

УДК 669.017.165:669.018.44

Н.В. Петрушин¹, Е.М. Висик¹, Е.С. Елютин¹**УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ СОСТАВА И СТРУКТУРЫ
ЛИТЕЙНОГО ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА
С МАЛОЙ ПЛОТНОСТЬЮ. Часть 1**

DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-3-3-15

Рассмотрены тенденции развития жаропрочных никелевых сплавов для литья лопаток газотурбинных авиационных двигателей. С использованием метода математического планирования эксперимента исследована долговечность поликристаллических жаропрочных никелевых сплавов типа ВЖЛ12У с переменным содержанием легирующих элементов W, Mo, Cr, Co, Ti, Nb, Hf и C при температуре 975 °С и напряжении 200 МПа. По результатам исследований построены концентрационные регрессионные модели долговечности и установлено влияние гафния на температуры γ' -солвус, плавления эвтектики $\gamma+\gamma'$, солидус и начала кристаллизации сплавов типа ВЖЛ12У.

Ключевые слова: литейные жаропрочные никелевые сплавы, математическое планирование эксперимента, долговечность, длительная прочность, плотность, фазовые превращения.

N.V. Petrushin¹, E.M. Visik¹, E.S. Elyutin¹**IMPROVEMENT OF THE CHEMICAL COMPOSITION
AND STRUCTURE OF CASTABLE NICKEL-BASE
SUPERALLOY WITH LOW DENSITY. Part 1**

The tendencies of advancement of nickel-based superalloys for casting blades of aircraft engines are considered. The durability of polycrystalline heat-resistant Nickel alloys of the VZhL12U type with variable content of alloying elements W, Mo, Cr, Co, Ti, Nb, Hf, and C at temperature 975 °C and stress 200 MPa was studied using the method of mathematical planning of the experiment. Based on the results of the research, concentration regression models of durability were constructed and the effect of Hf on the temperatures γ' -solvus, melting $\gamma+\gamma'$ eutectic, solidus and liquidus of VZhL12U-type alloys was established.

Keywords: castable nickel-base superalloys, mathematical planning of the experiment, durability, long-term strength, density, phase transformations.

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

Введение

В настоящее время в промышленности для литья поликристаллических лопаток газотурбинных двигателей используется несколько марок жаропрочных никелевых сплавов с малой плотностью ($d < 8,2$ г/см³): отечественные сплавы ВЖЛ12У, ВЖЛ12Э, ЖС6К и зарубежные сплавы IN-100, IN-731, IN-713LC и др. [1–3]. Сплавы данного типа имеют традиционную многокомпонентную систему легирования (табл. 1) и гетерофазную микроструктуру, представляющую собой никелевый γ -твердый раствор, упрочненный частицами γ' -фазы на основе интерметаллического соединения Ni₃Al в количестве 50–60% (по массе) и монокарбидами (MeC) на основе титана, ниобия или тантала в количестве 1,5–2% (по массе). Для упрочнения границ зерен в сплавы введены

микродобавки бора и циркония. Некоторые свойства литейных поликристаллических жаропрочных никелевых сплавов с малой плотностью приведены в табл. 2 [1–5].

Таблица 1

Химический состав литейных поликристаллических жаропрочных никелевых сплавов

Сплав	Содержание элементов, % (по массе)									
	C	Cr	Ti	Mo	W	Nb	Al	Co	V	Другие
ВЖЛ12У	0,17	9,5	4,5	3,1	1,4	0,75	5,3	14,0	0,7	0,04 Zr, 0,035 В, 0,02 Се
ВЖЛ12Э	0,17	9,5	2,85	3,1	1,4	0,75	5,3	9,5	0,7	0,04 Zr, 0,035 В, 0,02 Се
ЖС6К	0,16	11,3	2,4	4,0	5,0	–	5,5	4,5	–	0,04 Zr, 0,02 В, 0,02 Се
IN-100	0,18	10,0	4,7	3,0	–	–	5,5	15,0	1,0	0,06 Zr, 0,014 В
IN-713LC	0,05	12,0	0,6	4,5	–	2,0	5,9	–	–	0,1 Zr, 0,01 В
IN-731	0,18	9,5	4,6	2,5	–	–	5,5	10,0	1,0	0,06 Zr, 0,015 В

Таблица 2

Свойства литейных поликристаллических жаропрочных никелевых сплавов равноосной кристаллизации

Сплав	Плотность d , г/см ³	Температура испытания T , °С	σ_b	$\sigma_{0,2}$	δ , %	Длительная прочность σ_τ^T , МПа, при про- должительности испытания τ , ч	
						МПа	
			100	1000			
ВЖЛ12У	7,93	20	1000	850	10	–	–
		800	980	805	7	520	410
		900	780	640	7	300	200
		1000	530	400	9	140	85
		1050	400	265	8	–	–
ВЖЛ12Э	7,85	20	950	775	12,5	–	–
		800	980	805	9,0	520	410
		900	745	685	8,5	300	200
		1000	505	455	11,0	140	85
		1050	385	325	9,5	–	–
IN-100	7,7	21	1018	850	9	–	–
		760	1070	860	7	625	515
		870	885	695	6	380	255
		980	565	370	6	170	105
		1093	380	240	–	62	–
IN-713LC	8,0	21	895	750	8	–	–
		760	955	760	6	550	415
		871	750	580	14	295	205
		982	470	285	20	140	90
IN-731	7,7	21	835	725	7	–	–
		760	915	775	5	–	–
		871	750	610	4	–	–
		982	525	360	7	–	105

Проблема повышения характеристик жаропрочности этого класса материалов, как правило, решается двумя путями: применением направленной кристаллизации и совершенствованием химического состава сплавов с учетом особенностей формирования структуры при направленной кристаллизации отливок.

