

Научная статья

УДК 669.245

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-6-13-30

**РАЗВИТИЕ МЕТОДА НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ДЛЯ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧ ФИЗИЧЕСКОГО МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ НИКЕЛЕВЫХ И КОБАЛЬТОВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ\*. Часть 2***Н.В. Петрушин<sup>1</sup>, И.Л. Светлов<sup>1</sup>, А.И. Епишин<sup>2</sup>, Е.С. Елютин<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

<sup>2</sup>Федеральное государственное бюджетное учреждение науки «Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мерджанова» РАН, Черноголовка, Московская область, Россия; isman@ism.ac.ru

**Аннотация.** Рассмотрено практическое применение технологии направленной кристаллизации с плоским фронтом для получения отливок с переменным по высоте химическим составом (градиентные отливки с макросегрегацией), а также для решения задач физического металловедения жаропрочных  $\gamma'$ -упрочненных сплавов на основе Ni и Co. К числу таких задач относятся: установление влияния легирующих элементов Re, Ru, Ta и Al на температуры  $\gamma'$ -солюvus, солидус и ликвидус монокристаллических никелевых сплавов, оптимизация химического и фазового состава монокристаллических сплавов на основе Ni и Co, определение влияния легирующих элементов Al и W на предел текучести при сжатии и жаростойкость кобальтовых сплавов.

**Ключевые слова:** направленная кристаллизация, плоский фронт роста, макросегрегация легирующих элементов, никелевые и кобальтовые жаропрочные сплавы,  $\gamma/\gamma'$ -мисфит, температуры  $\gamma'$ -солюvus, солидус и ликвидус, предел текучести, жаростойкость

**Для цитирования:** Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Епишин А.И., Елютин Е.С. Развитие метода направленной кристаллизации для решения задач физического металловедения никелевых и кобальтовых жаропрочных сплавов. Часть 2 // Труды ВИАМ. 2025. № 6 (148). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-6-13-30.

Scientific article

**DEVELOPMENT OF DIRECTIONAL SOLIDIFICATION METHOD TO SOLVE THE PROBLEMS OF PHYSICAL METALLURGY OF NICKEL- AND COBALT-BASED SUPERALLOYS. Part 2***N.V. Petrushin<sup>1</sup>, I.L. Svetlov<sup>1</sup>, A.I. Epishin<sup>2</sup>, E.S. Elyutin<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

<sup>2</sup>Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science RAS, Chernogolovka, Moscow region, Russia; isman@ism.ac.ru

**Abstract.** The review considers the practical application of the directional solidification technique with a flat front to obtain castings with height-variable chemical composition (gradient castings with macrosegregation) and to solve problems of physical metallurgy of  $\gamma'$ -strengthened Ni- and Co-based superalloys. Such problems include: determination of the influence of alloying elements Re, Ru, Ta and Al on the  $\gamma'$ -solvus, solidus and liquidus temperatures of single-crystal nickel-based alloys, optimization of the chemical and phase composition of single-crystal Ni- and Co-based alloys, determination of the influence of alloying elements Al and W on compressive yield strength and heat resistance of cobalt-based alloys.

\* Часть 1 – см. «Труды ВИАМ», № 5 (147), 2025.

**Keywords:** *directional solidification, flat growth front, macrosegregation of alloying elements, nickel- and cobalt-based superalloys,  $\gamma/\gamma'$ -misfit,  $\gamma'$ -solvus temperature, solidus temperature, liquidus temperature, yield strength, oxidation resistance*

**For citation:** Petrushin N.V., Svetlov I.L., Epishin A.I., Elyutin E.S. Development of directional solidification method to solve the problems of physical metallurgy of nickel- and cobalt-based superalloys. Part 2. *Trudy VIAM*, 2025, no. 6 (148), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-6-13-30.

## Введение

Многокомпонентное легирование жаропрочных никелевых и кобальтовых  $\gamma'$ -упрочненных сплавов, литье по существующим промышленным технологиям, например, монокристаллических лопаток газотурбинных двигателей и установок из этих сплавов в условиях повышенной скорости охлаждения жидко-твердой зоны отливок при кристаллизации, а также длительное воздействие повышенной температуры при эксплуатации часто приводят к фазовой нестабильности их структуры и фазового состава. Последнее связано с образованием в структуре сплавов вредных фаз различного типа: эвтектической (перитектической)  $\gamma'(\text{Ni}_3\text{Al})$ -фазы, фаз с объемноцентрированной кубической решеткой твердых растворов вольфрама (молибдена) ( $\alpha$ -фазы) и с гексагональной плотноупакованной решеткой твердых растворов рения (рутения) ( $\delta$ -фазы), интерметаллидных топологически плотноупакованных фаз ( $\sigma$ ,  $\mu$ , R и др.), оказывающих отрицательное влияние на служебные свойства сплавов.

Необходимость прогнозирования образования вредных фаз в существующих жаропрочных никелевых сплавах и создания фазово-стабильных композиций сплавов привела к разработке различных расчетных методов для оценки их фазовой стабильности [1–4]. Однако прогнозирование условий образования этих фаз с необходимой точностью в большинстве случаев не представляется возможным. Причины – сложность химического состава сплавов, отсутствие многомерных фазовых диаграмм состояния, неравновесные условия кристаллизации. Поэтому наряду с совершенствованием методов прогнозирования фазовой нестабильности композиций сплавов актуальными остаются экспериментальные исследования фазовых равновесий в многокомпонентных системах жаропрочных сплавов и поиск оптимальных областей их легирования. Для упрощения способов решения таких задач весьма продуктивным представляется подход, совмещающий физико-химический анализ и технологию направленной кристаллизации в режиме плоского фронта роста (нормальная направленная кристаллизация – ННК) [5–7].

В первой части данной статьи [7] отмечено, что в процессе ННК исходного (первичного) многокомпонентного сплава вследствие макросегрегации химических компонентов между твердой и жидкой фазами материал однонаправленно закристаллизованной отливки (градиентная отливка с макросегрегацией) имеет переменный вдоль высоты химический состав. Изготовив из различных по высоте участков такой отливки образцы, можно изучить концентрационные зависимости физико-химических и структурно-фазовых характеристик исследуемых сплавов и определить оптимальные области их легирования.

Основная цель второй части данной статьи – продемонстрировать возможности технологии ННК для подготовки образцов, необходимых для последующего изучения и решения некоторых актуальных задач физического металловедения сплавов на основе никеля и кобальта. К числу таких задач относятся установление влияния легирующих элементов Re, Ru, Ta и Al на температуры  $\gamma'$ -сольвус, солидус и ликвидус

монокристаллических никелевых жаропрочных сплавов, оптимизация химического и фазового состава монокристаллических никелевых и кобальтовых  $\gamma/\gamma'$ -сплавов, определение влияния легирующих элементов Al и W на предел текучести при сжатии и жаростойкость  $\gamma'$ -упрочненных сплавов на основе кобальта.

Работа выполнена при поддержке ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

### Концентрационные зависимости температур $\gamma'$ -сольвус, солидус и ликвидус никелевых жаропрочных $\gamma/\gamma'$ -сплавов с рением и рутением

Температуры  $\gamma'$ -сольвус (или полного растворения фазы  $\gamma'$  в матричном  $\gamma$ -твердом растворе  $T_{\text{solv}}$ ), солидус  $T_S$  и ликвидус  $T_L$  (характеристические температуры жаропрочного сплава) во многих случаях определяют жаропрочность и технологические параметры сплавов на никелевой и кобальтовой основах [8, 9]. Так, температура  $\gamma'$ -сольвус характеризует не только термическую стабильность  $\gamma'$ -фазы и  $\gamma/\gamma'$ -структуру сплавов в целом, но и определяет в первом приближении их температурную работоспособность – с увеличением  $T_{\text{solv}}$  (т. е. с уменьшением растворимости  $\gamma'$ -фазы) возрастает высокотемпературная длительная прочность. Сплавы с более высокой температурой солидус имеют более низкую гомологическую температуру, и, следовательно, диффузионная подвижность атомов в таких сплавах будет ниже, а стабильность и жаропрочность выше. Характеристические температуры определяют и некоторые технологические свойства сплавов. В частности, способность жаропрочного сплава к монокристаллическому литью лопаток без ростовых дефектов типа «струйная ликвиация» (freckles) и с пониженной микросегрегацией легирующих элементов зависит от температурного интервала кристаллизации сплава  $\Delta T_{\text{кр}} = T_{\text{кр}} - T_S$  ( $T_{\text{кр}}$  – температура начала кристаллизации), который в этом случае должен быть минимальным [10]. С целью устранения химической и структурной неоднородности материала лопатки подвергаются гомогенизирующей термической обработке. Температура такой обработки выбирается на основе данных о температуре  $\gamma'$ -сольвус сплава, из которого изготовлена лопатка.

Если характеристические температуры никелевых сплавов традиционного легирования можно рассчитать существующими методами компьютерного моделирования с высокой точностью, то для жаропрочных Re–Ru-содержащих никелевых сплавов эти возможности ограничены недостаточной базой экспериментальных данных [11–13].

В работе [14] представлены результаты систематических исследований характеристических температур жаропрочных Re–Ru-содержащих никелевых сплавов в области концентраций, характерных для монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов V и VI поколений [15, 16].

