

Научная статья

УДК 669.018.44:669.245

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-9-3-18

ВЛИЯНИЕ ПЕРЕМЕННОГО СОДЕРЖАНИЯ СЕРЫ НА ЖАРОСТОЙКОСТЬ ЛИТЕЙНОГО ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ВЖМ200

П.Г. Мин¹, В.Е. Вадеев¹, Р.В. Санкин¹, Д.А. Чемов¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Исследовано влияние примеси серы на жаростойкость при температуре 1000 °С в течение 500 ч литейного жаропрочного гафнийсодержащего никелевого сплава ВЖМ200. Установлено, что при повышенном содержании серы жаростойкость сплава снижается, а с увеличением ее содержания с 0,0038 до 0,0130 % (по массе) наблюдается замедление процесса высокотемпературного окисления. Это обусловлено тем, что сера концентрируется в составе карбидов на основе гафния, тем самым снижается ее диффузия из объема на поверхность материала, что предотвращает разрушение образующейся оксидной пленки.

Ключевые слова: сопротивление газовой коррозии, суперсплав, поверхностное окисление, рабочие лопатки, структура, сера, примесь

Для цитирования: Мин П.Г., Вадеев В.Е., Санкин Р.В., Чемов Д.А. Влияние переменного содержания серы на жаростойкость литейного жаропрочного никелевого сплава ВЖМ200 // Труды ВИАМ. 2025. № 9 (151). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-9-3-18.

Scientific article

THE INFLUENCE OF VARIABLE SULFUR CONTENT ON THE HIGH-TEMPERATURE RESISTANCE OF CAST HEAT-RESISTANT NICKEL ALLOY VZhM200

P.G. Min¹, V.E. Vadeev¹, R.V. Sankin¹, D.A. Chemov¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. The paper studies the influence of sulfur impurity on the high-temperature resistance at $T = 1000$ °C for 500 hours of cast heat-resistant hafnium-containing nickel alloy VZhM200. It has been found that with the increase of the sulfur content, the high temperature resistance of the alloy decreases, and with the increase of its content from 0,0038 to 0,0130 wt. %, a slowdown in the high-temperature oxidation process is observed. This is due to the fact that sulfur is concentrated in the composition of hafnium-containing carbides, thereby reducing its diffusion from the volume to the surface of the material, which prevents the destruction of the forming oxide layer.

Keywords: gas corrosion resistance, superalloy, surface oxidation, blades, structure, sulfur, impurity

For citation: Min P.G., Vadeev V.E., Sankin R.V., Chemov D.A. The influence of variable sulfur content on the high-temperature resistance of cast heat-resistant nickel alloy VZhM200. *Trudy VIAM*, 2025, no. 9 (151), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-9-3-18.

Введение

Жаростойкость (сопротивление газовой коррозии) является одной из важнейших эксплуатационных характеристик жаропрочных никелевых сплавов, применяемых для изготовления деталей горячего тракта газотурбинных двигателей. Материал рабочих лопаток современных газотурбинных двигателей эксплуатируется при температурах 1100–1150 °С, а температура газа на входе в турбину достигает 1800–1850 К [1]. В таких условиях способность материала противостоять воздействию внешней окислительной среды в значительной мере определяет надежность и ресурс изделий, поскольку утонение стенки лопатки за счет поверхностного окисления приводит к снижению ее несущей способности и, как следствие, ее преждевременному разрушению во время эксплуатации двигателя.

Защитные покрытия, наносимые на поверхность турбинных лопаток, предназначены для исключения прямого взаимодействия материала лопатки с агрессивной внешней средой. Это позволяет защитить поверхность детали от диффузионного насыщения вредными элементами, обеспечивая высокие эксплуатационные свойства материала [2–5]. Однако при повреждении покрытия основной материал лопатки турбины вступает в контакт с горячим газом, поэтому обеспечение высокого сопротивления сплава высокотемпературному окислению является неперенным условием надежности эксплуатируемых лопаток в составе изделия.