С точки зрения сопротивления высокотемпературной ползучести наиболее слабыми элементами структуры жаропрочных никелевых сплавов равноосной кристаллизации являются границы зерен. Разрушение в процессе высокотемпературной ползучести сплавов с такой структурой происходит по межзеренным границам, ориентированным перпендикулярно действующему растягивающему напряжению [6]. Именно это обстоятельство позволило сделать вывод о возможности значительного повышения длительной прочности жаропрочных сплавов благодаря «удалению» из структуры материала отливок поперечных составляющих границ зерен или их полному исключению [2]. Данная цель достигнута с использованием технологии направленной кристаллизации, позволившей сформировать в отливках из жаропрочных никелевых сплавов структуру, состоящую из столбчатых зерен, границы которых ориентированы вдоль направления действия растягивающих напряжений в лопатках, и тем самым повысить их служебные характеристики [7–9].

Вначале для направленной кристаллизации использовали жаропрочные никелевые сплавы с традиционной системой легирования, разработанные для литья лопаток с равноосной структурой зерен с небольшой корректировкой химического состава, связанной с дополнительным введением гафния (Hf), – сплавы марок IN-713+Hf, MAR-M200+Hf, ЖС6Ф и др. [2, 10]. Назначение гафния – устранение пластинчатой формы монокарбидов, подавление карбидных реакций типа $\gamma \rightarrow \gamma' + \text{Me}_{23}\text{C}_6/\text{Me}_6\text{C}$ по границам столбчатых зерен и предотвращение зернограничного проскальзывания при охлаждении после кристаллизации отливок сложной формы [11].

С дальнейшим развитием технологии направленной кристаллизации стало возможным получение отливок с монокристаллической структурой заданной кристаллографической ориентации [8, 12–16]. Результаты исследований механических свойств отливок монокристаллов из жаропрочных сплавов с традиционной системой легирования показали, что их прочностные характеристики почти не отличаются от характеристик прочности отливок со столбчатой структурой зерен [10–13]. К материалам, из которых изготавливают лопатки газовых турбин с направленной (столбчатой) структурой зерен и монокристаллической структурой, относятся жаропрочные никелевые сплавы марок ЖС26, ЖС26У, ЖС32 [1, 4, 17, 18], MAR-M200+Hf, MAR-M247 [2, 5] и др. Свойства некоторых из этих сплавов приведены в табл. 3.

Отсутствие в монокристаллах большеугловых границ зерен позволило исключить из состава сплавов легирующие элементы – упрочнители границ зерен (С, В, Zr и Hf), значительно повысить прочностные характеристики монокристаллов и в результате разработать несколько поколений жаропрочных никелевых сплавов специально для литья монокристаллических лопаток газовых турбин [19–26]. Монокристаллические сплавы первого поколения содержат традиционный комплекс легирующих элементов: Al, Ti, Cr, Mo, W, Co, Ta и Nb. В состав жаропрочных сплавов второго и третьего поколений вводят легирующий элемент рений (Re) в количестве 2–4 и 5–6% (по массе) соответственно. К четвертому и пятому поколениям относятся ренийсодержащие жаропрочные никелевые сплавы, дополнительно легированные рутением (Ru) в количестве 2–6% (по массе). Рений относится к остродефицитным и дорогостоящим металлам – увеличение его содержания в жаропрочных сплавах приводит к резкому возрастанию их плотности и стоимости. Поэтому большое внимание уделяется разработке экономолегированных рением монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов

[27, 28]. Одной из важнейших задач создания такого типа сплавов является снижение их плотности [29]. Из достижений в этой области следует отметить создание безуглеродистых монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов марок ВЖМ7 [30–32], LEK94 [33] и LDS-1101 [34]. Их химический состав и физико-механические свойства приведены в табл. 4 и 5. Как следует из данных, представленных в табл. 5, рассматриваемые сплавы имеют достаточно высокие показатели длительной прочности. Однако недостатком сплавов этого класса является их высокая стоимость вследствие наличия в составе дорогостоящего элемента Re.

Таблица 3

Свойства жаропрочных никелевых сплавов направленной кристаллизации

Сплав	Плотность d , г/см ³	Температура испытания T , °C	σ_b	$\sigma_{0,2}$	δ , %	Длительная прочность σ_t^T , МПа, при продолжительности испытания τ , ч	
			МПа			100	1000
Столбчатая структура зерен							
ЖС26	8,64	20	910	775	16	–	–
		900	863	824	21	380	255
		1000	677	500	20	185	105
MAR-M247	8,5	20	1035	825	8	–	–
		870	825	550	6	455	305
		980	550	345	10	185	125
Монокристаллическая структура [001]							
ЖС26	8,64	20	965	885	20	–	–
		900	945	900	13	405	255
		1000	660	620	27	190	110
MAR-M247	8,5	20	1085	855	12	–	–
		870	950	710	13	–	325
		980	–	–	–	–	125

Таблица 4

Химический состав монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов с малой плотностью

Сплав	Содержание элементов, % (по массе)								
	Al	Ta	Ti	Re	Mo	Cr	Co	W	Hf
LEK94	6,5	2,3	1,0	2,45	2,0	6,1	7,5	3,35	0,1
ВЖМ7	6,0–6,5	3,0–4,0	0,8–1,6	2,0–3,0	3,5–4,5	5,0–6,0	6,0–8,5	1,5–3,1	–
LDS-1101	6,0	6,25	–	2,95	7,1	4,7	9,85	–	–

Таблица 5

Физико-механические свойства монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов с малой плотностью [31]

Сплав	Плотность d , г/см ³	T_{Solv}	T_S	T_L	Длительная прочность, МПа			
		°C			$\sigma_t^{900^\circ}$		$\sigma_t^{1000^\circ}$	
						при продолжительности испытания τ , ч		
				100	1000	100	1000	
ВЖМ7	8,39	1279	1323	1367	430	290	220	140
LEK94	8,27	1303	1345	1406	410	265	200	130
LDS-1101	8,57	1310	1330	1411	420	300	240	150

Примечание: T_{Solv} – температура полного растворения γ' -фазы в матричном γ -твердом растворе (γ' -солвус); T_S – температура солидус; T_L – температура ликвидус.