С этой целью использовали градиентную отливку (длиной ~100 мм, диаметром 20–22 мм), полученную НК экспериментального  $\gamma/\gamma'$ -сплава состава (% (по массе)) Ni–2,5Cr–2Mo–1,3W–8,8Ta–9Re–5,75Al–11Co–6Ru. После НК градиентная отливка имела столбчатую однонаправленную структуру с макроскопической сегрегацией Re, Ru, Ta и Al по высоте (рис. 1). Вдоль высоты отливки в материале концентрации Re и Ru уменьшаются, Ta и Al увеличиваются, а Cr, Co, W и Mo не изменяются. Следовательно, материал градиентной отливки с изменяющимся вдоль высоты химическим составом должен иметь переменные свойства или фазовые характеристики. К ним относятся характеристические температуры  $T_L$ ,  $T_S$ ,  $T_{\text{solv}}$  и количество  $\gamma'$ -фазы в сплавах, изменение которых вдоль высоты отливки приведено на рис. 2.

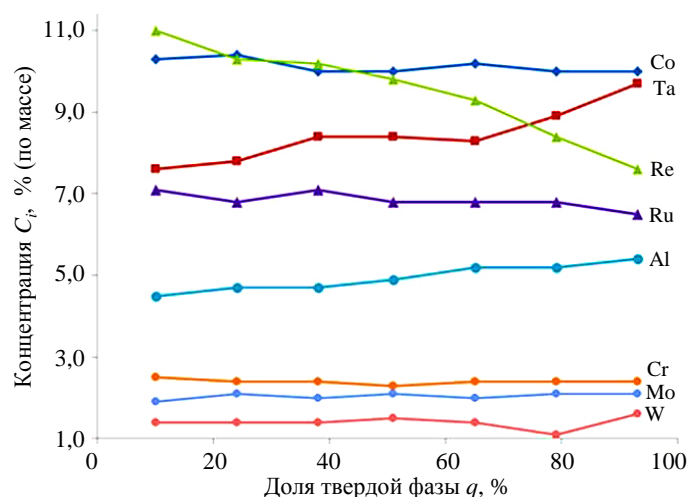


Рис. 1. Распределение концентраций легирующих элементов в сплавах по высоте градиентной отливки в зависимости от доли твердой фазы  $q$  в Re–Ru-содержащем никелевом  $\gamma/\gamma'$ -сплаве

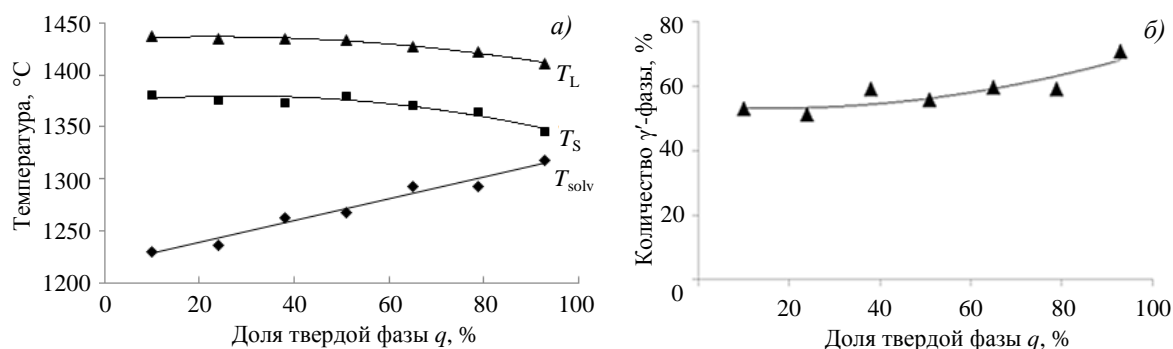


Рис. 2. Изменение температур  $\gamma'$ -сольвус, солидус, ликвидус (а) и количества  $\gamma'$ -фазы (б) по высоте градиентной отливки в зависимости от доли твердой фазы  $q$  в Re–Ru-содержащем никелевом  $\gamma/\gamma'$ -сплаве

По результатам обработки экспериментальных данных авторы работы [14] рассчитали регрессионные уравнения (модели), описывающие зависимость характеристических температур фазовых превращений  $T_{solv}$ ,  $T_S$ ,  $T_L$  (°C) в никелевых  $\gamma/\gamma'$ -сплавах от концентраций легирующих элементов Al, Ta, Re и Ru в пределах исследованной системы легирования:

$$T_{solv} = 1263 + 29,7C_{Al} - 17,3C_{Re} + 1,2C_{Ta} + 2,5C_{Ru}, R^2 = 0,773, \quad (1)$$

$$T_S = 1160 + 21,9C_{Al} + 11,7C_{Re} - 5,5C_{Ta} + 5,5C_{Ru}, R^2 = 0,865, \quad (2)$$

$$T_L = 1291 + 5,8C_{Al} + 9,2C_{Re} + 0,4C_{Ta} + 2,7C_{Ru}, R^2 = 0,941, \quad (3)$$

где  $C_i$  ( $i$ : Al, Re, Ta, Ru) – концентрации элементов в  $\gamma/\gamma'$ -сплаве, % (по массе);  $R$  – множественный коэффициент корреляции.

Из моделей (1)–(3) следует, что для достижения максимальных значений температуры  $\gamma'$ -сольвус жаропрочный сплав должен быть легирован максимально возможным количеством алюминия и тантала при минимально возможном содержании рения. Рений значительно повышает температуры ликвидус и солидус, понижает температуру  $\gamma'$ -сольвус, а рутений слабо влияет на эти характеристические температуры  $\gamma/\gamma'$ -сплавов.

**Усовершенствование химического состава  $\gamma/\gamma'$ -сплавов  
на основе никеля и кобальта  
Сплав типа ЖС40**

Данный тип сплава характеризуется предельным легированием  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз, достигаемым практически равным содержанием в сплаве W, Ta и Mo ( $C_W \approx C_{Ta} \approx C_{Mo}$ , % (атомн.)) при повышенной их суммарной концентрации ( $C_W + C_{Ta} + C_{Mo} > 18$  % (по массе)) [1, 17]. При ячеисто-дендритном росте в монокристаллических отливках из таких сплавов образуются нежелательные эвтектические  $\gamma'_{эвт}$ -фазы и фазы с объемно-центрированной кубической кристаллической решеткой твердых растворов вольфрама (фаза  $\alpha_W$ ) или молибдена (фаза  $\alpha_{Mo}$ ) [18]. Необходимо определить концентрации легирующих элементов, гарантирующие отсутствие выделений этих фаз в сплаве ЖС40 при производстве монокристаллических лопаток по существующим промышленным технологиям литья.

В работе [6] рассмотрено применение технологии ННК с целью усовершенствования жаропрочного никелевого сплава типа ЖС40 исходного (первичного) состава (% (по массе)) Ni-5,1Al-6,5Cr-7,3W-7,3Ta-4,8Mo-0,5Nb. Материал в полученной градиентной отливке из этого сплава имел переменный по высоте химический и фазовый состав и, соответственно, физико-химические характеристики (табл. 1, рис. 3).

В начальной части отливки (рис. 3, а, табл. 1, сечение 1) наблюдали выделения  $\alpha_W$ -фазы, в конечной (рис. 3, б, табл. 1, сечение 4) – выделения фаз  $\gamma'_{эвт}$  и  $\alpha_{Mo}$ . В интервале между ними находится искомая концентрационная двухфазная область  $\gamma/\gamma'$ -сплавов (табл. 1, сечения 2 и 3). Из данных табл. 1 следует, что сплавы, расположенные между сечениями 2 и 3 градиентной отливки, имеют более благоприятные значения характеристических температур, чем сплавы сечений 1 и 4 этой же отливки. В структуре сплавов этих сечений образуются нежелательные  $\alpha$ - и  $\gamma'_{эвт}$ -фазы.

Таблица 1

**Химический и фазовый состав и физико-химические характеристики  
материалов в различных сечениях градиентной отливки  
из жаропрочного никелевого сплава типа ЖС40**

Сечение отливки	Концентрация элементов, % (по массе)							Наличие фаз $\alpha$ и $\gamma'_{эвт}$	Доля $\gamma'$ -фазы, %	$T_{solv}$	$T_{эвт}$	$T_S$	$T_L$
	Al	Cr	W	Ta	Mo	Nb	Ni						
1	4,70	6,1	7,6	6,5	5,5	0,3	Остальное	+	54,0	1259	1313	1313	1414
2	4,90	5,9	7,5	5,9	4,9	0,4		-	55,1	1276	-	1356	1411
3	4,95	6,0	6,9	5,8	5,1	0,5		-	55,1	1269	-	1355	1409
4	5,25	6,3	7,0	7,1	5,2	0,5		+	57,2	1289	1314	1314	1394
Исходный сплав	6,15	6,5	7,3	7,3	4,8	0,5		+	59,9	1311	1316	1323	1372

Примечание.  $T_{solv}$  – температура полного растворения  $\gamma'$ -фазы в  $\gamma$ -твердом растворе ( $\gamma'$ -сольвус);  $T_{эвт}$  – температура начала плавления фаз эвтектического (перитектического) происхождения;  $T_S$  – температура солидус;  $T_L$  – температура ликвидус.

