



УДК 669.018.44:669.245

doi: 10.18577/2307-6046-2015-0-9-3-3

**ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ  
ЖАРОПРОЧНОГО ДЕФОРМИРУЕМОГО НИКЕЛЕВОГО  
СПЛАВА ПРИ ЛЕГИРОВАНИИ ТАНТАЛОМ И РЕНИЕМ**

*Е.Б. Чабина*

*кандидат технических наук*

*Б.С. Ломберг*

*доктор технических наук*

*Е.В. Филонова*

*С.В. Овсепян*

*кандидат технических наук*

*М.М. Бакрадзе*

*кандидат технических наук*

**Сентябрь 2015**

Всероссийский институт авиационных материалов (ФГУП «ВИАМ» ГНЦ) – крупнейшее российское государственное материаловедческое предприятие, на протяжении 80 лет разрабатывающее и производящее материалы, определяющие облик современной авиационно-космической техники. 1700 сотрудников ВИАМ трудятся в более чем тридцати научно-исследовательских лабораториях, отделах, производственных цехах и испытательном центре, а также в четырех филиалах института. ВИАМ выполняет заказы на разработку и поставку металлических и неметаллических материалов, покрытий, технологических процессов и оборудования, методов защиты от коррозии, а также средств контроля исходных продуктов, полуфабрикатов и изделий на их основе. Работы ведутся как по государственным программам РФ, так и по заказам ведущих предприятий авиационно-космического комплекса России и мира.

В 1994 г. ВИАМ присвоен статус Государственного научного центра РФ, многократно затем им подтвержденный.

За разработку и создание материалов для авиационно-космической и других видов специальной техники 233 сотрудникам ВИАМ присуждены звания лауреатов различных государственных премий. Изобретения ВИАМ отмечены наградами на выставках и международных салонах в Женеве и Брюсселе. ВИАМ награжден 4 золотыми, 9 серебряными и 3 бронзовыми медалями, получено 15 дипломов.

Возглавляет институт лауреат государственных премий СССР и РФ, академик РАН, профессор Е.Н. Каблов.

*Е.Б. Чабина<sup>1</sup>, Б.С. Ломберг<sup>1</sup>, Е.В. Филонова<sup>1</sup>, С.В. Овсепян<sup>1</sup>, М.М. Бакрадзе<sup>1</sup>*

## **ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ЖАРОПРОЧНОГО ДЕФОРМИРУЕМОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ПРИ ЛЕГИРОВАНИИ ТАНТАЛОМ И РЕНИЕМ**

*Исследовано изменение структурно-фазового состояния жаропрочного деформируемого никелевого сплава ЭК151 для дисков турбин, дополнительно легированного рением и танталом. Установлено, что легирование рением приводит к существенному снижению диффузионной активности основных легирующих элементов и дополнительному упрочнению твердого раствора. Легирование сплава ЭК151 танталом увеличивает количество упрочняющей  $\gamma'$ -фазы, способствует формированию более термодинамически устойчивых карбидов и частиц  $\gamma'$ -фазы.*

**Ключевые слова:** жаропрочный деформируемый никелевый сплав, микроструктура, легирование, фазовый состав.

*E.B. Chabina, B.S. Lomberg, E.V. Filonova, S. V. Ovsepyan, M.M. Bakradze*

## **CHANGE OF STRUCTURAL AND PHASE CONDITION OF HEAT RESISTING DEFORMABLE NICKEL ALLOY AT ALLOYING TANTALUM AND RHENIUM**

*Change of structural and phase condition of heat resisting deformable nickel alloy for disks of the turbines ЭК151 is investigated at additional alloying by rhenium and tantalum. It is established that the alloying rhenium of alloy ЭК151 leads to essential decrease in diffusion activity of principal alloying elements and additional solid solution strengthening. The alloying of alloy ЭК151 tantalum increases quantity of strengthening  $\gamma'$ -phase, promotes forming more thermodynamic steady carbides and particles of  $\gamma'$ -phase.*

**Keywords:** heat resisting deformable nickel alloy, microstructure, alloying, phase structure.

## Введение

Для создания новых современных летательных аппаратов необходимо постоянное повышение рабочих температур газотурбинного двигателя (ГТД), что требует создания сплавов с высокими жаропрочными свойствами, обладающих структурной и фазовой стабильностью [1, 2]. Основным материалом для изготовления дисков турбины – одной из ответственных деталей горячего тракта авиационных двигателей, являются деформируемые жаропрочные никелевые сплавы, свойства которых во многом определяют эксплуатационные характеристики газотурбинного двигателя (ГТД) и стационарных энергетических установок (ГТУ) [3–8]. Повышение характеристик жаропрочных сплавов достигается путем оптимизации их химического состава с помощью легирования и микролегирования [9–12] и совершенствования технологий получения полуфабрикатов дисков [10, 13–15].

Никелевые жаропрочные сплавы являются дисперсионно-твердеющими. При охлаждении из  $\gamma$ -твердого раствора, имеющего гранецентрированную кубическую решетку, выделяется когерентная  $\gamma'$ -фаза (интерметаллидное соединение на основе  $\text{Ni}_3\text{Al}$ ), упрочняющая матрицу. Упрочнение границ зерен достигается благодаря выделению на них карбидов типа  $\text{MC}$  на основе  $\text{Nb}$ ,  $\text{Ti}$ ,  $\text{W}$ , а также избирательному микролегированию  $\text{B}$  и редкоземельными элементами. Вероятность образования ТПУ фаз ( $\sigma$ ,  $\mu$  и фаз Лавеса) и карбидов типа  $\text{M}_6\text{C}$ , приводящих к разупрочнению сплава, должна быть сведена к минимуму [3, 9, 16]. Гетерофазная теория жаропрочности была сформулирована академиком С.Т. Кишкиным после открытия  $\gamma'$ -фазы [17]. Одним из основных принципов этой теории является принцип многокомпонентного легирования, направленный на совершенствование гетерофазного строения сплавов. Многокомпонентное легирование  $\gamma$ -твердого раствора и  $\gamma'$ -фазы обеспечивает высокую фазовую и структурную стабильность сплавов [2, 16].