Известно, что при литье монокристаллических лопаток газовых турбин трудно избежать образования такого ростового дефекта структуры, как малоугловые субзерна [35]. Особенно это относится к литью больsherазмерных лопаток. Поэтому важной задачей является разработка сплавов пониженной плотности специального легирования для литья монокристаллических больsherазмерных лопаток газовых турбин. С целью упрочнения неизбежно присутствующих в структуре отливок таких лопаток малоугловых границ полезно легировать сплавы небольшими добавками углерода (до 0,05% (по массе)) и бора (до 0,005% (по массе)) [36, 37].

Цель данной работы (часть 1) – экспериментальное исследование долговечности при испытании на длительную прочность поликристаллических литейных жаропрочных никелевых сплавов типа ВЖЛ12У с переменным содержанием легирующих элементов (W, Mo, Cr, Co, Ti, Nb, Hf и C), построение концентрационных регрессионных моделей долговечности и выбор системы легирования для конструирования литейного жаропрочного никелевого сплава малой плотности (не более 8,1 кг/см³) с повышенными прочностными характеристиками для производства лопаток газовых турбин со столбчатой структурой зерен и монокристаллической структурой (о сконструированном сплаве – в части 2 данной статьи).

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 9.1. «Разработка с применением математического (компьютерного) моделирования новых составов монокристаллических жаропрочных сплавов с повышенной удельной жаропрочностью» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» [38]).

Материалы и методы

Для экспериментальных исследований с целью получения регрессионных концентрационных моделей долговечности в вакуумной индукционной печи выплавлены две группы никелевых сплавов типа ВЖЛ12У системы легирования Ni–Al–Cr–Mo–W–Co–Ti–Nb–Hf–V–C (сплавы содержали также небольшие добавки Zr, B, Ce и La): первая группа – это сплавы с переменным содержанием легирующих элементов W, Mo, Cr и Co, а вторая – с переменным содержанием таких легирующих элементов, как Ti, Nb, Hf и C. Следует отметить, что одной из причин использования гафния в качестве легирующего элемента исследуемых сплавов является его известная способность уменьшать температурный интервал кристаллизации литейных жаропрочных никелевых сплавов и тем самым улучшать технологичность при литье лопаток газовых турбин [39]. После повторного вакуумного переплава из выплавленных сплавов методом равноосной кристаллизации отливали цилиндрические заготовки (диаметром 16 мм и длиной 70 мм) с равноосной структурой зерен, из которых изготавливали образцы для испытаний на длительную прочность.

Концентрации переменных легирующих элементов (переменные факторы) в сплавах задавали в соответствии с матрицей плана эксперимента индекса B_4 [40], первые 16 строк которого являются опытами плана полного факторного эксперимента (ПФЭ) второго порядка типа 2^n , где n – количество переменных факторов. Их содержание варьировали в следующих пределах, % (по массе): 1,0 и 3,0 – для W; 1,2 и 2,6 – для Mo; 7,0 и 9,0 – для Cr; 10,0 и 13,5 – для Co; 3,5 и 4,5 – для Ti; 1,0 и 3,0 – для Nb; 0,4 и 1,2 – для Hf и 0,1 и 0,2 – для C.

В табл. 6 и 7 представлены матрицы планов экспериментов индекса B_4 с расчетным содержанием переменных легирующих элементов.

Матрица плана и долговечность экспериментальных сплавов типа ВЖЛ12У с поликристаллической равноосной структурой, содержащих W, Mo, Cr и Co

Условный номер сплава	Содержание элементов, % (по массе) (матрица плана эксперимента)				Долговечность при испытании на длительную прочность τ_{200}^{975} , ч
	W	Mo	Cr	Co	
1	1,0	1,2	7,0	10,0	7,6
2	3,0	1,2	7,0	10,0	15,4
3	1,0	2,6	7,0	10,0	30,5
4	3,0	2,6	7,0	10,0	53,2
5	1,0	1,2	9,0	10,0	20,5
6	3,0	1,2	9,0	10,0	2,3
7	1,0	2,6	9,0	10,0	23,4
8	3,0	2,6	9,0	10,0	34,4
9	1,0	1,2	7,0	13,5	30,3
10	3,0	1,2	7,0	13,5	32,1
11	1,0	2,6	7,0	13,5	48,4
12	3,0	2,6	7,0	13,5	81,5
13	1,0	1,2	9,0	13,5	20,3
14	3,0	1,2	9,0	13,5	23,6
15	1,0	2,6	9,0	13,5	39,8
16	3,0	2,6	9,0	13,5	49,1
17	1,0	1,9	8,0	11,75	13,6
18	3,0	1,9	8,0	11,75	26,0
19	2,0	1,2	8,0	11,75	6,4
20	2,0	2,6	8,0	11,75	35,3
21	2,0	1,9	7,0	11,75	14,7
22	2,0	1,9	9,0	11,75	11,7
23	2,0	1,9	8,0	10,0	33,4
24	2,0	1,9	8,0	13,5	32,3
25	2,0	1,9	8,0	11,75	12,4
Дисперсия воспроизводимости \bar{S}^2					53
Примечания: 1. τ_{200}^{975} – долговечность при испытании на длительную прочность при температуре 975 °С и напряжении 200 МПа; приведены средние значения долговечности по результатам испытаний трех образцов каждого сплава. 2. Сплавы содержали также, % (по массе): 5,4 Al; 4 Ti; 1,0 Nb и 0,15 С, а также V, Zr, Се и La.					