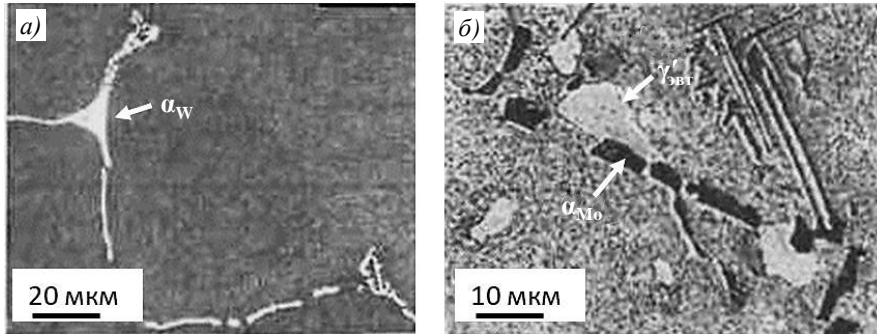


Рис. 3. Структуры начальной (а, сечение 1) и конечной (б, сечение 4) частей градиентной отливки из никелевого сплава первичного состава (% (по массе)) Ni-5,1Al-6,5Cr-7,3W-7,3Ta-4,8Mo-0,5Nb

**Кобальтовый сплав Co-W-Al-Ta**

В качестве альтернативы жаропрочным никелевым сплавам в последние 10–15 лет рассматриваются кобальтовые сплавы с аналогичной  $\gamma/\gamma'$ -микроструктурой, в которых матрицей является  $\gamma$ -твердый раствор кобальта с гранцентрированной кубической решеткой, а упрочнителем – интерметаллидные выделения  $\text{Co}_3\text{Al}$  ( $\gamma'$ -фаза). Однако в бинарной системе Co-Al выделения  $\text{Co}_3\text{Al}$  являются метастабильными, что неприемлемо для высокотемпературного применения. В 2006 г. в работе [19] показано, что термическую стабильность  $\gamma'$ -выделений в кобальтовых сплавах можно обеспечить путем легирования кобальтового сплава вольфрамом, при котором образуются стабильные  $\gamma'$ -выделения со стехиометрией  $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{W})$  и упорядоченной структурой L1<sub>2</sub>. Для повышения температуры  $\gamma'$ -сольвус предложено дополнительно легировать кобальтовый сплав танталом (табл. 2) [9, 19–26].

Таблица 2

**Температуры  $\gamma'$ -сольвус, солидус и ликвидус кобальтовых и никелевых жаропрочных сплавов с  $\gamma/\gamma'$ -микроструктурой**

Состав кобальтового сплава, % (атомн.)	$T_{\text{solv}}$	$T_S$	$T_L$	Литературный источник
	°C			
Co-9Al-10W	990	1445	–	[19]
Co-8,8Al-9,8W-2Ta	1084	1370	1451	
Co-9Al-9W	963	1446	1470	[22]
Co-9Al-8W-2Ta	1101	1416	1440	
Co-9Al-10W-2Ta	1105	1382	1419	
Co-9,2Al-9W	1000	1458	1490	[23]
Co-9,4Al-10,7W	1033	1451	1477	
Co-8,8Al-9,8W-2Ta	1079	1407	1451	
Co-9,4Al-10,7W	–	1447	1477	[24]
Co-8,8Al-9,8W-2Ta		1407	1451	
Co-7,8Al-7,8W-4,5Cr-2Ta		1412	1453	
Co-7Al-5W-2Mo	804	–	–	[25]
Co-6Al-6W-2Ti	919			
Co-7Al-5W-2Ta	983			
Co-7Al-7W-10Cr	861			
Co-11Al-5,9W-2,6Ta	1083	1346	1425	[9]
Co-13,6Al-1,9W-0,7Ta-15,9Ni-0,6Mo-0,3Re	1005	1389	1439	[26]
CMSX-4: Ni-12,6Al-2W-2,2Ta-7,6Cr-0,4Mo-9,3Co-1,3Ti-1,0Re	1286	1340	1397	[27]
ВЖМ7: Ni-13,5Al-0,8Re-2,4Mo-1,2Ta-Cr-W-Co-Ti	1290	1323	1387	[28]

Примечание.  $T_{\text{solv}}$  – температура  $\gamma'$ -сольвус;  $T_S$  – температура солидус;  $T_L$  – температура ликвидус.

Предполагается, что для  $\gamma'$ -упрочненных кобальтовых сплавов можно найти ряд важных практических применений в качестве нового класса высокотемпературных материалов. Для этого имеются следующие основания [22]: жаропрочные кобальтовые сплавы обладают более высокими температурами ликвидус и солидус по сравнению с никелевыми жаропрочными сплавами (табл. 2), что делает их привлекательными для высокотемпературного применения. Вследствие достаточно небольшого интервала между температурами ликвидус и солидус они обладают необходимыми литейными свойствами и пониженной микросегрегацией компонентов по дендритным ячейкам. Это имеет особое значение при получении методами литья крупногабаритных лопаток для энергетических газовых турбин. Кобальтовые сплавы характеризуются значительным температурным интервалом  $\gamma$ -однофазной области (310–480 °С [22]), где они проявляют высокую пластичность и легко деформируются, что облегчает получение из них кованных или листовых материалов. С учетом отмеченных свойств жаропрочные кобальтовые  $\gamma/\gamma'$ -сплавы считаются перспективными материалами для изготовления турбинных дисков и жаровых труб, технология производства которых предусматривает деформирование при высоких температурах.

Однако термическая стабильность микроструктуры  $\gamma'$ -упрочненных кобальтовых сплавов существенно ниже, чем жаропрочных сплавов на основе никеля [29–31]. Кроме того, при литье они склонны к образованию выделений неравновесных эвтектик в междендритных пространствах. Так, согласно работе [32], микроструктура (рис. 4) кобальтового сплава состава (% (атомн.)) Co–9,4W–8,4Al–1,9Ta, или состава (% (по массе)) Co–24,5W–3,2Al–4,8Ta, полученного по промышленной технологии [33], в дендритах и междендритных пространствах состояла из высокодисперсных частиц интерметаллида  $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{W}, \text{Ta})$ , распределенных в матричном  $\gamma$ -твердом растворе на основе кобальта (рис. 4, б). В междендритных пространствах отмечены крупные частицы фазы, по-видимому, эвтектического происхождения (рис. 4, а), которые образовались, по данным дифференциального термического анализа (ДТА), при температуре ~1365 °С.

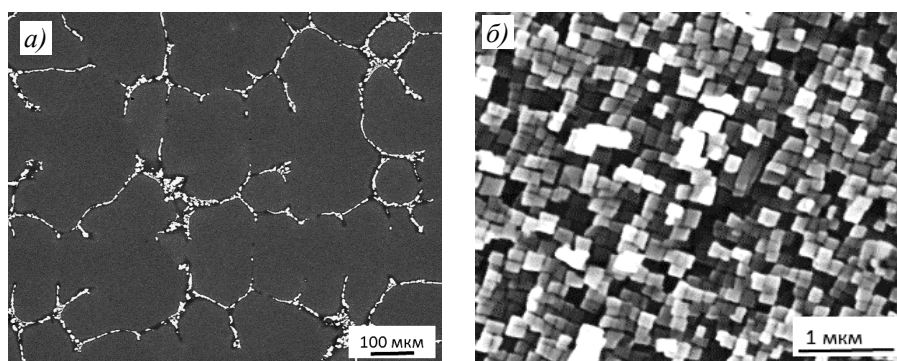


Рис. 4. Выделения эвтектических фаз (а) и  $\gamma/\gamma'$ -микроструктура (б) в литом первичном кобальтовом сплаве состава (% (по массе)) Co–24,5W–3,2Al–4,8Ta

Кривые ДТА литого сплава состава (% (по массе)) Co–24,5W–3,2Al–4,8Ta приведены на рис. 5. Их интерпретация в сопоставлении с литой микроструктурой сплава (рис. 4) позволила определить последовательность и температуры образования основных фаз при охлаждении расплава и нагреве твердого сплава. При охлаждении в интервале от 1433 до 1445 °С первично образуется кобальтовый твердый раствор в виде дендритов. Это сопровождается экзотермическим эффектом, проявляющимся на ДТА-кривой высокотемпературным пиком Д–Е (рис. 5). При дальнейшем охлаждении

на кривой ДТА наблюдается тепловой эффект превращения при температуре 1365 °С (точка Ж), связанный с выделением эвтектической фазы в междендритных областях. По данным микрозондового анализа, эта фаза имеет следующий химический состав (% (по массе)): 44,1Co–29,5W–1,3Al–25,1Ta.

На кривой ДТА при нагреве кобальтового сплава наблюдаются эндотермические тепловые эффекты превращений, связанные с растворением  $\gamma'$ -фазы в матричном кобальтовом  $\gamma$ -твердом растворе в интервале температур от ~850 до  $T_{\text{solv}} = 1095$  °С ( $\gamma'$ -сольвус, точка А) и плавлением сплава. Выше температуры  $T_{\text{solv}}$  наблюдается локальный тепловой эффект, обусловленный началом плавления при  $T_{\text{эвт}} = 1342$  °С (точка Б) эвтектической фазы, которую называют неравновесным солидусом (incipient melting) [34]. В этом случае под температурой истинного солидус сплава  $T_S$  ( $T_{\text{solv}} \leq T_{\text{эвт}} \leq T_S$ ) подразумевается температура, ограничивающая снизу непрерывный температурный интервал плавления [35]. Для исследованного сплава на основе Со температура солидус составила 1380 °С (точка В). Его плавление заканчивается при температуре ликвидус  $T_L = 1441$  °С (точка Г). Таким образом, измеренные значения характеристических температур  $T_{\text{solv}} = 1095$  °С,  $T_S = 1380$  °С и  $T_L = 1441$  °С сплава состава (% (атомн.)) Со–9,4W–8,4Al–1,9Ta, или состава (% (по массе)) Со–24,5W–3,2Al–4,8Ta, хорошо согласуются с данными научно-технической литературы (табл. 2).

