of nanosize  $\gamma'$ -phase in Ni-base superalloy VZh175-ID. *Trudy VIAM*, 2019, no. 12 (84), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 11, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-12-3-10.
8. Sun F. Achieving High Tensile Strength of Heat-Resistant Ni-Fe-Based Alloy by Controlling Microstructure Stability for Power Plant Application. *Crystals*, 2022, vol. 12, is. 10 (1433), pp. 1–11. DOI: 10.3390/cryst12101433.
9. Kappmeyer G., Hubig C., Hardy M. et al. Modern Machining of Advanced Aerospace Alloys – Enabler for Quality and Performance. *Procedia CIRP*, 2012, no. 1, pp. 28–43. DOI: 10.1016/j.procir.2012.04.005.
10. Ducki K.J. Analysis of the Precipitation and Growth Processes of the Intermetallic Phases in an Fe–Ni Superalloy. *Superalloy*. Intech open Science, 2015, pp. 111–137.
11. *Nickel-Iron alloys market report: Global Forecast from 2022 to 2030*. Available at: [www.dataintelo.com/report/nickel-iron-alloys-market](http://www.dataintelo.com/report/nickel-iron-alloys-market) (accessed: November 11, 2022).
12. Kobayashi S., Otsuka T., Watanabe R. et al. Alloying Effects on the Competition Between Discontinuous Precipitation Versus Continuous Precipitation of  $\delta/\eta$  Phases in Model Ni-Based Superalloys. *Superalloys 2020: Proceedings of the 14th International Symposium on Superalloys*. Springer Cham, 2020, pp. 163–170. DOI: 10.1007/978-3-030-51834-9\_16.
13. Tang L. Precipitation sequences in rapidly solidified Allvac 718 Plus alloy during solution treatment. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, vol. 128, pp. 180–194. DOI: 10.1016/j.jmst.2022.03.031.
14. Guo X., Kusabiraki K., Saji S. Intragranular precipitates in Incoloy Alloy 909. *Scripta Materialia*, 2001, vol. 44, is. 1, pp. 55–60. DOI: 10.1016/S1359-6462(00)00576-5.
15. Lagow D.W. Materials Selection in Gas Turbine Engine Design and the Role of Low Thermal Expansion Materials. *JOM*, 2016, no. 68, pp. 2770–2775.
16. *Incoloy 903*. Available at: [www.specialmetals.com/documents/technical-bulletins/incoloy/incoloy-alloy-903.pdf](http://www.specialmetals.com/documents/technical-bulletins/incoloy/incoloy-alloy-903.pdf) (accessed: November 11, 2022).
17. *Incoloy 907*. Available at: [www.specialmetals.com/documents/technical-bulletins/incoloy/incoloy-alloy-907.pdf](http://www.specialmetals.com/documents/technical-bulletins/incoloy/incoloy-alloy-907.pdf) (accessed: November 11, 2022).
18. *Incoloy 909*. Available at: [www.specialmetals.com/documents/technical-bulletins/incoloy/incoloy-alloy-909.pdf](http://www.specialmetals.com/documents/technical-bulletins/incoloy/incoloy-alloy-909.pdf) (accessed: November 11, 2022).
19. *A heat-resistant deformable alloy based on a nickel with a low temperature coefficient of linear expansion and the product made from it*: pat. 2721261 Rus. Federation; filed 11.12.19; publ. 18.05.20.
20. Xiong U., Zhao L., Zhipeng W. et al. Effect of Long-term Aging on Properties of Low Expansion Superalloy GH2909. *Chinese Journal of Materials Research*, 2021, vol. 35, is. 5, pp. 330–338. DOI: 10.11901/1005.3093.2020.314.

21. Wong M.J. Design of an Eta-Phase Precipitation-Hardenable Nickel-Based Alloy with the Potential for Improved Creep Strength Above 1023 K (750 °C). *Metallurgical and Materials Transactions*, 2015, no. 46. DOI: 10.1007/s11661-015-2898-0.
22. Mohale N. Role of Eta Phase Evolution on Creep Properties of Nickel Base Superalloys Used In Advanced Electric Power Generation Plants. *Open Access Dissertation*. Michigan Technological University, 2021. DOI: 10.37099/mtu.dc.etr/1295.
23. 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». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
24. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Lomborg B.S., Sidorov V.V. Priority directions for the development of technologies for the production of heat-resistant materials for aviation engineering. *Problemy chernoy metallurgii i materialovedeniya*, 2013, no. 3, pp. 47–54.
25. Antonov S., Detrois M., Helmink R.C., Tin S. Precipitate phase stability and compositional dependence on alloying additions in  $\gamma$ - $\gamma'$ - $\delta$ - $\eta$  Ni-base superalloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, vol. 626, pp. 76–86.
26. Rath M., Povoden-Karadeniz E., Kozeschnik E. Precipitation Kinetic Modeling of the New Eta-Phase Ni<sub>6</sub>AlNb in Ni-Base Superalloys. *Superalloys*. Ed. M. Hardy et al. TMS, 2016, pp. 97–105.

#### Информация об авторах

**Овсепян Сергей Вячеславович**, заместитель начальника лаборатории по науке, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Ахмедзянов Максим Вадимович**, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Филонова Елена Владимировна**, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Зайцев Денис Владимирович**, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

#### Information about the authors

**Sergey V. Ovsepyan**, Deputy Head of Laboratory of Science, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

**Maksim V. Akhmedzyanov**, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

**Elena V. Filonova**, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

**Denis V. Zaytsev**, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 17.11.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 05.12.2022.  
The article was submitted 17.11.2022; approved and accepted for publication after reviewing 05.12.2022.