Испытания литых поликристаллических образцов (с длиной рабочей части 25 мм и диаметром 5 мм) на длительную прочность проводили в соответствии с ГОСТ 10145–81 при температуре 975 °С и напряжении 200 МПа с определением времени до разрушения (долговечности).

Обработку данных, полученных по результатам испытаний на длительную прочность, выполняли методом множественной линейной регрессии с элементами парных взаимодействий и квадратичных членов на основе уравнения вида

$$y_k = b_0 + \sum_{i=1}^n b_i \tilde{X}_i + \sum_{i=1, j>i}^n b_{ij} \tilde{X}_i \tilde{X}_j + \sum_{i=1}^n b_{ii} \tilde{X}_i^2, \quad (1)$$

где функция отклика y_k соответствует долговечности; b_0 , b_i , b_{ij} и b_{ii} – коэффициенты регрессии; \tilde{X}_i , \tilde{X}_j – концентрации i -го и j -го элементов в сплаве.

Таблица 7

**Матрица плана и долговечность экспериментальных сплавов типа ВЖЛ12У
с поликристаллической равноосной структурой, содержащих Ti, Nb, Hf и C**

Условный номер сплава	Содержание элементов, % (по массе) (матрица плана эксперимента)				Долговечность при испытании на длительную прочность $\tau_{200}^{975^\circ}$, ч
	Ti	Nb	Hf	C	
1	3,5	1,0	0,4	0,1	34,0
2	4,5	1,0	0,4	0,1	33,2
3	3,5	3,0	0,4	0,1	20,2
4	4,5	3,0	0,4	0,1	9,1
5	3,5	1,0	1,2	0,1	62,4
6	4,5	1,0	1,2	0,1	36,5
7	3,5	3,0	1,2	0,1	31,5
8	4,5	3,0	1,2	0,1	7,5
9	3,5	1,0	0,4	0,2	39,5
10	4,5	1,0	0,4	0,2	47,8
11	3,5	3,0	0,4	0,2	28,3
12	4,5	3,0	0,4	0,2	20,5
13	3,5	1,0	1,2	0,2	40,6
14	4,5	1,0	1,2	0,2	51,5
15	3,5	3,0	1,2	0,2	30,8
16	4,5	3,0	1,2	0,2	15,9
17	3,5	2,0	0,8	0,15	45,7
18	4,5	2,0	0,8	0,15	43,5
19	4,0	1,0	0,8	0,15	38,2
20	4,0	3,0	0,8	0,15	18,6
21	4,0	2,0	0,4	0,15	36,6
22	4,0	2,0	1,2	0,15	47,0
23	4,0	2,0	0,8	0,1	33,7
24	4,0	2,0	0,8	0,2	45,5
25	4,0	2,0	0,8	0,15	48,0
Дисперсия воспроизводимости \bar{S}^2					39
Примечания: 1. $\tau_{200}^{975^\circ}$ – долговечность при испытании на длительную прочность при температуре 975 °С и напряжении 200 МПа; приведены средние значения долговечности по результатам испытаний трех образцов каждого сплава. 2. Сплавы содержали также, % (по массе): 5,4 Al; 1,0 W; 2,6 Mo; 8 Cr и 10 Co, а также V, Zr, B, Ce и La.					

Температуры фазовых превращений в сплавах, к которым относятся температуры полного растворения γ' -фазы в матричном γ -твердом растворе (γ' -солвус), плавления эвтектики $\gamma+\gamma'$, солидус и начала кристаллизации, определяли методом дифференциального термического анализа на установке ВДТА-8М (образцы диаметром 7 и длиной 7 мм нагревали с постоянной скоростью 20 °С/мин в атмосфере гелия).

Результаты и обсуждение

Концентрационная зависимость долговечности

В табл. 6 и 7 приведены полученные экспериментальные значения долговечности поликристаллических образцов всех сплавов типа ВЖЛ12У с равноосной структурой (усредненные по 3 образцам каждого сплава) при испытании на длительную прочность при температуре 975 °С и напряжении 200 МПа, а также

дисперсии воспроизводимости средних значений долговечности образцов этих сплавов для всех опытов B_4 .

В результате статистической обработки экспериментальных данных получены концентрационные зависимости долговечности сплавов типа ВЖЛ12У с равноосной структурой в виде следующих регрессионных уравнений (моделей):

$$\tau_{200}^{975^\circ} = 474,3 + 30,1\bar{X}_W + 18,8\bar{X}_{Mo} + \bar{X}_{Cr} - 2,9(\bar{X}_{Cr})^2 - 125,4\bar{X}_{Co} + 5,5(\bar{X}_{Co})^2 - 3,1\bar{X}_W\bar{X}_{Cr}, \quad \text{ч}; \quad (2)$$

$$\tau_{200}^{975^\circ} = 80,9 - 14,4\bar{X}_{Ti} - 11,2\bar{X}_{Nb} + 30,4\bar{X}_{Hf} + 46,3\bar{X}_{Ti}\bar{X}_C - 152,1\bar{X}_{Hf}\bar{X}_C, \quad \text{ч}, \quad (3)$$

где $\tau_{200}^{975^\circ}$ – долговечность (время до разрушения) при испытании на длительную прочность при температуре 975 °С и напряжении 200 МПа; \bar{X}_i – концентрации i -элементов (W, Mo, Cr, Co, Ti, Nb, Hf и C), % (по массе). Среднеквадратические отклонения \bar{S} экспериментальных значений долговечности от вычисленных по моделям (2) и (3) составляют 6,7 и 7,7 ч соответственно.