Формирование структуры сплавов на никелевой основе (типа ЭК151-ВГНК) для малогабаритных дисков диаметром 200–300 мм в условиях принципиально нового технологического процесса, основанного на совместном применении высокоградиентной направленной кристаллизации (ВГНК) и изотермической штамповки, приводит к получению более однородных по структуре и химическому составу деталей, чем в случае их изготовления по серийной технологии. Для сплава типа ЭК151-ВГНК структура штам-

повок, полученных с применением данной технологии, представляет собой зерна  $\gamma$ -твердого раствора 4–6 балла, внутри которых наблюдаются мелкодисперсные выделения  $\gamma'$ -фазы размером 0,2–0,4 мкм, когерентно связанные с  $\gamma$ -твердым раствором; по границам зерен расположены крупные частицы  $\gamma'$ -фазы размером 5–8 мкм. Материал легче деформируется, это позволяет разрабатывать на его основе (сплав ЭК151) высокожаропрочные композиции путем дополнительного легирования [13, 18].

Известно успешное применение рения и тантала в литейных жаропрочных никелевых сплавах, применяемых для изготовления лопаток ГТД [19, 20]. Концентрируясь в  $\gamma$ -твердом растворе, рений снижает скорость диффузионных процессов при рабочих температурах, повышая термостабильность  $\gamma$ -матрицы, поэтому с увеличением содержания рения растет длительная прочность литейных жаропрочных сплавов. В работе [21] аналогичный результат получен для деформируемого сплава на основе никеля. Введение в состав сплава тантала способствует увеличению количества упрочняющей  $\gamma'$ -фазы и формированию более термодинамически устойчивых карбидов и частиц  $\gamma'$ -фазы, таким образом повышается жаропрочность материала.

В данной работе исследовано изменение структурно-фазового состояния жаропрочного деформируемого никелевого сплава, дополнительно легированного рением и танталом, с целью обоснования возможности повышения свойств материала традиционным способом – путем оптимизации химического состава.

### **Материалы и методы**

Изучены структура и фазовый состав материала штамповок из деформируемого никелевого жаропрочного сплава типа ЭК151-ВГНК, дополнительно легированного танталом и рением (1,5% (по массе) каждого), в процессе их получения – как в литом, так и термообработанном состоянии. Штамповки изготовлены во ФГУП «ВИАМ» из материала собственной выплавки с использованием технологии ВГНК и изотермической штамповки [13, 18]. Все образцы получены из слитков ВГНК диаметром 100 мм с ориентацией, близкой к монокристаллу с КГО [001]. Гомогенизирующий отжиг слитков проведен при максимальной температуре (1200°C) со ступенчатым охлаждением. Сплав ЭК151 выбран в качестве основы в связи с тем, что он освоен в промышленном производстве, а диски из него успешно эксплуатируются в современных ГТД. Сплав ЭК151-ИД работоспособен при температурах до 750°C, с кратковременными забросами до 800°C [9].

Для исследования изменения структурно-фазового состояния сплавов применен комплексный подход [22, 23]. Выполнен качественный и количественный металлографический анализ микроструктуры сплавов. Микроструктура образцов исследована методами оптической металлографии на микроскопе Leica MRM и сканирующей электронной микроскопии на растровом микроскопе JSM-840. Исследования проводили на шлифах, после их травления в реактиве состава:  $\text{HNO}_3$  ( $70 \text{ см}^3$ )+ $\text{HCl}$  ( $20 \text{ см}^3$ )+ $\text{NaF}$  (5 г)+ $\text{H}_2\text{O}$  ( $110 \text{ см}^3$ ). Для образцов в литом и гомогенизированном состояниях определяли объемную долю избыточных фаз в междендритной области по методу секущих линий. Основные характеристики микроструктуры (морфология, распределение и размеры выделений упрочняющей  $\gamma'$ -фазы) на различных стадиях переработки материала определены путем проведения количественного анализа посредством обработки изображений, полученных на растровом электронном микроскопе JSM-840, с применением компьютерных программ Leica Q550MW и Image Expert Pro3.

Оценку ликвационной неоднородности и определение состава избыточных фаз выполнили с помощью метода локального микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) на установке JCMA-733 (фирма Jeol, Япония). Локальность метода  $1 \text{ мкм}^2$ , глубина анализа 1 мкм. Снимки исследованных структур получены в специальном режиме СОМРО, изображение в котором формируется обратноотраженными электронами.

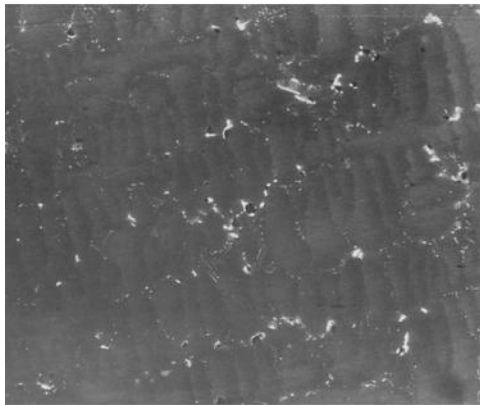
Измеряли состав сплава в центре дендритной оси первого порядка и в междендритной области, а также состав избыточных фаз. Коэффициенты ликвации ( $K_{лi}$ ) легирующих элементов (отношение их локальных массовых концентраций в центре оси дендрита к таковым в междендритной области) рассчитывали по формуле [24]:

$$K_{лi} = C_{дi} / C_{мдi},$$

где  $K_{лi}$  – коэффициент ликвации  $i$ -го легирующего элемента;  $C_{дi}$  и  $C_{мдi}$  – концентрации  $i$ -го легирующего элемента в осях дендритов и междендритных областях соответственно.