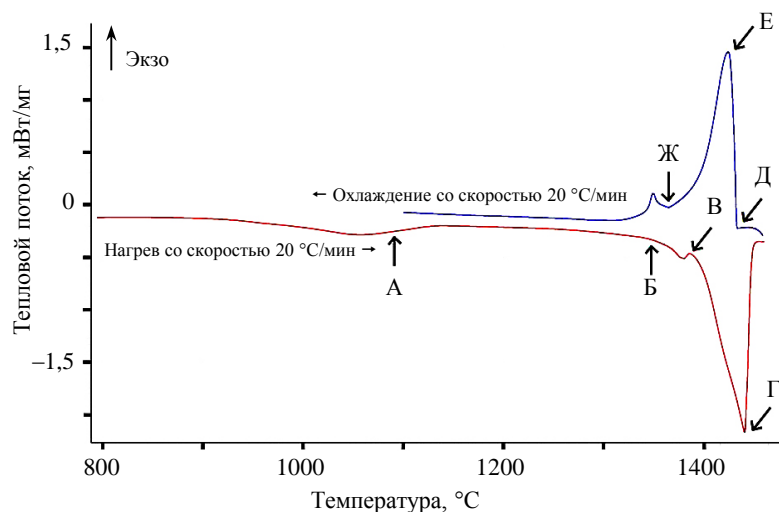


Рис. 5. Кривые дифференциального термического анализа первичного сплава состава (% (массе)) Со–24,5W–3,2Al–4,8Ta при нагреве и охлаждении (от температуры 1485 °С). Буквами отмечены температуры фазовых превращений: А – температура полного растворения  $\gamma'$ -фазы (температура  $\gamma'$ -сольвус  $T_{\text{solv}} = 1095$  °С); Б – температура плавления эвтектической фазы в междендритных областях  $T_{\text{эвт}} = 1342$  °С; В – температура солидус сплава  $T_S = 1380$  °С; Г – температура ликвидус сплава  $T_L = 1441$  °С; Д – температура начала кристаллизации сплава (образование первичных дендритов)  $T_{\text{кр}} = 1433$  °С; Д–Е – температурный интервал кристаллизации первичных дендритов  $\gamma$ -твердого раствора; Ж – температура начала образования эвтектической фазы (1365 °С) в междендритных областях

Для предотвращения образования неравновесных эвтектик и установления двухфазной  $\gamma/\gamma'$ -области в кобальтовом сплаве в работе [32] применен метод ННК. После ННК первичного сплава состава (% (по массе)) Со–24,5W–3,2Al–4,8Ta в градиентной отливке общей высотой ~90 мм сформировалась структура, состоящая из трех характерных зон (участков). В стартовой (нижней) зоне длиной ~15 мм образовалась

дендритно-ячеистая структура кобальтового сплава с микроликвацией W и Ta, т. е. с пониженной их концентрацией в центре дендритной ячейки и повышенной – на ее периферии. В результате на границах дендритных ячеек появились неравновесные выделения интерметаллидной фазы эвтектического происхождения (светлые выделения на рис. 6, а) состава (% (по массе)) 43,2Co–34,2W–0,5Al–22,1Ta.

В зоне ориентированного (плоского фронта) роста градиентной отливки протяженностью ~45 мм в структуре кобальтового сплава отсутствуют выделения эвтектических фаз, обнаружены только две фазы – высокодисперсные частицы  $\gamma'$ -фазы (Co<sub>3</sub>(Al, W, Ta)) кубоидной формы (светлые частицы на рис. 6, б) и матричный кобальтовый  $\gamma$ -твердый раствор. В конечной части отливки формируется дендритно-ячеистая структура кобальтового сплава с выделениями в междендритных пространствах эвтектической фазы состава (% (по массе)) 42,3Co–34,6W–0,8Al–22,3Ta (светлые частицы на рис. 6, в).

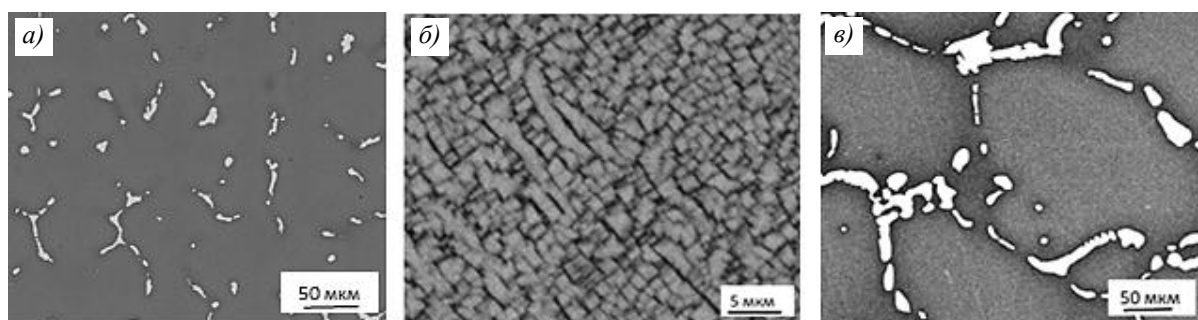


Рис. 6. Микроструктуры кобальтовых сплавов в различных сечениях градиентной отливки из первичного сплава состава (% (по массе)) Co–24,5W–3,2Al–4,8Ta: а – начальная часть отливки (доля твердой фазы  $q = 11\%$ , зона дендритно-ячеистого роста); б – зона плоского фронта (ориентированного) роста ( $q = 50\%$ ); в – конечная часть отливки ( $q = 80\%$ , зона дендритно-ячеистого роста)

Распределение концентраций компонентов кобальтового сплава по высоте градиентной отливки в зависимости от доли твердой фазы приведено в табл. 3. Концентрации изменяются незначительно. Следовательно, в отличие от никелевых [14] кобальтовые сплавы обладают низкой сегрегационной способностью, что согласуется с данными работы [25].

Таблица 3

Распределение концентраций компонентов кобальтового сплава по высоте градиентной отливки в зависимости от доли твердой фазы

Доля твердой фазы, %	Концентрация элементов, % (по массе)		
	Al	Ta	W
Зона дендритно-ячеистого роста			
11	3,8	4,7	23,1
Зона плоского фронта роста			
33	3,4	3,9	23,5
44	3,6	4,5	23,7
50	3,5	4,6	23,6
80	3,9	4,8	23,1

В работе [32] с использованием данных рентгеноструктурного анализа для кобальтовых сплавов (табл. 3) рассчитана объемная доля  $\gamma'$ -фазы, оказавшаяся равной

~70 %, что согласуется с результатами работ [20, 24]. Получены экспериментальные значения характеристических температур  $T_{\text{solv}}$ ,  $T_S$  и  $T_L$ , периодов решетки  $\gamma'$ -фазы,  $\gamma$ -твердого раствора и  $\gamma/\gamma'$ -мисфита этих же кобальтовых сплавов (табл. 4). Особенностью кобальтовых сплавов с  $\gamma/\gamma'$ -микроструктурой является положительный  $\gamma/\gamma'$ -мисфит (определяемый по формуле  $\delta = 2 \frac{a_{\gamma'} - a_{\gamma}}{a_{\gamma'} + a_{\gamma}}$  [36]), т. е. период кристаллической решетки для  $\gamma'$ -фазы больше, чем для  $\gamma$ -матрицы.

Таблица 4

**Характеристики кобальтовых сплавов в различных зонах градиентной отливки из первичного сплава состава (% (атомн.)) Co-9,4W-8,4Al-1,9Ta в зависимости от доли твердой фазы**

Доля твердой фазы, %	$T_{\text{solv}}$	$T_S$	$T_L$	$a_{\gamma}$	$a_{\gamma'}$	$\delta$ , %
	°C			нм		
11	1094	1385	1440	0,3579	0,360	0,59
44	–	–	–	0,3583	0,3599	0,46
50	1093	1386	1440	–	–	–
80	–	–	–	0,3587	0,3597	0,27

Примечание.  $T_{\text{solv}}$  – температура полного растворения  $\gamma'$ -фазы в  $\gamma$ -твердом растворе ( $\gamma'$ -солюбус);  $T_S$  – температура солидус;  $T_L$  – температура ликвидус;  $a_{\gamma}$  и  $a_{\gamma'}$  – периоды решеток  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз соответственно;  $\delta$  –  $\gamma/\gamma'$ -мисфит, определяемый по формуле  $\delta = 2 \frac{a_{\gamma'} - a_{\gamma}}{a_{\gamma'} + a_{\gamma}}$  [36].

При высокотемпературном длительном растяжении монокристаллов таких сплавов с аксиальной ориентацией  $\langle 001 \rangle$  частицы  $\gamma'$ -фазы коагулируют в форме  $\gamma'$ -пластин, параллельных направлению приложенной нагрузки, образуя структуру так называемого Р-рафтинга [9, 37, 38]. В монокристалле жаропрочного сплава с положительным  $\gamma/\gamma'$ -мисфитом формируется композиционная  $\gamma/\gamma'$ -микроструктура, ориентированная вдоль направления приложения нагрузки, что, согласно работе [39], должно повысить его усталостную долговечность и сопротивление ползучести. Следует отметить, что жаропрочные никелевые сплавы, используемые в авиационной промышленности, имеют отрицательный  $\gamma/\gamma'$ -мисфит, определяемый по формуле, представленной в табл. 4. В таких сплавах для  $\gamma'$ -фазы период решетки меньше, чем для  $\gamma$ -матрицы. При длительном высокотемпературном растяжении монокристаллов из этих сплавов с аксиальной кристаллографической ориентацией  $\langle 001 \rangle$  исходные кубоидные частицы  $\gamma'$ -фазы срываются в пластины, ориентированные перпендикулярно направлению приложенной растягивающей нагрузки, образуя структуру так называемого N-рафтинга [37].