Из модели (2) следует, что вольфрам и молибден во всей исследованной области концентраций оказывают положительное влияние на долговечность сплавов типа ВЖЛ12У. Вольфрам и молибден являются эффективными γ -стабилизирующими элементами, их коэффициенты распределения между γ' - и γ -фазами <1 . Следовательно, повышенная концентрация вольфрама и молибдена в γ -твердом растворе приводит к более значительному увеличению периода кристаллической решетки γ -фазы, чем γ' -фазы. Соответственно, повышается γ/γ' -мисфит, который является важным структурным параметром, поскольку определяет эффективность дисперсионного упрочнения жаропрочных никелевых сплавов, а также термическую стабильность γ/γ' -микроструктуры при высоких температурах. Установлено, что чем больше абсолютная величина мисфита (период решетки γ -фазы больше периода решетки γ' -фазы), тем более высокое сопротивление высокотемпературной ползучести, оказываемое литейными жаропрочными никелевыми сплавами [41].

Следует отметить важные особенности влияния хрома и кобальта на долговечность сплавов типа ВЖЛ12У. Во-первых, согласно прогнозным оценкам по модели (2), положительный эффект легирования вольфрамом уменьшается при увеличении содержания хрома в сплаве. Во-вторых, при концентрациях хрома в сплаве $>8\%$ (по массе) влияние хрома на долговечность исследованных сплавов становится отрицательным (кривая 1*, рис. 1). Уменьшение долговечности сплавов типа ВЖЛ12У с повышенным содержанием хрома, по-видимому, обусловлено изменением соотношения объемных долей γ' - и γ -фаз в сторону увеличения доли γ -фазы из-за частичного растворения γ' -фазы, а также уменьшением степени упорядоченности структуры γ' -фазы [42].

Влияние кобальта на долговечность сплавов типа ВЖЛ12У также неоднозначно. Минимальные значения долговечности показывают сплавы при содержании кобальта, равном 11–12% (по массе) (кривая 2, рис. 1). При более низком или более высоком содержании кобальта в сплаве его долговечность возрастает. Закономерность влияния кобальта на долговечность может быть объяснена его сложным воздействием на структурно-фазовое состояние многокомпонентных жаропрочных сплавов, содержащих значительную долю (55–60 % (по массе)) γ' -фазы [42], к которым относятся сплавы типа ВЖЛ12У. Кобальт, как и хром, является γ -стабилизирующим элементом – его большая часть растворена в γ -твердом растворе, остальная часть входит в состав γ' -фазы,

* Здесь и далее при расчетах по моделям (2) и (3) концентрации других легирующих элементов задавали равными их средним значениям в сплаве марки ВЖЛ12У.

замещая собой никель; при этом не изменяются ни количество γ' -фазы, ни содержание в ней остальных элементов. Однако введение в многокомпонентные жаропрочные сплавы кобальта в количестве до 8–10% (по массе) понижает температуру полного растворения γ' -фазы, характеризующую термическую стабильность γ/γ' -микроструктуры сплавов [43] и, следовательно, их долговечность. В то же время при увеличении содержания кобальта до 15% (по массе) количество γ' -фазы в сплаве возрастает до 67% (по массе) [44], что способствует возрастанию долговечности сплава.

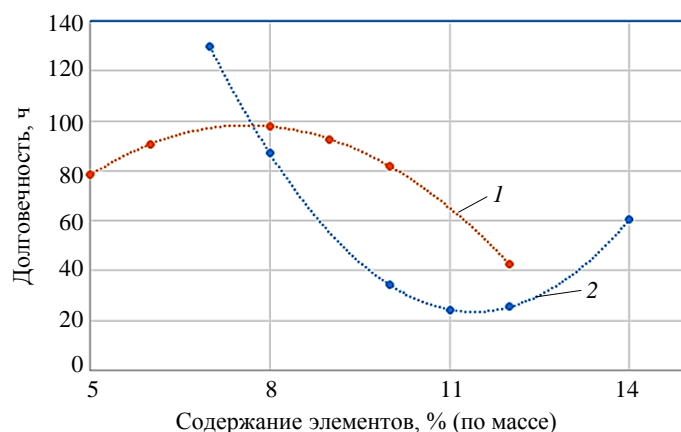


Рис. 1. Влияние хрома (1) и кобальта (2) на долговечность сплавов типа ВЖЛ12У при температуре 975 °С и напряжении 200 МПа при расчете по модели (2)

Анализ регрессионной модели (3) и зависимостей, построенных на ее основе и представленных на рис. 2, показывает, что при увеличении содержания легирующих элементов Ti, Nb и C в пределах исследованной области концентраций долговечность сплавов типа ВЖЛ12У уменьшается, а повышение содержания Hf приводит к увеличению долговечности сплавов этого типа.