## Результаты

Изучение микроструктуры и определение фазового состава сплава типа ЭК151-ВГНК проведено на образцах трех плавок: паспортного состава, дополнительно легированной танталом, дополнительно легированной рением. Микроструктура исследованных образцов в литом состоянии показана на рис. 1 (режим СОМРО, нетравленные шлифы). Результаты количественного МРСА приведены в табл. 1–3.

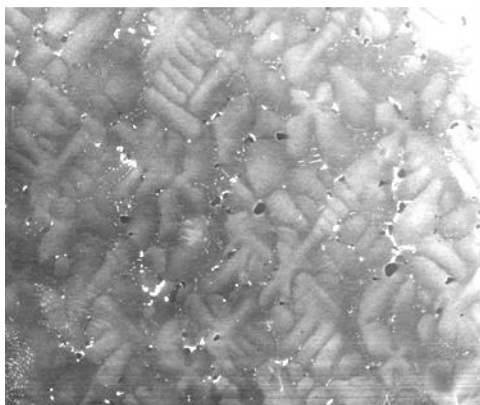


×60

a)



×600

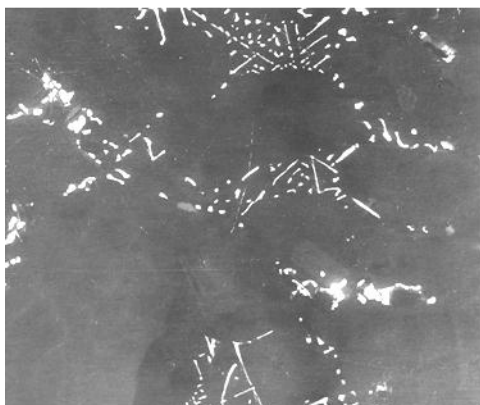


×60

б)

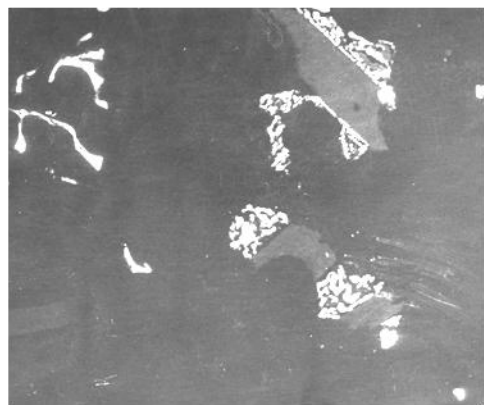


×600



×200

в)



×600

Рисунок 1. Микроструктура слитков сплава ЭК151-ВГНК в литом состоянии (режим СОМ-РО, нетравленные шлифы) паспортного состава (а), дополнительно легированных рением (б) и танталом (в)

Таблица 1

**Локальный состав сплава ЭК151-ВГНК паспортного состава  
в литом состоянии (рис. 1, а)**

Место анализа	Содержание элементов, % (по массе)								Суммарное содержание, % (по массе)
	Ni	Cr	Co	Ti	Al	W	Mo	Nb	
Ось дендрита	54,4	11,4	16,3	1,8	3,5	5,3	5,8	1,8	100,3
Междендритная область	54,3	9,4	14,5	3,6	5,0	4,1	4,4	4,4	99,7
Коэффициент ликвации	–	1,2	1,1	0,5	0,7	1,3	1,3	0,4	–
γ'-эвтектическая фаза	63,3	3,0	11,5	6,1	6,3	1,3	1,6	6,7	99,8
Фаза 1 («серая»)	60,4	2,3	12,1	6,1	3,9	2,3	1,4	11,3	99,8
Фаза 2 («белая»)	22,4	13,5	17,9	1,1	0,9	5,2	17,9	20,9	99,8
Карбид MC	3,2	0,8	0,7	14,3	Н/о*	2,5	3,9	67,5	92,9**

\* Н/о – не обнаружено.

\*\* Остальное (до 100%) – углерод.

Таблица 2

**Локальный состав сплава ЭК151-ВГНК,  
дополнительно легированного рением, в литом состоянии (рис. 1, б)**

Место анализа	Содержание элементов, % (по массе)									Суммарное содержание, % (по массе)
	Ni	Cr	Co	Ti	Al	W	Mo	Nb	Re	
Ось дендрита	53,9	10,7	15,5	1,7	3,8	4,2	4,4	2,1	3,6	99,9
Междендритная область	55,6	9,5	13,7	3,5	4,9	2,5	4,1	4,7	1,3	99,8
Коэффициент ликвации	–	1,1	1,1	0,5	0,8	1,7	1,1	0,5	2,8	–
γ'-эвтектическая фаза	63,8	3,1	10,7	6,3	6,4	1,6	1,3	5,9	0,9	100,0
γ-эвтектическая фаза	50,6	10,9	17,1	2,8	1,9	3,0	5,3	4,9	3,1	99,6
Фаза 1 («серая»)	62,5	3,2	12,5	6,0	3,1	0,9	1,5	10,4	Н/о	100,1
Фаза 2 («белая»)	25,9	12,7	16,1	1,0	0,3	3,2	17,6	18,5	4,8	100,1
Карбид MC	2,7	0,7	0,7	18,3	Н/о*	2,6	6,4	61,2	0,3	92,9**

\* Н/о – не обнаружено.

\*\* Остальное (до 100%) – углерод.