В работе [40] изучали влияние небольших вариаций сплава базового состава (% (по массе)) Co-24,5W-3,2Al-4,8Ta, или состава (% (атомн.)) Co-9,8W-8,8Al-2Ta, на сопротивление пластической деформации и жаростойкость при температуре 900 °C, которая рассматривается как возможная рабочая температура в случае применения кобальтовых сплавов в качестве материала для крупногабаритных лопаток энергетических газовых турбин (рис. 7). Для повышения эффективности исследований применен метод ННК. Полученные градиентные отливки в зоне плоского фронта (ориентированного) роста имели монокристаллическую структуру с макроскопической сегрегацией легирующих элементов по высоте (рис. 7, а). Подобную, но дендритную микросегрегацию Al и W наблюдали в литом сплаве состава (% (атомн.)) Co-9Al-9W в работе [41].

После термической обработки (гомогенизация при температуре 1300 °С в течение 24 ч и старение при температуре 700 °С в течение 48 ч) сплавы в отливках имели регулярную  $\gamma/\gamma'$ -микроструктуру с кубоидными выделениями частиц  $\gamma'$ -фазы размером  $\sim 0,2$  мкм (рис. 7, з). Из различных по высоте участков отливок изготовлены образцы (диаметром 10 мм, длиной 15 мм) для испытаний на сжатие (рис. 7, в) и образцы (диаметром 10 мм, длиной 8 мм) для изучения жаростойкости.

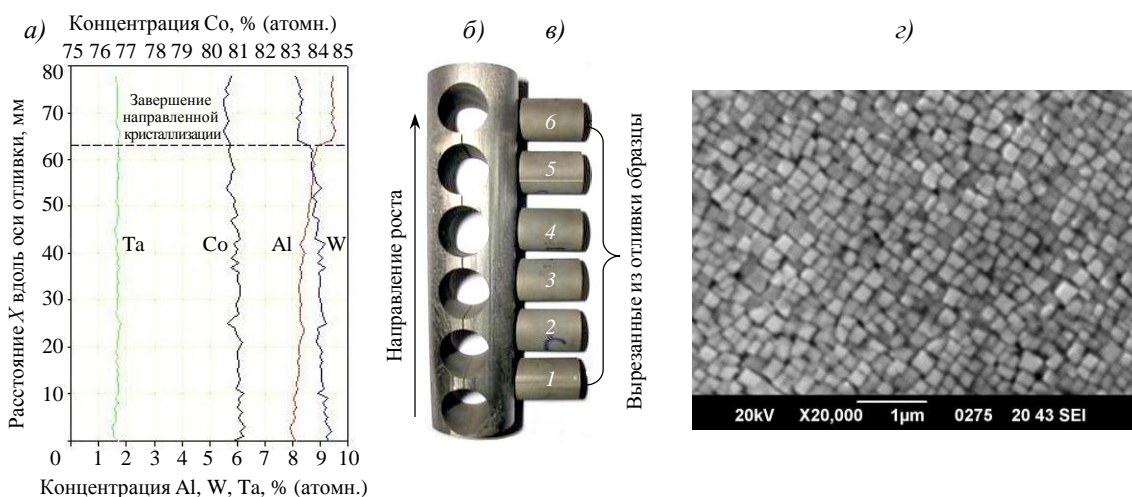


Рис. 7. Распределение легирующих элементов (а) по высоте зоны ориентированного роста градиентной отливки (б) из первичного кобальтового сплава состава (% (атомн.)) Co–9,8W–8,8Al–2Ta, цилиндрические мини-образцы различного химического состава с осевой кристаллографической ориентацией  $\langle 110 \rangle$ , вырезанные из этой отливки для испытаний на сжатие (в), и микроструктура сплава в отливке после термической обработки (з)

Испытания образцов на сжатие со скоростью деформации  $\dot{\epsilon} = -10^{-3} \text{ с}^{-1}$  выполнены в вакууме при температуре 900 °С. Образцы нагревали путем пропускания электрического тока вдоль их оси (вставка на рис. 8, а). В качестве характеристики сопротивления пластической деформации при сжатии использовали предел текучести  $\sigma_{0,2}$  – напряжение, при котором пластическая деформация составляла 0,2 %.

Результаты испытаний образцов на сжатие представлены на рис. 8, а (точки и аппроксимирующая их кривая красного цвета). Для образцов 3, 4 и 5, вырезанных из средней и конечной частей зоны ориентированного роста отливки, значения предела текучести практически одинаковы и составляют  $\sim 510$  МПа. Однако для образцов 1 и 2, вырезанных из начальной части зоны ориентированного роста отливки, наблюдается повышение предела текучести до максимального значения ( $\sim 560$  МПа для образца 1). Такое повышение предела текучести коррелирует с повышенной концентрацией вольфрама, который улучшает сопротивление пластической деформации кобальтовых сплавов [42]. Вольфрам является эффективным упрочнителем твердых растворов с гранцентрированной кубической решеткой благодаря большому размеру атомов [43], увеличивает энергию антифазной границы в интерметаллиде  $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{W})$  [44] и обладает низкой диффузионной подвижностью в системе Co–W–Al–Ta [45].

Испытания на жаростойкость проведены по методике периодического взвешивания образцов (ГОСТ 6130–71) через каждые 25, 50, 100, 200, 300, 400 и 500 ч окисления в воздушной атмосфере печи при температуре 900 °С с последующим охлаждением до комнатной температуры вне печи. Максимальная продолжительность выдержки составила 500 ч при семи циклах «нагрева–охлаждения». Степень окисления характеризовалась увеличением массы образца, отнесенной к площади его поверхности.

Результаты испытаний образцов на окисление представлены на рис. 8, б. При температуре 900 °С образцы 1, 3 и 4, вырезанные из начальной и средней частей зоны ориентированного роста отливки, имеют практически одинаковое сопротивление окислению, тогда как для образца б, вырезанного из конечной части зоны ориентированного роста отливки с повышенным содержанием алюминия, скорость окисления на 35 % меньше. Данный результат логичен, так как алюминий является элементом, образующим защитный слой из  $Al_2O_3$ .

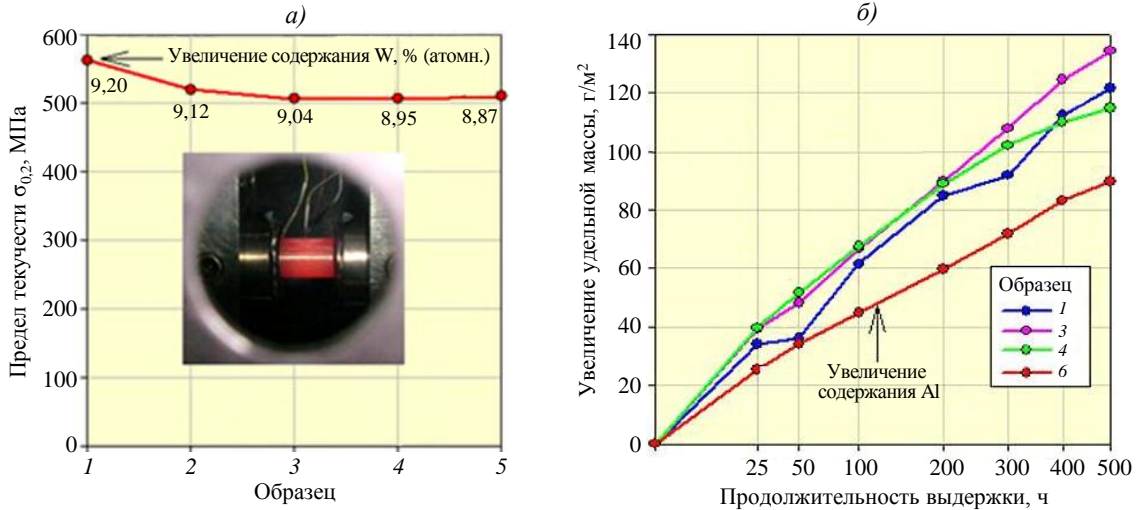


Рис. 8. Влияние W на предел текучести (а), зависимость удельной массы от продолжительности выдержки и влияние Al на сопротивление окислению (б) образцов кобальтовых  $\gamma/\gamma'$ -сплавов при температуре 900 °С. На вставке (а) показано испытание образца на сжатие

Исследование материала внутренних областей образцов после длительного отжига при температуре 900 °С показало, что  $\gamma/\gamma'$ -микроструктура сохраняется, но происходит огрубление частиц  $\gamma'$ -фазы. После отжига в течение 500 ч размер  $\gamma'$ -частиц увеличился с 0,2 мкм (в исходном состоянии, рис. 7, з) до 0,35 мкм (рис. 9, а). Однако в приповерхностной зоне образцов микроструктура материала значительно изменена (рис. 9, б).