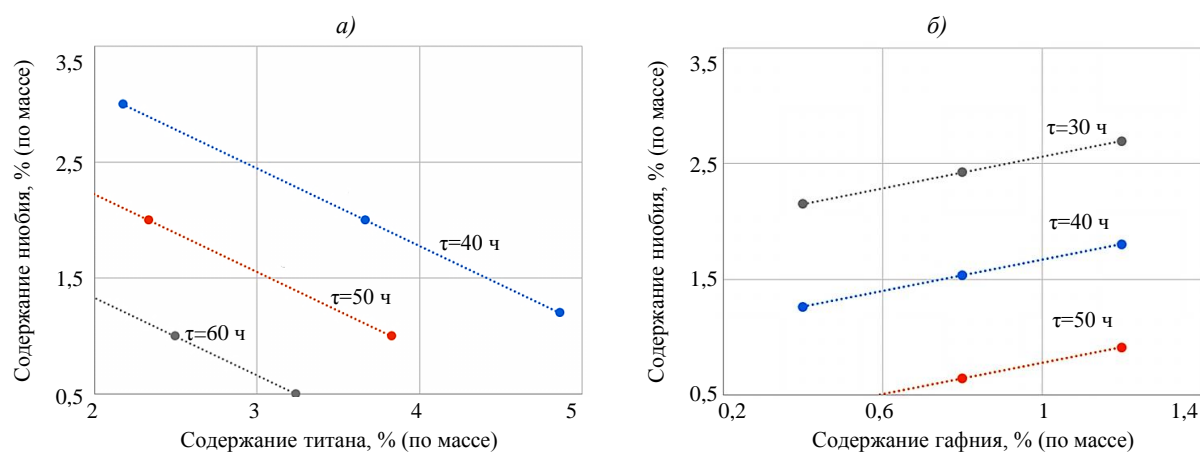


Рис. 2. Уровни долговечности (τ) сплавов типа ВЖЛ12У при температуре 975 °С и напряжении 200 МПа в зависимости от содержания ниобия и титана (а), а также ниобия и гафния (б) при расчете по модели (3)

Эффект положительного влияния гафния на долговечность исследованных сплавов, по-видимому, обусловлен изменением пластинчатой морфологической формы частиц MeC на основе титана и ниобия [(Ti, Nb)C] в результате образования

глобулярных частиц более стабильного монокарбида – на основе титана, ниобия и гафния [(Ti, Nb, Hf)C]. В результате характеристики пластичности сплавов с гафнием повышаются, способствуя увеличению их долговечности. Кроме того, увеличению долговечности также способствует (будет показано далее) более высокая температура полного растворения γ' -фазы в сплавах с добавками гафния.

Можно полагать, что установленное снижение долговечности сплавов с повышением содержания титана и ниобия, очевидно, связано с наличием в их структуре, как это видно на рис. 3, значительного количества крупных эвтектических выделений γ' -фазы, отрицательно влияющих на жаропрочные свойства никелевых сплавов [45].

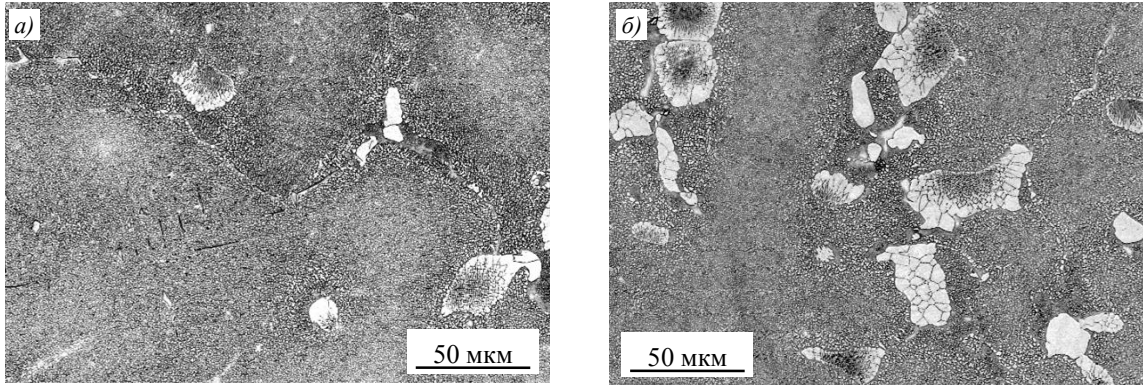


Рис. 3. Неравновесные выделения эвтектики $\gamma+\gamma'$ в сплавах типа ВЖЛ12У с различным содержанием титана и ниобия, % (по массе): 3,5 Ti и 1,0 Nb (а); 4,5 Ti и 3,0 Nb (б)

Фазовые превращения в сплавах с гафнием

Результаты дифференциального термического анализа исследуемых сплавов типа ВЖЛ12У с различным содержанием гафния представлены на рис. 4.

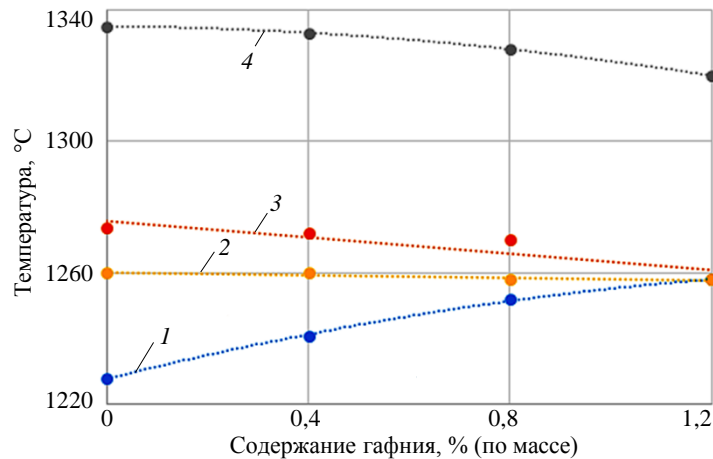


Рис. 4. Влияние гафния на температуры полного растворения γ' -фазы (1; солвус γ'), плавления эвтектики $\gamma+\gamma'$ (2), солидус (3) и начала кристаллизации (4) жаропрочных сплавов типа ВЖЛ12У

Как следует из данных, представленных на рис. 4, в пределах исследованных концентраций гафний существенно повышает температуру γ' -солвус (T_{SolV}) и незначительно понижает температуры солидус (T_{S}) и начала кристаллизации ($T_{\text{н.кр}}$) сплавов типа ВЖЛ12У. Температура плавления эвтектики $\gamma+\gamma'$ ($T_{\text{эвт}}$) и температурный

интервал кристаллизации ($\Delta T = T_{н.кр} - T_S$) не зависят от содержания гафния в исследованных сплавах. Однако такой важный технологический параметр, как температурный интервал термообработки на твердый раствор $\Delta T_{ТО} = (T_{эвт} - T_{Solv})$ («окно» термообработки), при увеличении концентрации гафния существенным образом уменьшается. Следовательно, технологически обеспечить проведение гомогенизации γ -твердого раствора сплавов типа ВЖЛ12У с гафнием без риска оплавления не представляется возможным.