Таблица 3

**Локальный состав сплава ЭК151-ВГНК,  
дополнительно легированного танталом, в литом состоянии (рис. 1, в)**

Обра- зец	Место анализа	Содержание элементов, % (по массе)									Суммарное содержание, % (по массе)
		Al	Cr	Co	Ni	Mo	Ta	W	Nb	Ti	
Центр слитка	Ось дендрита	3,2	11,7	14,7	56,6	4,7	1,1	4,2	1,7	1,9	99,8
	Междендритная область	4,0	10,5	13,3	55,6	5,4	2,9	1,1	4,1	3,4	100,3
	Коэффициент ликвации	0,8	1,1	1,1	–	0,9	0,4	3,8	0,4	0,6	–
	γ'-эвтектическая фаза	5,2	2,9	10,4	64,4	0,9	3,6	0,2	6,2	6,4	100,2
	Карбид MC (в эвтектике)	Н/о*	0,7	0,7	2,9	2,5	12,9	1,9	63,4	11,4	96,4**
	Фаза 1 («светлая»)	0,6	14,5	16,2	24,5	19,6	2,0	3,7	15,5	1,5	98,1
	Фаза 2 («серая»)	3,4	3,8	11,9	58,2	2,3	4,3	0,3	9,7	6,2	100,1
	Карбид MC (в решетке)	Н/о	0,9	0,7	2,1	6,7	20,8	5,1	41,1	16,8	94,5**
Край слитка	Ось дендрита	3,5	11,6	14,5	56,2	4,6	1,8	3,9	1,8	1,9	99,8
	Междендритная область	4,1	10,4	13,4	55,9	4,9	3,3	1,5	3,7	3,3	100,5
	Коэффициент ликвации	0,9	1,1	1,1	–	0,9	0,6	2,6	0,5	0,6	–
	γ'-эвтектическая фаза	5,1	3,1	10,8	64,0	1,3	4,6	0,3	5,3	5,8	100,3
	Карбид MC (в эвтектике)	Н/о	0,8	0,6	2,6	1,2	12,3	1,5	63,1	11,1	93,2**
	Фаза 1 («светлая»)	0,7	13,1	15,5	25,5	17,6	2,9	4,3	17,5	1,3	98,4
	Фаза 2 («серая»)	3,1	3,5	11,7	59,4	2,1	4,2	0,2	9,1	6,5	99,8
	Карбид MC (в решетке)	Н/о	1,0	0,9	2,2	6,4	20,9	4,9	42,4	16,4	95,1**

\* Н/о – не обнаружено.

\*\* Остальное (до 100%) – углерод.

По данным, приведенным в табл. 1–3, следует, что в сплаве ЭК151-ВГНК в литом состоянии независимо от дополнительного легирования присутствуют избыточные фазы:  $\gamma'$ -эвтектическая, первичные карбиды MC и две избыточные фазы, одна из которых на основе Cr, Co, Mo и Nb, вторая – обогащена Nb. В образцах в литом состоянии оси дендритов обогащены Re, W, Cr и Co, а межосные пространства – Al, Ti, Ta, Mo и Nb. В сплавах – паспортного состава и дополнительно легированном рением – не наблюдается разницы в коэффициентах ликвации по основным легирующим элементам в различных зонах слитка ВГНК. При легировании танталом коэффициент ликвации вольфрама в литом состоянии возрастает с 1,3 до 3,8, а ликвация в центральной зоне слитка выше, чем на периферии (табл. 3). При легировании танталом в междендритной области также обнаружены два вида первичных карбидов MC на основе Nb, Ta и Ti. Существенно изменился вид карбидов – в структуре сплава ЭК151-ВГНК с танталом присутствуют первичные карбиды в форме «иероглифов», образующие так называемые «карбидные решетки» между осями дендритов второго порядка, что характерно для сплавов, содержащих тантал [3]. Карбиды в решетках являются более высокотемпературными и отличаются по составу (концентрация тантала выше) от карбидов MC глобулярной формы, расположенных в зоне эвтектики, в которых выше содержание ниобия и титана. Морфология избыточных фаз:  $\gamma'$ -эвтектической, фазы на основе Cr, Co, Mo, Nb и фазы, обогащенной Nb, при дополнительном легировании сплава ЭК151-ВГНК не изменилась.

Дополнительное легирование сплава ЭК151-ВГНК в литом состоянии рением и танталом влияет на изменение объемной доли избыточных фаз. В сплаве паспортного состава объемная доля избыточных фаз по данным количественного металлографического анализа составляет 3,0%. Введение в сплав тантала повышает объемную долю избыточных фаз с 3,0 до 4,54% вследствие образования «карбидных решеток» между осями дендритов второго порядка. Легирование сплава рением снижает объемную долю избыточных фаз до 1,7%.

Исследования микроструктуры, проведенные методом растровой электронной микроскопии, показали, что во всех образцах наблюдается размерная неоднородность частиц  $\gamma'$ -фазы, связанная с ликвационной неоднородностью: частицы в осях дендритов мельче, чем в межосных пространствах. Дополнительное легирование рением или танталом приводит к уменьшению частиц  $\gamma'$ -фазы по сравнению с частицами этой фазы в сплаве паспортного состава.

С целью выравнивания химического состава и структуры слитка ВГНК перед деформацией проводят гомогенизирующий отжиг. Изучение микроструктуры и фазо-

вого состояния образцов из сплава ЭК151-ВГНК (паспортного состава и дополнительно легированных рением и танталом) после гомогенизирующего отжига показало, что в процессе отжига происходит выравнивание химического состава материала в объеме слитка, что приводит к снижению коэффициентов ликвации основных легирующих элементов, однако полного устранения ликвационной неоднородности не происходит. Так, при легировании рением сохраняется значительная неоднородность по Re и W, коэффициенты ликвации этих элементов составляют 1,5 и 1,4 соответственно.

Гомогенизирующий отжиг во всех изученных плавках, кроме плавки с танталом, приводит к растворению избыточных фаз и выравниванию состава карбидов MC. В плавке, легированной танталом, карбиды MC, находящиеся в решетках, коагулируют, однако в целом их морфология не изменяется. Выравнивания состава карбидов также не происходит. В этом случае повышенное, по сравнению со сплавом паспортного состава, содержание карбидной фазы сохраняется и после гомогенизирующего отжига.