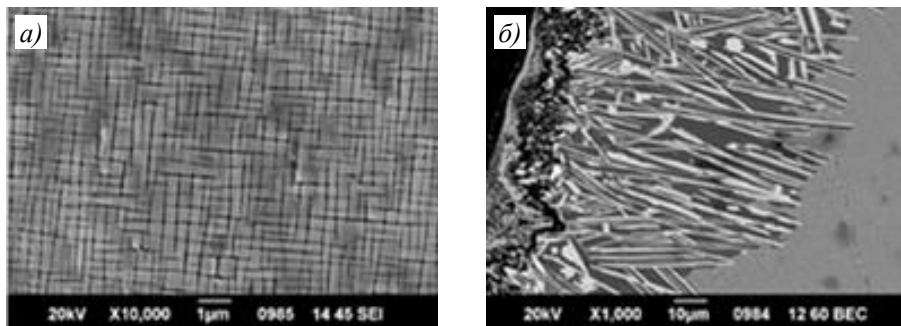


Рис. 9. Микроструктуры сплава состава (% (атомн.)) Co–9,8W–8,8Al–2Ta в направленно закристаллизованной отливке после термической обработки и последующей выдержки при температуре 900 °С в течение 500 ч: а – внутренняя область, б – приповерхностная зона

Под оксидным поверхностным слоем образца образовалась зона толщиной 1–2 мкм состава (% (атомн.)) Co–9,3W–5,8Al–1,6Ta, т. е. с пониженным по сравнению с внутренней областью содержанием алюминия (8,4 % (атомн.)). Уменьшение концентрации Al

с 8,4 до 5,8 % (атомн.) в этом слое стало результатом его оттока к поверхности с образованием на ней слоя  $Al_2O_3$ . Следующая за ней зона толщиной 6 мкм состоит из матрицы сплава состава (% (атомн.))  $Co-5,1W-8,9Al-0,4Ta$  и пластинчатых интерметаллидных выделений  $Co_3X$ , где  $X = 19W-4,3Ta-1,6Al$  (% (атомн.)). Вне этой измененной зоны наблюдается регулярная  $\gamma/\gamma'$ -микроструктура кобальтового сплава. Подобное изменение приповерхностной микроструктуры окисленных образцов кобальтовых сплавов также описано в работах [46, 47].

### Заключения

В процессе ННК сплавов различных систем легирования компоненты сегрегируют в твердую и жидкую фазы в соответствии с коэффициентами распределения и типом диаграммы состояния, формируются отливки с переменным по высоте химическим составом – градиентные отливки с макросегрегацией компонентов. Применение этой технологии для никелевых и кобальтовых жаропрочных сплавов позволило получить следующие результаты, важные для физического металловедения:

– для образцов, вырезанных из градиентной отливки из первичного сплава состава (% (по массе))  $Ni-2,5Cr-2Mo-1,3W-8,8Ta-9Re-5,75Al-11Co-6Ru$  с переменным по высоте содержанием  $Re$ ,  $Ru$ ,  $Ta$  и  $Al$  (концентрации  $Cr$ ,  $Co$ ,  $W$  и  $Mo$  не изменяются), измерены температуры  $\gamma'$ -сольвус, солидус и ликвидус. По результатам обработки экспериментальных данных рассчитаны регрессионные уравнения для никелевой системы  $Ni-Cr-Mo-W-Ta-Re-Al-Co-Ru$ , позволяющие прогнозировать значения этих характеристических температур в зависимости от содержания  $Al$ ,  $Ta$ ,  $Re$  и  $Ru$  в концентрационной области, соответствующей монокристаллическим жаропрочным никелевым сплавам V и VI поколений;

– выявлена оптимальная концентрационная область легирования, обеспечивающая формирование в монокристаллических отливках жаропрочного никелевого сплава ЖС40 системы  $Ni-Al-Cr-W-Ta-Mo-Nb$  с двухфазной  $\gamma/\gamma'$ -структурой и исключая образование выделений избыточных фаз  $\gamma'_{эвт}$ ,  $\alpha_W$  и  $\alpha_{Mo}$ . В сплаве с  $\gamma/\gamma'$ -структурой доля  $\gamma'$ -фазы достигает 55,1 %, температуры  $\gamma'$ -сольвус, солидус и ликвидус составили 1269–1276, 1355–1356 и 1409–1411 °С соответственно;

– выявлена оптимальная концентрационная область легирования жаропрочного кобальтового сплава базового состава (% (по массе))  $Co-24,5W-3,2Al-4,8Ta$ , упрочненного высокодисперсными частицами интерметаллида  $Co_3(Al, W, Ta)$  ( $\gamma'$ -фаза) с объемной долей  $\sim 70$  %, что исключает образование выделений избыточных эвтектических фаз при литье монокристаллических отливок. Установлена важная особенность кобальтовых  $\gamma/\gamma'$ -сплавов: в отличие от промышленных жаропрочных никелевых сплавов они обладают низкой сегрегационной способностью и положительным  $\gamma/\gamma'$ -мисфитом (период решетки  $\gamma'$ -фазы больше, чем  $\gamma$ -матрицы). Для монокристаллов  $\gamma'$ -упрочненного кобальтового сплава, вырезанных из градиентных отливок, определены сопротивление пластической деформации при сжатии и циклическая жаростойкость при температуре 900 °С. Установлено, что с увеличением концентрации вольфрама с 8,6 до 9,3 % (атомн.) сопротивление пластической деформации при сжатии образцов, характеризуемое пределом текучести  $\sigma_{0,2}$ , повышается с  $\sim 510$  до  $\sim 560$  МПа, тогда как с увеличением концентрации алюминия с 8 до 9 % (атомн.) их скорость окисления снижается с  $\sim 0,24$  до  $\sim 0,07$  г/(м<sup>2</sup>·ч).

Продемонстрировано, что метод ННК можно эффективно применять для оптимизации химического и фазового состава, а также для исследования фазовых превращений, структурно-фазовых характеристик и физических свойств жаропрочных сплавов на основе никеля и кобальта.

**Список источников**

1. Ohno T., Watanabe R., Tanaka K. Development of a nickel-base single crystal superalloy containing molybdenum by alloy designing method // *Journal of the Iron and Steel Institute of Japan*. 1988. Vol. 74. No. 11. P. 133–140.
2. Harada H., Yamagata T., Nakazawa S. Design of high specific-strength nickel-base single-crystal superalloys // *High Temperature Materials for Power Engineering 1990: Proceedings of Conference held in Liege: in 2 parts*. Dordrecht, Boston, London: Kluwer Academic Publishing, 1990. Part 2. P. 1319–1328.
3. Самойлов А.И., Морозова Г.И., Кривко А.И., Афоничева О.С. Аналитический метод оптимизации легирования жаропрочных никелевых сплавов // *Материаловедение*. 2000. № 2. С. 14–17.
4. Morinaga M., Murata Y., Yukawa H. Recent progress in molecular orbital approach to alloy design // *Materials Science Forum*. 2004. Vol. 449–452. P. 37–42.
5. Вигдорович В.Н., Вольпян А.Е., Курдюмов Г.М. Направленная кристаллизация и физико-химический анализ. М.: Химия, 1976. 200 с.
6. Петрушин Н.В., Монастырская Е.В. Применение направленной кристаллизации к решению проблем разработки и оптимизации жаропрочных материалов // *Материаловедение*. 1998. № 5. С. 2–10.
7. Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Епишин А.И., Елютин Е.С. Развитие метода направленной кристаллизации для решения задач физического металловедения никелевых и кобальтовых жаропрочных сплавов. Часть 1 // *Труды ВИАМ*. 2025. № 5 (147). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-5-3-24.
8. Логунов А.В. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков газовых турбин. Рыбинск: Газотурбинные технологии, 2017. 854 с.
9. Epishin A., Petrushin N., Nolze G. et al. Investigation of the  $\gamma'$ -strengthened quaternary Co-based alloys Co–Al–W–Ta // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2018. Vol. 49. No. 9. P. 4042–4057. DOI: 10.1007/s11661-018-4756-3.
10. Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б. и др. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение, 1997. 336 с.
11. Caron P. High  $\gamma'$  solvus new generation nickel-based superalloys for single crystal turbine blade applications // *Superalloys 2000*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2000. P. 737–746.
12. Mills K.C., Youssef Y.M., Li Z., Su Y. Calculation of thermophysical properties of Ni-based superalloys // *ISIJ International*. 2006. Vol. 46. No. 5. P. 623–632. DOI: 10.2355/isijinternational.46.623.
13. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В. Компьютерный метод конструирования литейных жаропрочных никелевых сплавов // *Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина*. М.: Наука, 2006. С. 56–78.
14. Петрушин Н.В., Елютин Е.С., Назаркин Р.М. и др. Сегрегация легирующих элементов в направленно закристаллизованных жаропрочных никелевых сплавах, содержащих рений и рутений // *Вопросы материаловедения*. 2015. № 1 (81). С. 27–37.
15. Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Епишин А.И., Карашаев М.М., Елютин Е.С. Монокристаллы жаропрочных никелевых сплавов, легированных рением и рутением (обзор). Часть 1 // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 1 (70). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.07.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-30-50.
16. Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Епишин А.И., Карашаев М.М., Елютин Е.С. Монокристаллы жаропрочных никелевых сплавов, легированных рением и рутением (обзор). Часть 2 // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 2 (71). Ст. 01. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.07.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-3-22.
17. Каблов Е.Н. Литейные жаропрочные сплавы // *Машиностроение: энциклопедия в 40 т*. М.: Машиностроение, 2001. Т. П-3: Цветные металлы и сплавы. Композиционные материалы. С. 519–552.
18. Петрушин Н.В., Чабина Е.Б., Дьячков Л.А. Фазовая стабильность монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов Ni–Al–Cr–W–Ta–Mo // *Металлы*. 1996. № 3. С. 104–112.
19. Sato J., Omori T., Oikawa K. et al. Cobalt-base high-temperature alloys // *Science*. 2006. Vol. 312. P. 90–91. DOI: 10.1126/science.1121738.