Жаростойкость в первую очередь определяется системой легирования сплава, при разработке которой также учитывают требования к его структурной стабильности, жаропрочности и иным механическим характеристикам. Поэтому возможности повышения жаростойкости сплава путем увеличения содержания положительно влияющих на данную характеристику элементов (алюминия, хрома, иттрия, лантана, церия [6–12]) ограничены.

В ряде зарубежных работ отмечается отрицательное влияние примесей, в частности серы, даже при содержании на уровне нескольких ppm (1 ppm = 0,0001 % (по массе)), на стойкость защитных покрытий к высокотемпературному окислению и сульфидной коррозии [13–23]. В некоторых отечественных публикациях [24, 25] приведены результаты исследований по влиянию серы на жаростойкость отечественных жаропрочных никелевых сплавов как без покрытия, так и с покрытием. Установлено, что при повышении содержания в сплаве серы >1 ppm ухудшается адгезия защитного покрытия к основному металлу за счет диффузии серы в покрытие [24]. При отсутствии покрытия сера диффундирует на поверхность образца и разрушает защитную оксидную пленку, образующуюся из основного материала [24, 25].

Сера, являясь одной из наиболее вредных примесей в литейных жаропрочных никелевых сплавах, имеет низкую растворимость в никеле и образует на границах зерен и межфазных границах легкоплавкую эвтектику с никелем с температурой плавления ~650 °С. Неметаллические включения в виде сульфидов с компонентами сплавов являются концентраторами напряжений, инициирующими зарождение трещин при эксплуатации деталей, и ухудшают механические характеристики сплавов, такие как длительная прочность, пластичность и сопротивление усталости [26–28].

В связи с этим важное значение имеет изучение влияния серы на жаростойкость новых материалов, которые значительно отличаются химическим составом от разработанных ранее сплавов. Например, сплав ВЖМ200 [29], разработанный для импортозамещения сплава DS200 Hf [30–32] и внедренный в конструкцию газотурбинного двигателя ПД-8 [33–41], превосходит по содержанию гафния (до 2 % (по массе)) остальные отечественные литейные жаропрочные никелевые сплавы. В научно-технических литературных источниках отсутствуют сведения о влиянии серы на жаростойкость сплавов со схожей системой легирования и об образующихся соединениях с серой.

Цель данной работы – исследование влияния переменного содержания серы на стойкость литейного жаропрочного никелевого сплава ВЖМ200 к высокотемпературной газовой коррозии.

Материалы и методы

В качестве объекта исследования выбран жаропрочный никелевый сплав ВЖМ200 (табл. 1) [42], применяемый для литья рабочих лопаток с направленной структурой турбины низкого давления перспективного газотурбинного двигателя ПД-8.

Таблица 1

Содержание легирующих элементов и микродобавок в литейном жаропрочном никелевом сплаве ВЖМ200 [18]

Содержание элементов, % (по массе)													
Ni	C	Cr	Co	W	Al	Ti	Nb	Hf	B	Zr	La	Ce	Ca
Основа	0,08– 0,14	8,0– 10,0	9,0– 11,0	11,5– 12,5	4,75– 5,25	1,75– 2,25	0,75– 1,25	1,5– 2,0	0,01– 0,02	≤0,05	≤0,05	≤0,05	≤0,005

Выплавку сплава проводили по стандартной технологии в промышленной вакуумной индукционной печи с тиглем емкостью 350 кг. Разливку металла осуществляли в стальные трубы Ø90 мм. Полученные литые прутковые заготовки после механической обработки переплавляли на установке направленной кристаллизации УВНК-9 [43–47] с заливкой в керамические блоки, в которые установлены поликристаллические затравки с кристаллографической ориентацией каждого зерна в направлении, близком к <001> (работы по литью заготовок сплава ВЖМ200 выполнены Е.М. Висик). Для получения переменного содержания серы при литье в тигель вводили различное ее количество в виде лигатуры FeS. Содержание серы определяли инфракрасным методом с применением усовершенствованной методики, изложенной в работе [48] (газовый анализ серы выполнен Т.Н. Пахомкиной). Содержание серы в испытанных образцах и образовавшейся окалине также контролировали инфракрасным методом с использованием газоанализатора. Расчетное и фактическое содержание серы в каждой плавке приведено в табл. 2.