Исследование микроструктуры сплава после гомогенизирующего отжига методом растровой электронной микроскопии показало, что во всех исследованных образцах из сплава ЭК151-ВГНК сохраняется размерная неоднородность частиц  $\gamma'$ -фазы: в осях дендритов они мельче, чем в межосных областях. Количественная оценка размера частиц  $\gamma'$ -фазы произведена с помощью компьютерной программы Image Expert Pro3. Наиболее существенная разница в размерах частиц  $\gamma'$ -фазы наблюдается в сплаве при легировании его рением: в оси дендритов они имеют размер 0,7 мкм, а в межосной области 1,0 мкм.

После деформации штамповки были термообработаны по стандартному режиму для сплавов данного класса: закалка с температуры полного растворения упрочняющей  $\gamma'$ -фазы и двухступенчатое старение для обеспечения наиболее полного выделения вторичной  $\gamma'$ -фазы [3, 15]. Исследована микроструктура, определен локальный химический состав и объемная доля  $\gamma'$ -фазы и карбидов. Микроструктура термообработанных образцов приведена на рис. 2. Структура всех штамповок практически одинакова и представляет собой  $\gamma$ -матрицу с мелкими частицами упрочняющей  $\gamma'$ -фазы (0,1 мкм), крупными скоагулированными выделениями  $\gamma'$ -фазы (2–3 мкм) и первичными карбидами. Границы зерен прямые с частицами  $\gamma'$ -фазы и вторичными карбидами и боридами.

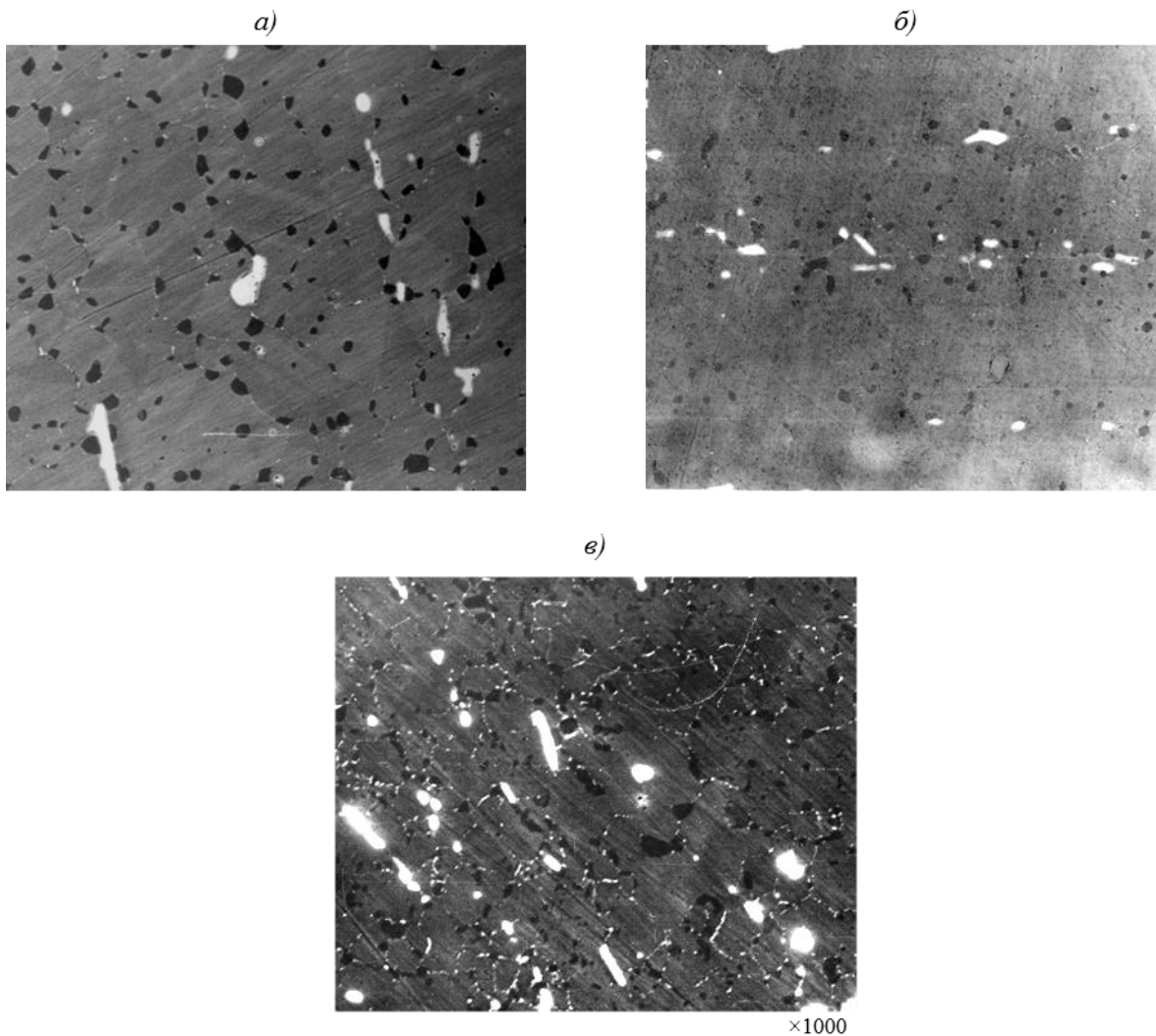


Рисунок 2. Микроструктура образцов из сплава ЭК151-ВГНК после полной термической обработки (режим СОМРО, нетравленные шлифы) паспортного состава (а), дополнительно легированных рением (б) и танталом (в)

Исследования показали, что после полной термической обработки в штамповке из сплава ЭК151-ВГНК паспортного состава происходит практически полное устранение ликвационной неоднородности. Коэффициенты ликвации всех легирующих элементов близки к единице. По данным МРСА после полной термической обработки наблюдаются следующие фазы:  $\gamma$ -матрица с включениями  $\gamma'$ -фазы, первичные карбиды МС на основе Nb и Ti. Объемная доля  $\gamma'$ -фазы составляет ~52%, карбидов: ~1%.