20. Pollock T.M., Dibbern J., Tsunekane M. et al. New Co-based high-temperature alloys // *Journal of Metals*. 2010. Vol. 62. No. 1. P. 58–63. DOI: 10.1007/s11837-010-0013-y.
21. Yan H.-Yu., Vorontsov V.A., Coakley J. et al. Quaternary alloying effects and the properties for a new generation of Co-base superalloys // *Superalloys 2012: 12<sup>th</sup> International Symposium on Superalloys*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2012. P. 705–714.
22. Bauer A., Neumeier S., Pyczak F. et al. Creep properties of different  $\gamma'$ -strengthened Co-base Superalloys // *Materials Science and Engineering A*. 2012. Vol. 550. P. 333–341.
23. Suzuki A., Pollock T.M. High-temperature strength and deformation of  $\gamma/\gamma'$  two-phase Co–Al–W-base alloys // *Acta Materialia*. 2008. Vol. 56. No. 6. P. 1288–1297.
24. Yan H.-Yu., Vorontsov V.A., Dye D. Alloying effects in polycrystalline  $\gamma'$  strengthened Co–Al–W base alloys // *Intermetallics*. 2014. Vol. 48. P. 44–53. DOI: 1-16/j.intermet.2013.10.022.
25. Tsunekane M., Suzuki A., Pollock T.M. Single-crystal solidification of new Co–Al–W-base alloys // *Intermetallics*. 2011. Vol. 19. P. 636–643. DOI: 10.1016/j.intermet.2010.12.018.
26. Petrushin N., Hvatzkiy K., Gerasimov V. et al. A single-crystal Co-base superalloy strengthened by  $\gamma'$  precipitates: structure and mechanical properties // *Advanced Engineering Materials*. 2016. Vol. 17. P. 755–756. DOI: 10.1002/adem.201500088.
27. Reed R.C. *The Superalloys. Fundamentals and Applications*. Cambridge: University Press, 2006. 372 p. DOI: 10.1017/CBO9780511541285.
28. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Петрушин Н.В., Висик Е.М. Монокристаллический жаропрочный никелевый сплав нового поколения с низкой плотностью // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. № 2. С. 14–25. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-2-14-25.
29. Meher S., Nag S., Tiley J. et al. Coarsening kinetics of  $\gamma'$  precipitates in cobalt-base alloys // *Acta Materialia*. 2013. Vol. 61. P. 4266–4276. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.03.052.
30. Lorez-Galilea I., Zenk C., Neumeier S. et al. The thermal stability of intermetallic compounds in an as-cast SX Co-base superalloy // *Advanced Engineering Materials*. 2014. Vol. 17. No. 6. P. 1–7. DOI: 10.1002/adem.201400249.
31. Епишин А.И., Петрушин Н.В., Линк Т., Нольце Г., Лощинин Ю.В., Герштейн Г. Исследование термической стабильности структуры кобальтового жаропрочного сплава, упрочненного интерметаллидными выделениями  $\gamma'$ -фазы // *Деформация и разрушение материалов*. 2015. № 3. С. 17–22.
32. Петрушин Н.В., Елютин Е.С., Филонова Е.В., Назаркин Р.М. Высокоградиентная направленная кристаллизация Co–Al–W–Ta жаропрочного сплава, упрочненного  $\gamma'$ -фазой  $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{W})$  // *Вестник РФФИ*. 2015. № 1 (85). С. 11–17.
33. Бондаренко Ю.А., Ечин А.Б., Сурова В.А., Нарский А.Р. Развитие технологий и оборудования для получения лопаток горячего тракта газотурбинных двигателей из жаропрочных сплавов с направленной и монокристаллической структурой // *Труды ВИАМ*. 2023. № 7 (125). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.08.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-7-3-14.
34. Джекер Р.Ф., Симс Ч.Т. *Металловедение сплавов на никелевой основе* // *Жаропрочные сплавы*. Пер. с англ. М.: Металлургия, 1976. С. 39–82.
35. Вертоградский В.А., Ковалев А.И., Лощинин Ю.В. *Высокотемпературный термический анализ жаропрочных сплавов* // *Конструкционные и жаропрочные материалы для новой техники*. М.: Наука, 1977. С. 195–201.
36. Glatzel U. *Microstructure and internal strains of undeformed and creep deformed samples of a Nickel-base superalloy*. Berlin: Verlag Dr. Köster, 1994. 80 p.
37. Nabarro F.R.N. Rafting in superalloys // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1996. Vol. 27. No. 3. P. 513–530. DOI: 10.1007/BF02648942.
38. Xue F., Zhou H., Chen X. et al. Creep behavior of a novel Co–Al–W-base single crystal containing Ta and Ti at 982 °C // *Eurosuperalloys 2014 – 2nd European Symposium on Superalloys and their Applications: MATEC Web of conferences*. Giens, 2014. Vol. 14. P. 15002. DOI: 10.1051/mateconf/20141415002.
39. Mughrabi H. The importance of sign and magnitude of  $\gamma/\gamma'$  lattice misfit in superalloys – with special reference to the new  $\gamma'$ -hardened cobalt-base superalloys // *Acta Materialia*. 2014. Vol. 81. P. 21–29. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.08.005.

40. Epishin A.I., Petrushin N.V., Svetlov I.L. et al. Compression and oxidation testing of Co–Al–W–Ta single-crystal specimens directionally solidified with a flat front // *Mechanics of Solids*. 2024. Vol. 59. No. 1. P. 537–540. DOI: 10.1134/S0025654424602969.
41. Tomaszewska A., Oleksiak B. Microstructural characteristics of new type  $\gamma$ - $\gamma'$  Co–9Al–9W cobalt-based superalloys in as-cast state // *Metalurgiya*. 2018. Vol. 57. No. 1–2. P. 91–94.
42. Pyczak F., Bauer A., Göken M. et al. The effect of tungsten content on the properties of L1<sub>2</sub>-hardened Co–Al–W alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. 2015. Vol. 632. P. 110–115. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.01.031.
43. Mishima Y., Ochiai S., Hamao N. et al. Solid solution hardening of nickel – role of transition metal and B-subgroup solutes // *Transactions of the Japan Institute of Metals*. 1986. Vol. 27. P. 656–664. DOI: 10.2320/matertrans1960.27.656.
44. Saal J.E., Wolverson C. Energetics of antiphase boundaries in  $\gamma'$  Co<sub>3</sub>(Al, W)-based superalloys // *Acta Materialia*. 2016. Vol. 103. P. 57–62. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.10.007.
45. Epishin A., Chyrkin A., Nolze G., Midtlyng J., Mayer H. M., Petrushin N., Reimers W. Interdiffusion in the face-centered cubic phase of the Co–Al–W–Ta system between 1090 and 1240 °C // *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*. 2018. Vol. 39. P. 176–185. DOI: 10.1007/s11669-018-0620-9.
46. Klein L., Bauer A., Neumeier S. et al. High temperature oxidation of  $\gamma/\gamma'$ -strengthened Co-base superalloys // *Corrosion Science*. 2011. Vol. 53. P. 2027–2034. DOI: 10.1016/j.corsci.2011.02.033.
47. Yan H.-Y., Vorontsov V.A., Dye D. Effect of alloying on the oxidation behavior of Co–Al–W superalloys // *Corrosion Science*. 2014. Vol. 83. P. 382–395. DOI: 10.1016/j.corsci.2014.03.002.

### References

1. Ohno T., Watanabe R., Tanaka K. Development of a nickel-base single crystal superalloy containing molybdenum by alloy designing method. *Journal of the Iron and Steel Institute of Japan*, 1988, vol. 74, no. 11, pp. 133–140.
2. Harada H., Yamagata T., Nakazawa S. Design of high specific-strength nickel-base single-crystal superalloys. *High Temperature Materials for Power Engineering 1990: Proceedings of Conference held in Liege: in 2 parts*. Dordrecht, Boston, London: Kluwer Academic Publishing, 1990, part 2, pp. 1319–1328.
3. Samoilov A.I., Morozova G.I., Krivko A.I., Afonicheva O.S. Analytical method for optimization of alloying of heat-resistant nickel alloys. *Materialovedenie*, 2000, no. 2, pp. 14–17.
4. Morinaga M., Murata Y., Yukawa H. Recent progress in molecular orbital approach to alloy design. *Materials Science Forum*, 2004, vol. 449–452, pp. 37–42.
5. Vigdorovich V.N., Volpyan A.E., Kurdyumov G.M. *Directional crystallization and physicochemical analysis*. Moscow: Khimiya, 1976, 200 p.
6. Petrushin N.V., Monastyrskaya E.V. Application of directional crystallization to solving problems of development and optimization of heat-resistant materials. *Materialovedenie*, 1998, no. 5, pp. 2–10.
7. Petrushin N.V., Svetlov I.L., Epishin A.I., Elyutin E.S. Development of directional solidification method to solve the problems of physical metallurgy of nickel- and cobalt-based superalloys. Part 1. *Trudy VIAM*, 2025, no. 5 (147), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 16, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-5-3-24.
8. Logunov A.V. *Heat-resistant nickel alloys for blades and disks of gas turbines*. Rybinsk: Gas turbine technologies, 2017, 854 p.
9. Epishin A., Petrushin N., Nolze G. et al. Investigation of the  $\gamma'$ -strengthened quaternary Co-based alloys Co–Al–W–Ta. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2018, vol. 49, no. 9, pp. 4042–4057. DOI: 10.1007/s11661-018-4756-3.
10. Shalin R.E., Svetlov I.L., Kachanov E.B. et al. *Single crystals of nickel heat-resistant alloys*. Moscow: Mashinostroenie, 1997, 336 p.
11. Caron P. High  $\gamma'$  solvus new generation nickel-based superalloys for single crystal turbine blade applications. *Superalloys 2000*. Minerals, Metals & Materials Society, 2000, pp. 737–746.
12. Mills K.C., Youssef Y.M., Li Z., Su Y. Calculation of thermophysical properties of Ni-based superalloys. *ISIJ International*, 2006, vol. 46, no. 5, pp. 623–632. DOI: 10.2355/isijinternational.46.623.
13. Kablov E.N., Petrushin N.V. Computer method for designing cast heat-resistant nickel alloys. *Cast heat-resistant alloys. Effect of S.T. Kishkin*. Moscow: Nauka, 2006, pp. 56–78.