Заключения

На основе результатов экспериментальных исследований построены регрессионные концентрационные модели долговечности $\tau_{200}^{975^\circ}$ литейных жаропрочных никелевых сплавов типа ВЖЛ12У с равноосной структурой системы легирования Ni–Al–Cr–Mo–W–Co–Ti–Nb–Hf–V–C.

Долговечность сплавов типа ВЖЛ12У при температуре 975 °С и напряжении 200 МПа повышается при увеличении содержания W, Mo, Hf и понижается при увеличении содержания Ti, Nb, C в исследованной области концентраций элементов. Положительный эффект легирования вольфрамом снижается при повышенном содержании в сплаве хрома. При содержании хрома в сплаве >8% (по массе) долговечность уменьшается.

Легирование сплавов типа ВЖЛ12У гафнием приводит к повышению температуры γ' -солвус и снижению температур солидус и начала кристаллизации. Температура плавления эвтектики $\gamma + \gamma'$ и температурный интервал кристаллизации не зависят от содержания гафния в исследованных сплавах.

Для достижения максимально высокого уровня характеристик длительной прочности и приемлемой технологичности при термической обработке поиск состава литейного жаропрочного никелевого сплава с малой плотностью для лопаток газовых турбин со столбчатой и монокристаллической структурой следует проводить в системе легирования Ni–Al–Cr–Mo–W–Co–Ti–Nb–V–C.

Библиографический список

1. 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.
2. Гэбб Т.П., Дрешфилл Р.Л. Свойства суперсплавов // Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок: в 2 кн. / под ред. Ч.Т. Симса, Н.С. Столоффа, У.К. Хагеля; пер. с англ. М.: Metallurgia, 1995. Кн. 2. С. 352–371.
3. Логунов А.В. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков газовых турбин. Рыбинск: Газотурбинные технологии, 2017. 854 с.
4. Каблов Е.Н., Голубовский Е.Р. Жаропрочность никелевых сплавов. М.: Машиностроение, 1998. 464 с.
5. Donachie M.J., Donachie S.J. Selection of superalloys for design // Mechanical Engineer's Handbook. 3rd ed. John Wiley & Sons. Inc., 2006. Vol. 1. P. 287–334.
6. Кишкин С.Т., Поляк Э.В. Кинетика разрушения жаропрочных сплавов в процессе ползучести // Создание, исследование и применение жаропрочных сплавов: избранные труды. М.: Наука, 2006. С. 92–105.
7. Степанов В.М., Кишкин С.Т., Чумаков В.А., Чубаров В.Г., Демонис И.М. Прогрессивные методы точного литья лопаток ГТД // Создание, исследование и применение жаропрочных сплавов: избранные труды. М.: Наука, 2006. С. 304–310.
8. Литые лопатки газотурбинных двигателей. Сплавы, технологии, покрытия / под ред. Е.Н. Каблова. 2-е изд. М.: Наука, 2006. 632 с.

9. Каблов Е.Н., Ечин А.Б., Бондаренко Ю.А. История развития технологии направленной кристаллизации и оборудования для литья лопаток газотурбинных двигателей // Труды ВИАМ. 2020. №3 (87). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 06.11.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-3-12.
10. Кишкин С.Т., Соболев Г.И., Степанов В.М. и др. Жаропрочный сплав ЖС6-Ф-НК // Создание, исследование и применение жаропрочных сплавов: избранные труды. М.: Наука, 2006. С. 277–281.
11. Росс И.В., Симс Ч.Т. Сплавы на основе никеля // Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок: в 2 кн. / под ред. Ч.Т. Симса, Н.С. Столоффа, У.К. Хагеля; пер. с англ. М.: Metallurgia, 1995. Кн. 1. С. 128–174.
12. Glenn J.R., Northwood J.E., Burwood-Smith A. Materials for gas turbines // International Metallurgical Reviews. 1975. Vol. 20. P. 1–28.
13. Quested P.N., Osgerby S. Mechanical properties of conventionally cast, directionally solidified, and single-crystal superalloys // Materials Science and Technology. 1986. Vol. 2. P. 461–475.
14. Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б., Толорайя В.Н., Гаврилин О.С. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение, 1997. 336 с.
15. Каблов Е.Н., Толорайя В.Н., Орехов Н.Г. Монокристаллические никелевые ренийсодержащие сплавы для турбинных лопаток ГТД // Металловедение и термическая обработка металлов. 2002. №7. С. 7–11.
16. Герасимов В.В. От монокристаллических неохлаждаемых лопаток к лопаткам турбин с проникающим (транспирационным) охлаждением, изготовленным по аддитивным технологиям (обзор по технологии литья монокристаллических лопаток ГТД) // Труды ВИАМ. 2016. №10 (46). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 06.11.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-10-1-1.
17. Литейный сплав на основе никеля: пат. RU 722330С; заявл. 29.12.78; опубл. 30.11.94.
18. Сплав на основе никеля: пат. RU 1412342С; заявл. 02.12.86; опубл. 30.11.94.
19. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. Никелевые жаропрочные сплавы для литья лопаток с направленной и монокристаллической структурой. Часть 1 // Материаловедение. 1997. №4. С. 32–39.
20. Хоппин Дж. С., Дейнези У.П. Будущее суперсплавов // Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок: в 2 кн. / под ред. Ч.Т. Симса, Н.С. Столоффа, У.К. Хагеля; пер. с англ. М.: Metallurgia, 1995. Кн. 2. С. 325–344.
21. Erickson G.L., Harris K. DS and SX superalloys for industrial gas turbines // Proceedings of a Conference held in Liège. Kluwer Academic Publishers, 1994. Part II: Materials for Advanced Power Engineering. P. 1055–1074.
22. Erickson G.L. A new third generation single crystal casting superalloys // Journal of Metals. 1995. Vol. 47. No. 4. P. 36–39.
23. Walston S., Cetel A., MacKay R. et al. Joint development of a fourth generation single crystal superalloy // Superalloys 2004. Minerals, Metals & Materials Society, 2004. P. 15–24.
24. Koizumi Y., Kobayashi T., Yokokawa T. et al. Development of next-generation Ni-base single crystal superalloys // Superalloys 2004. Minerals, Metals & Materials Society, 2004. P. 35–43.
25. Шеин Е.А. Тенденции в области легирования и микролегирования жаропрочных монокристаллических сплавов на основе никеля (обзор) // Труды ВИАМ. 2016. №3 (39). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.11.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-3-2-2.
26. Петрушин Н.В., Оспенникова О.Г., Светлов И.Л. Монокристаллические жаропрочные никелевые сплавы для турбинных лопаток перспективных ГТД // Авиационные материалы и технологии. 2017. №S. С. 72–103. DOI: 10.185 77/2071-9140-2017-0-S-72-103.
27. Wahl J.B., Harris K. New single crystal superalloys, CMSX-7 and CMSX-8 // Superalloys 2012. Minerals, Metals & Materials Society, 2012. P. 179–188.
28. Li J.R., Liu S.Z., Wang X.G. et al. Development of a low-cost third generation single crystal superalloy DD9 // Superalloys 2016. Minerals, Metals & Materials Society, 2016. P. 57–63.