В штамповке из сплава ЭК151-ВГНК, дополнительно легированной рением, полного устранения ликвационной неоднородности не происходит, что свидетельствует о снижении диффузионной активности основных легирующих элементов. Коэффициенты ликвации вольфрама и рения составляют 1,2. Объемная доля  $\gamma'$ -фазы и карбидов при введении в сплав рения не изменяется.

При дополнительном легировании сплава ЭК151-ВГНК танталом, после полной термической обработки повышенное содержание карбидной фазы сохраняется (объемная доля составляет 1,3%) и состав карбидов не выравнивается. По сравнению со сплавом паспортного состава также увеличивается объемная доля  $\gamma'$ -фазы – до ~54%.

В процессе испытаний на длительную прочность при 650°C и напряжении 1070 МПа образцов из сплава ЭК151-ВГНК, дополнительно легированных рением и танталом, изменения их фазового состава по сравнению с термообработанным состоянием не происходит. Коэффициенты ликвации рения и вольфрама остаются на уровне термообработанного состояния (плавка с рением) и состав карбидов (плавка с танталом) не изменяется, что свидетельствует о сохранении фазовой стабильности сплава с рением и танталом при 650°C в течение 250 ч.

### Обсуждение и заключения

Исследование структуры, ликвационной неоднородности и локального фазового состава сплава ЭК151-ВГНК показало, что дополнительное легирование рением и танталом оказывает влияние на его структурно-фазовое состояние.

При введении в сплав рения уменьшается доля избыточных фаз в литом состоянии. Наблюдается существенное снижение диффузионной активности основных легирующих элементов и в процессе термической обработки (гомогенизирующего отжига слитка, промежуточных отжигов при деформации и окончательной термообработки) полного выравнивания локального химического состава не происходит. Введение рения способствует также дополнительному упрочнению твердого раствора.

При введении в состав сплава тантала увеличивается количество упрочняющей  $\gamma'$ -фазы и карбидов типа МС, состав которых в процессе термической обработки не выравнивается, что свидетельствует об их высокой термической стабильности.

Введение в никелевые жаропрочные деформируемые сплавы рения и тантала способствует повышению структурной стабильности материала, что позволит продлить ресурс изготовленных из него дисков ГТД.

### ЛИТЕРАТУРА

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.

2. Бокштейн С.З., Кишкин С.Т., Шалин Р.Е. Структурная стабильность конструкционных материалов /В сб. Авиационные материалы на рубеже XX–XXI веков. М.: ВИАМ. 1994. С. 547–553.
3. Суперсплавы II /Под ред. Ч.Т. Симса, Н.С. Столоффа, У.К. Хагеля. М.: Metallurgy. 1995. Кн. 1. 384 с.
4. Чабина Е.Б., Филонова Е.В., Ломберг Б.С., Бакрадзе М.М. Структура современных деформируемых никелевых сплавов //Все материалы. Энциклопедический справочник. 2012. №6. С. 22–27.
5. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Бакрадзе М.М., Мазалов И.С. Высокотемпературные жаропрочные никелевые сплавы для деталей газотурбинных двигателей //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 52–57.
6. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Бакрадзе М.М. Новый жаропрочный никелевый сплав для дисков газотурбинных двигателей и газотурбинных установок //Материаловедение. 2010. №7. С. 24–28.
7. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Лимонова Е.Н., Летников М.Н., Бакрадзе М.М., Чабина Е.Б., Латышев В.Б. Жаропрочные никелевые сплавы для дисков ГТД. Жаропрочные свариваемые сплавы для деталей горячего тракта ГТД /В сб. тезисов Международной науч.-технич. конф. «Актуальные вопросы авиационного материаловедения». М.: ВИАМ. 2007. С. 19–20.
8. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Латышев В.Б., Чабина Е.Б. Жаропрочные деформируемые сплавы для горячего тракта газотурбинных двигателей (ГТД) /В кн. 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007»: Юбилейный науч.-технич. М.: ВИАМ. 2008. С. 59–64.
9. Чабина Е.Б., Филонова Е.В., Ломберг Б.С., Морозова Г.И. Эволюция структуры и фазового состава деформируемых жаропрочных никелевых сплавов для дисков ГТД с усложнением их легирования //МиТОМ. 2015. №3 (717). С. 8–12.
10. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Бакрадзе М.М. Особенности легирования и термической обработки жаропрочных никелевых сплавов для дисков газотурбинных двигателей нового поколения //Авиационные материалы и технологии. 2010. №2. С. 3–8.
11. Ломберг Б.С., Бакрадзе М.М., Чабина Е.Б., Филонова Е.В. Влияние микролегирующих элементов на структурно-фазовую стабильность и свойства жаропрочного деформируемого сплава (при длительных наработках) //Металлург. 2013. №9. С. 93–97.