14. Petrushin N.V., Elyutin E.S., Nazarkin R.M. et al. Segregation of alloying elements in directionally crystallized heat-resistant nickel alloys containing rhenium and ruthenium. *Voprosy materialovedeniya*, 2015, no. 1 (81), pp. 27–37.
15. Svetlov I.L., Petrushin N.V., Epishin A.I., Karashaev M.M., Elyutin E.S. Single crystals of nickel-based superalloys alloyed with rhenium and ruthenium (review). Part 1. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 15, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-30-50.
16. Svetlov I.L., Petrushin N.V., Epishin A.I., Karashaev M.M., Elyutin E.S. Single crystals of nickel-based superalloys alloyed with rhenium and ruthenium (review). Part 2. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), paper no. 01. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 15, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-3-22.
17. Kablov E.N. Casting heat-resistant alloys. *Mechanical engineering: encyclopedia in 40 volumes*. Moscow: Mashinostroyeniye, 2001, vol. II-3: Non-ferrous metals and alloys. Composite materials, pp. 519–552.
18. Petrushin N.V., Chabina E.B., Dyachkov L.A. Phase stability of single crystals of heat-resistant nickel alloys Ni–Al–Cr–W–Ta–Mo. *Metally*, 1996, no. 3, pp. 104–112.
19. Sato J., Omori T., Oikawa K. et al. Cobalt-base high-temperature alloys. *Science*, 2006, vol. 312, pp. 90–91. DOI: 10.1126/science.1121738.
20. Pollock T.M., Dibbern J., Tsunekane M. et al. New Co-based high-temperature alloys. *Journal of Metals*, 2010, vol. 62, no. 1, pp. 58–63. DOI: 10.1007/s11837-010-0013-y.
21. Yan H.-Yu., Vorontsov V.A., Coakley J. et al. Quaternary alloying effects and the properties for a new generation of Co-base superalloys. *Superalloys 2012: 12<sup>th</sup> International Symposium on Superalloys*. Minerals, Metals & Materials Society, 2012, pp. 705–714.
22. Bauer A., Neumeier S., Pyczak F. et al. Creep properties of different  $\gamma'$ -strengthened Co-base Superalloys. *Materials Science and Engineering A*, 2012, vol. 550, pp. 333–341.
23. Suzuki A., Pollock T.M. High-temperature strength and deformation of  $\gamma/\gamma'$  two-phase Co–Al–W-base alloys. *Acta Materialia*, 2008, vol. 56, no. 6, pp. 1288–1297.
24. Yan H.-Yu., Vorontsov V.A., Dye D. Alloying effects in polycrystalline  $\gamma'$  strengthened Co–Al–W base alloys. *Intermetallics*, 2014, vol. 48, pp. 44–53. DOI: 1-16/j.intermet.2013.10.022.
25. Tsunekane M., Suzuki A., Pollock T.M. Single-crystal solidification of new Co–Al–W-base alloys. *Intermetallics*, 2011, vol. 19, pp. 636–643. DOI: 10.1016/j.intermet.2010.12.018.
26. Petrushin N., Hvatzkiy K., Gerasimov V. et al. A single-crystal Co-base superalloy strengthened by  $\gamma'$  precipitates: structure and mechanical properties. *Advanced Engineering Materials*, 2016, vol. 17, pp. 755–756. DOI: 10.1002/adem.201500088.
27. Reed R.C. *The Superalloys. Fundamentals and Applications*. Cambridge: University Press, 2006, 372 p. DOI: 10.1017/CBO9780511541285.
28. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Petrushin N.V., Visik E.M. Single-crystal nickel-based superalloy of a new generation with low-density. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 2 (35), pp. 14–25. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-2-14-25.
29. Meher S., Nag S., Tiley J. et al. Coarsening kinetics of  $\gamma'$  precipitates in cobalt-base alloys. *Acta Materialia*, 2013, vol. 61, pp. 4266–4276. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.03.052.
30. Lorez-Galilea I., Zenk C., Neumeier S. et al. The thermal stability of intermetallic compounds in an as-cast SX Co-base superalloy. *Advanced Engineering Materials*, 2014, vol. 17, no. 6, pp. 1–7. DOI: 10.1002/adem.201400249.
31. Epishin A.I., Petrushin N.V., Link T., Nolze G., Loshinin Yu.V., Gershtein G. Study of thermal stability of the structure of cobalt heat-resistant alloy strengthened by intermetallic precipitates of the  $\gamma'$ -phase. *Deformatsiya i razrusheniye materialov*, 2015, no. 3, pp. 17–22.
32. Petrushin N.V., Elyutin E.S., Filonova E.V., Nazarkin R.M. High-gradient directional crystallization of Co–Al–W–Ta heat-resistant alloy strengthened by the  $\gamma'$ -phase Co<sub>3</sub>(Al, W). *Vestnik RFFI*, 2015, no. 1 (85), pp. 11–17.
33. Bondarenko Yu.A., Echin A.B., Surova V.A., Narsky A.R. Development of technologies and equipment for producing blades of the hot path of gas turbine engines from superalloys with directional and single-crystal structure. *Trudy VIAM*, 2023, no. 7 (125), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 15, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-7-3-14.
34. Decker R.F., Sims C.T. Metallurgy of nickel-based alloys. *Zharoprochnyye splavy*. Trans. from Engl. Moscow: Metallurgiya, 1976, pp. 39–82.

35. Vertogradsky V.A., Kovalev A.I., Loshchinin Yu.V. High-temperature thermal analysis of heat-resistant alloys. *Structural and heat-resistant materials for new technology*. Moscow: Nauka, 1977, pp. 195–201.
36. Glatzel U. *Microstructure and internal strains of undeformed and creep deformed samples of a Nickel-base superalloy*. Berlin: Verlag Dr. Köster, 1994, 80 p.
37. Nabarro F.R.N. Rafting in superalloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1996, vol. 27, no. 3, pp. 513–530. DOI: 10.1007/BF02648942.
38. Xue F., Zhou H., Chen X. et al. Creep behavior of a novel Co–Al–W-base single crystal containing Ta and Ti at 982 °C. *Eurosuperalloys 2014 – 2nd European Symposium on Superalloys and their Applications: MATEC Web of conferences*. Giens, 2014, vol. 14, p. 15002. DOI: 10.1051/mateconf/20141415002.
39. Mughrabi H. The importance of sign and magnitude of  $\gamma/\gamma'$  lattice misfit in superalloys – with special reference to the new  $\gamma'$ -hardened cobalt-base superalloys. *Acta Materialia*, 2014, vol. 81, pp. 21–29. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.08.005.
40. Epishin A.I., Petrushin N.V., Svetlov I.L. et al. Compression and oxidation testing of Co–Al–W–Ta single-crystal specimens directionally solidified with a flat front. *Mechanics of Solids*, 2024, vol. 59, no. 1, pp. 537–540. DOI: 10.1134/S0025654424602969.
41. Tomaszewska A., Oleksiak B. Microstructural characteristics of new type  $\gamma$ - $\gamma'$  Co–9Al–9W cobalt-based superalloys in as-cast state. *Metalurgiya*, 2018, vol. 57, no. 1–2, pp. 91–94.
42. Pyczak F., Bauer A., Göken M. et al. The effect of tungsten content on the properties of L1<sub>2</sub>-hardened Co–Al–W alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, vol. 632, pp. 110–115. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.01.031.
43. Mishima Y., Ochiai S., Hamao N. et al. Solid solution hardening of nickel – role of transition metal and B-subgroup solutes. *Transactions of the Japan Institute of Metals*, 1986, vol. 27, pp. 656–664. DOI: 10.2320/matertrans1960.27.656.
44. Saal J.E., Wolverson C. Energetics of antiphase boundaries in  $\gamma'$  Co<sub>3</sub>(Al,W)-based superalloys. *Acta Materialia*, 2016, vol. 103, pp. 57–62. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.10.007.
45. Epishin A., Chyrkin A., Nolze G., Midtlyng J., Mayer H.M., Petrushin N., Reimers W. Interdiffusion in the face-centered cubic phase of the Co–Al–W–Ta system between 1090 and 1240 °C. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 2018, vol. 39, pp. 176–185. DOI: 10.1007/s11669-018-0620-9.
46. Klein L., Bauer A., Neumeier S. et al. High temperature oxidation of  $\gamma/\gamma'$ -strengthened Co-base superalloys. *Corrosion Science*, 2011, vol. 53, pp. 2027–2034. DOI: 10.1016/j.corsci.2011.02.033.
47. Yan H.-Y., Vorontsov V.A., Dye D. Effect of alloying on the oxidation behavior of Co–Al–W superalloys. *Corrosion Science*, 2014, vol. 83, pp. 382–395. DOI: 10.1016/j.corsci.2014.03.002.

**Информация об авторах**

**Петрушин Николай Васильевич**, главный научный сотрудник, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Светлов Игорь Леонидович**, главный научный сотрудник, д.т.н., профессор, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Епишин Александр Игоревич**, ведущий научный сотрудник, д.ф.-м.н., ФГБУН «Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мерджанова» РАН, isman@ism.ac.ru

**Елютин Евгений Сергеевич**, ведущий инженер, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Information about the authors**

**Nikolay V. Petrushin**, Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

**Igor L. Svetlov**, Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), Professor, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

**Alexander I. Epishin**, Leading Researcher, Doctor of Sciences (Phys. & Math.), Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science RAS, isman@ism.ac.ru

**Evgeniy S. Elyutin**, Leading Engineer, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 26.12.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 17.01.2025.  
The article was submitted 26.12.2024; approved and accepted for publication after reviewing 17.01.2025.