29. Оспенникова О.Г. Тенденции создания жаропрочных никелевых сплавов низкой плотности с поликристаллической и монокристаллической структурой (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. №1 (40). С. 3–19. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-1-3-19.
30. Жаропрочный сплав на никелевой основе для монокристаллического литья: пат. RU 2439184С1; заявл. 05.10.10; опублик. 10.01.12.
31. Петрушин Н.В., Оспенникова О.Г., Висик Е.М., Рассохина Л.И., Тимофеева О.Б. Жаропрочные никелевые сплавы низкой плотности // *Литейное производство*. 2012. №6. С. 5–11.
32. 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 (35). С. 14–25. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-2-14-25.
33. Nickel-Basislegierung für die gießtechnische Herstellung einkristallin erstarrter Bauteile: пат. DE 10100790С2; filed 15.12.01; publ. 18.07.02.
34. Low density, high creep resistant single crystal superalloy for turbine airfoils: пат. US 7261783; filed 22.09.04; publ. 28.08.07.
35. Каблов Е.Н., Толорайя В.Н., Остроухова Г.А. Ростовая структура монокристаллических отливок из никелевых жаропрочных сплавов // *Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина*. М.: Наука, 2006. С. 219–245.
36. Ross E.W., O'Hara K.S. RENE N4: A first generation single crystal turbine airfoil with improved oxidation resistance, low angle boundary strength and superior long time rupture strength // *Superalloys 1996*. Minerals, Metals & Materials Society, 1996. P. 19–25.
37. Кулешова Е.А., Глезер Г.М., Петрушин Н.В. Влияние параметров структуры на служебные характеристики литейных высокожаропрочных никелевых сплавов // *Тр. Междунар. науч.-техн. конф. «Научные идеи С.Т. Кишкина и современное материаловедение»* (г. Москва, 25–26 апр. 2006 г.). М.: ВИАМ, 2006. С. 200–211.
38. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
39. Луковкин А.И., Панкратов В.А., Петрушин Н.В. и др. Влияние циркония и гафния на длительную прочность и трещиностойчивость никелевых сплавов с повышенным содержанием вольфрама // *Авиационная промышленность*. 1984. №12. С. 53–56.
40. Должанский Ю.М., Строганов Г.Б., Шалин Р.Е. Оптимизация свойств машиностроительных материалов с использованием ЭВМ. М.: Изд-во МО СССР, 1980. 395 с.
41. Петрушин Н.В., Игнатова И.А., Логунов А.В. и др. Исследование размерного несоответствия периодов кристаллических решеток γ - и γ' -фаз на характеристики жаропрочности дисперсионно-твердеющих никелевых сплавов // *Известия АН СССР. Сер.: Металлы*. 1981. №6. С. 153–159.
42. Лашко Н.Ф., Заславская Л.В., Козлова М.Н. и др. Физико-химический фазовый анализ сталей и сплавов. М.: Металлургия, 1978. 336 с.
43. Петрушин Н.В., Логунов А.В., Кишкин С.Т. и др. Исследование закономерностей изменения физико-механических свойств и структурной стабильности никелевых жаропрочных сплавов // *Авиационные материалы*. М.: ВИАМ, 1983. Вып.: Теплофизические исследования жаропрочных сплавов и теплозащитных покрытий. С. 17–30.
44. Морозова Г.И. Физико-химический фазовый анализ в исследовании жаропрочных никелевых сплавов // *Труды Междунар. науч.-техн. конф. «Научные идеи С.Т. Кишкина и современное материаловедение»* (г. Москва, 25–26 апр. 2006 г.). М.: ВИАМ, 2006. С. 160–168.
45. Бокштейн С.З., Игнатова И.А., Болберова Е.В., Кишкин С.Т., Разумовский И.М. Влияние несоответствия параметров решеток фаз на диффузионную проницаемость межфазных границ // *Физика металлов и металловедение*. 1985. Т. 59. Вып. 5. С. 936–942.