12. Чабина Е.Б., Филонова Е.В., Ломберг Б.С., Зайцев Д.В. Особенности формирования структуры высокожаропрочного никелевого сплава при комплексном микролегировании лантаноидами //Металлы. 2014. №6. С. 62–69.
13. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С. Комплексная инновационная технология изотермической штамповки на воздухе в режиме сверхпластичности дисков из супержаропрочных сплавов //Авиационные материалы и технологии. 2012. №8. С. 129–141.
14. Ломберг Б.С., Бакрадзе М.М., Чабина Е.Б., Филонова Е.В. Взаимосвязь структуры и свойств высокожаропрочных никелевых сплавов для дисков газотурбинных двигателей //Авиационные материалы и технологии. 2011. №2. С. 25–30.
15. Бакрадзе М.М., Овсепян С.В., Шугаев С.А., Летников М.Н. Влияние режимов закалки на структуру и свойства штамповок дисков из жаропрочного никелевого сплава ЭК151-ИД //Труды ВИАМ. 2013. №9. Ст. 01 (viam-works.ru).
16. Морозова Г.И. Компенсация дисбаланса легирования жаропрочных никелевых сплавов //МиТОМ. №12. 2012. С. 52–56.
17. Каблов Е.Н., Бронфин М.Б. Эффект С.Т. Кишкина, или почему структура жаропрочных никелевых сплавов должна быть гетерофазной /В сб. Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина: научн.-техн. сб.; Под. ред. Е.Н. Каблова. М.: Наука. 2006. С. 7–14.
18. Складенко В.Г., Моисеев Н.В., Герасимов В.В., Петрушин Н.В., Чабина Е.Б. Разработка технологии формирования регламентированной структуры в штамповках дисков их слитков высокоградиентной кристаллизации сплава ЭК151 /В сб. тезисов Международной научн.-технич. конф. «Актуальные вопросы авиационного материаловедения». М.: ВИАМ. 2007. С. 70–71.
19. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Василенок Л.Б., Морозова Г.И. Рений в жаропрочных никелевых сплавах для лопаток газовых турбин (продолжение) //Материаловедение. 2000. №3. С. 38–43.
20. 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.
21. Бакрадзе М.М., Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Чабина Е.Б., Филонова Е.В. Влияние рения на фазовый состав и свойства жаропрочного деформируемого сплава на никелевой основе для дисков турбин ГТД //Материаловедение. 2015. №1. С. 38–44.

22. Физическое металловедение. Т. 1. Атомное строение металлов и сплавов /Под ред. Р.У. Кана, П. Хаазена. М.: Metallurgia. 1987. 639 с.
23. Чабина Е.Б., Алексеев А.А., Филонова Е.В., Лукина Е.А. Применение методов аналитической микроскопии и рентгеноструктурного анализа для исследования структурно-фазового состояния материалов //Труды ВИАМ. 2013. №5. Ст. 06 (viam-works.ru).
24. Голиков И.Н., Масленков С.Б. Дендритная ликвация в сталях и сплавах. М.: Metallurgia. 1977. 223 с.

#### REFERENCES LIST

1. Kablov E.N. Innovacionnyye razrabotki FGUP «VIAM» GNC RF po realizacii «Strategicheskikh napravlenij razvitiya materialov i tehnologij ih pererabotki na period do 2030 goda» [Innovative development of VIAM Federal State Unitary Enterprise of GNTs Russian Federation on implementation «The strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period to 2030»] //Aviacionnyye materialy i tehnologii. 2015. №1 (34). S. 3–33.
2. Bokshtejn S.Z., Kishkin S.T., Shalin R.E. Strukturnaja stabil'nost' konstrukcionnyh materialov [Structural stability of constructional materials] /V sb. Aviacionnyye materialy na rubezhe XX–XXI vekov. M.: VIAM. 1994. S. 547–553.
3. Supersplavy II [Superalloys II] /Pod red. Ch.T. Simsa, N.S. Stoloffa, U.K. Hagelja. M.: Metallurgija. 1995. Kn. 1. 384 s.
4. Chabina E.B., Filonova E.V., Lomberg B.S., Bakradze M.M. Struktura sovremennyh deformiruemyh nikelovyh splavov [Structure of modern deformable nickel alloys] //Vse materialy. Jenciklopedicheskij spravocnik. 2012. №6. S. 22–27.
5. Lomberg B.S., Ovsepjan S.V., Bakradze M.M., Mazalov I.S. Vysokotemperaturnye zharoprochnye nikelovyje splavy dlja detalej gazoturbinyh dvigatelej [High-temperature heat resisting nickel alloys for details of gas turbine engines] //Aviacionnyye materialy i tehnologii. 2012. №5. S. 52–57.
6. Lomberg B.S., Ovsepjan S.V., Bakradze M.M. Novyj zharoprochnyj nikelovyj splav dlja diskov gazoturbinyh dvigatelej i gazoturbinyh ustanovok [New heat resisting nickel alloy for disks of gas turbine engines and gas turbine units] //Materialovedenie. 2010. №7. S. 24–28.
7. Lomberg B.S., Ovsepjan S.V., Limonova E.N., Letnikov M.N., Bakradze M.M., Chabina E.B., Latyshev V.B. Zharoprochnye nikelovyje splavy dlja diskov GTD. Zharoprochnye

- svarivaemye splavy dlja detalej gorjachego trakta GTD [Heat resisting nickel alloys for disks GTD. Heat resisting welded alloys for details of hot path of GTD] /V sb. tezisov Mezhdunarodnoj nauchn.-tehnič. konf. «Aktual'nye voprosy aviacionnogo materijalovedenija». M.: VIAM. 2007. S. 19–20.
8. Lomberg B.S., Ovsepjan S.V., Latyshev V.B., Chabina E.B. Zharoprochnye deformiruemye splavy dlja gorjachego trakta gazoturbinnih dvigatelej (GTD) [Heat resisting deformable alloys for hot path of gas turbine engines (GTD)] /V kn. 75 let. Aviacionnye materialy. Izbrannye trudy «VIAM» 1932–2007»: Jubilejnyj nauch.-tehnič. M.: VIAM. 2008. S. 59–64.
  9. Chabina E.B., Filonova E.V., Lomberg B.S., Morozova G.I. Jevoljucija struktury i fazovogo sostava deformiruemyh zharoprochnih nikelovyh splavov dlja diskov GTD s uslozneniem ih legirovanija [Evolution of structure and phase composition of deformable heat resisting nickel alloys for disks GTD with complication of their alloying] //MiTOM. 2015. №3 (717). S. 8–12.
  10. Lomberg B.S., Ovsepjan S.V., Bakradze M.M. Osobennosti legirovanija i termičeskoj obrabotki zharoprochnih nikelovyh splavov dlja diskov gazoturbinnih dvigatelej novogo pokolenija [Features of alloying and thermal processing of heat resisting nickel alloys for disks of gas turbine engines of new generation] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2010. №2. S. 3–8.
  11. Lomberg B.S., Bakradze M.M., Chabina E.B., Filonova E.V. Vlijanie mikrolegirujuščih jelementov na strukturno-fazovuju stabil'nost' i svojstva zharoprochnogo deformiruemogo splava (pri dlitel'nyh narabotkah) [Influence of microdoping elements on structural and phase stability and property of heat resisting deformable alloy (at long practices)] //Metallurg. 2013. №9. S. 93–97.
  12. Chabina E.B., Filonova E.V., Lomberg B.S., Zajcev D.V. Osobennosti formirovanija struktury vysokozharoprochnogo nikelovogo splava pri kompleksnom mikrolegirovanii lantanoidami [Features of forming of structure of high-heat resisting nickel alloy at complex microalloying lanthanoids] //Metally. 2014. №6. S. 62–69.
  13. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Lomberg B.S. Kompleksnaja innovacionnaja tehnologija iz-otermičeskoj shtampovki na vozduhe v režime sverhplastičnosti diskov iz superzharoprochnih splavov [Complex innovative technology of isothermal punching on air in mode of superplasticity of disks from superhot strength alloys] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 129–141.

14. Lomberg B.S., Bakradze M.M., Chabina E.B., Filonova E.V. Vzaimosvjaz' struktury i svojstv vysokozharoprochnyh nikelovyh splavov dlja diskov gazoturbinnih dvigatelej [Interrelation of structure and properties of high-heat resisting nickel alloys for disks of gas turbine engines] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2011. №2. S. 25–30.
15. Bakradze M.M., Ovsepjan S.V., Shugaev S.A., Letnikov M.N. Vlijanie rezhimov zakalki na strukturu i svojstva shtampovok diskov iz zharoprochnogo nikelovogo splava JeK151-ID [Influence of modes of tempering on structure and property of punchings of disks from heat resisting EK151-ID nickel alloy] //Trudy VIAM. 2013. №9. St. 01 (viam-works.ru).
16. Morozova G.I. Kompensacija disbalansa legirovanija zharoprochnyh nikelovyh splavov [Compensation of imbalance of alloying of heat resisting nickel alloys] //MiTOM. №12. 2012. S. 52–56.
17. Kablov E.N., Bronfin M.B. Jeffekt S.T. Kishkina, ili pochemu struktura zharoprochnyh nikelovyh splavov dolzhna byt' geterofaznoj [Kishkina or why the structure of heat resisting nickel alloys has to be heterophase] /V sb. Litejnye zharoprochnye splavy. Jeffekt S.T. Kishkina: nauchn.-tehn. sb.; Pod. red. E.N. Kablova. M.: Nauka. 2006. S. 7–14.
18. Skljarenko V.G., Moiseev N.V., Gerasimov V.V., Petrushin N.V., Chabina E.B. Razrabotka tehnologii formirovanija reglamentirovannoj struktury v shtampovkah diskov ih slitkov vysokogradientnoj kristallizacii splava JeK151 [Development of technology of forming of the regulated structure in punchings of disks of their ingots of high-gradient crystallization of alloy ЭK151] /V sb. tezisov Mezhdunarodnoj nauchn.-tehnic. konf. «Aktual'nye voprosy aviacionnogo materialovedenija». M.: VIAM. 2007. S. 70–71.
19. Kablov E.N., Petrushin N.V., Vasilenok L.B., Morozova G.I. Renij v zharoprochnyh nikelovyh splavah dlja lopatok gazovyh turbin (prodolzhenie) [Reny in heat resisting nickel alloys for blades of gas turbines (continuation)] //Materialovedenie. 2000. №3. S. 38–43.
20. Kablov E.N. Fiziko-himicheskie i tehnologicheskie osobennosti sozdaniya zharoprochnyh splavov, sodержashhih renij [Physical and chemical and technological features of creation of the hot strength alloys, containing reniye] //Vestnik Moskovskogo universiteta. Ser. 2: Himija. 2005. T. 46. №3. S. 155–167.
21. Bakradze M.M., Lomberg B.S., Ovsepjan S.V., Chabina E.B., Filonova E.V. Vlijanie renija na fazovyj sostav i svojstva zharoprochnogo deformiruemogo splava na nikelovoj osnove dlja diskov turbin GTD [Influence of reniye on phase structure and property of heat resisting deformable nickel-based alloy for disks of turbines GTD] //Materialovedenie. 2015. №1. S. 38–44.

22. Fizicheskoe metallovedenie. T. 1. Atomnoe stroenie metallov i splavov [Physical metallurgical science. T. 1. Nuclear structure of metals and alloys] /Pod red. R.U. Kana, P. Haazena. M.: Metallurgija. 1987. 639 s.
23. Chabina E.B., Alekseev A.A., Filonova E.V., Lukina E.A. Primenenie metodov analiticheskoj mikroskopii i rentgenostrukturnogo analiza dlja issledovanija strukturno-fazovogo sostojanija materialov [Application of methods of analytical microscopy and the rentgenostrukturny analysis for research of structural and phase condition of materials] //Trudy VIAM. 2013. №5. St. 06 (viam-works.ru).
24. Golikov I.N., Maslenkov S.B. Dendritnaja likvacija v staljah i splavah [Dendritic segregation in stalyakh and alloys]. M.: Metallurgija. 1977. 223 s.