Таблица 2

Содержание серы в литейном жаропрочном никелевом сплаве ВЖМ200

Значение	Содержание серы, % (по массе), в плавке			
	1	2	3	4
Расчетное	–	0,005	0,01	0,02
Фактическое	0,0002	0,0038	0,0067	0,0130

Для испытаний на жаростойкость изготовили 12 образцов (диаметром 10 мм, длиной 20 мм) – по три образца от каждой из четырех плавки. Перед проведением испытаний цилиндрические образцы в литом состоянии измеряли микрометром и рассчитывали площадь поверхности образца. Далее их обезжировали в этиловом спирте и взвешивали на аналитических весах с точностью ±0,0001 г, после чего помещали в керамические тигли на основе оксида алюминия. Жаростойкость определяли по методу увеличения массы образцов в соответствии с ГОСТ 6130–71 «Методы определения жаростойкости»: после выдержки образцов в печи (в атмосфере воздуха) в течение заданного времени при постоянной температуре.

Исследования структуры, локального элементного состава микроструктуры сплава в литом и термически обработанном состояниях и поверхности образцов после испытаний проводили электронно-зондовым микроанализом, который выполнен Е.Б. Чабиной на растровом электронном микроскопе, оснащенный энергодисперсионным спектрометром (контраст изображения структуры в отраженных электронах определялся средним атомным номером фазы: чем больше атомный номер, тем светлее исследуемый участок).

Количественный фазовый состав окалины с образцов после испытаний определяли с помощью рентгеноструктурного анализа, выполненного П.Н. Медведевым на

рентгеновском дифрактометре в монохроматическом $\text{Cu } K_{\alpha}$ -излучении в геометрии Брэгга–Брентано, в диапазоне углов $2\theta = 15\div 80$ градусов с шагом $\Delta 2\theta = 0,016$ градуса и выдержкой 40 с. Расшифровка дифрактограмм проведена с помощью специализированной программы. Количественный фазовый анализ выполнен полнопрофильным методом Ритвельда.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Результаты и обсуждение

Исследования жаростойкости проводили при температуре 1000 °С, общее время испытаний составило 500 ч. Измерение массы образцов с тиглями проводили после очередного цикла: каждые 20 ч до момента достижения общего времени испытаний 100 ч и затем каждые 100 ч до завершения испытаний. Средние значения (по каждой плавке) изменения массы образцов до и после испытаний, а также величина массы образовавшейся окалины приведены в табл. 3.

Таблица 3

Массы (M) образцов и образовавшейся окалины после испытаний на жаростойкость при температуре 1000 °С

Плавка	[S] в исходном металле, % (по массе)	$M_{\text{обр}}$ начальная, г	$M_{\text{обр}}$ конечная, г	$\Delta M_{\text{обр}}$, г	$M_{\text{окалины}}$, г
1	0,0002	13,3842	13,4022	0,0180	0,0021
2	0,0038	13,3055	11,0213	-2,2841	3,0884
3	0,0067	13,3687	12,3258	-1,0429	1,3777
4	0,0130	13,3501	13,3482	-0,0019	0,0355

Для анализа влияния переменного содержания серы на жаростойкость сплава ВЖМ200 на основании полученных результатов рассчитано среднее значение жаростойкости после каждого цикла испытаний. Критерием ее оценки является удельное изменение массы образцов в процессе испытаний по сравнению с начальной, отнесенное к исходной площади образца ($\text{г}/\text{м}^2$). По обработанным данным построена зависимость удельного изменения массы образцов сплава ВЖМ200 с различным содержанием серы от продолжительности испытаний. Результаты испытаний на жаростойкость при температуре 1000 °С представлены на рис. 1.

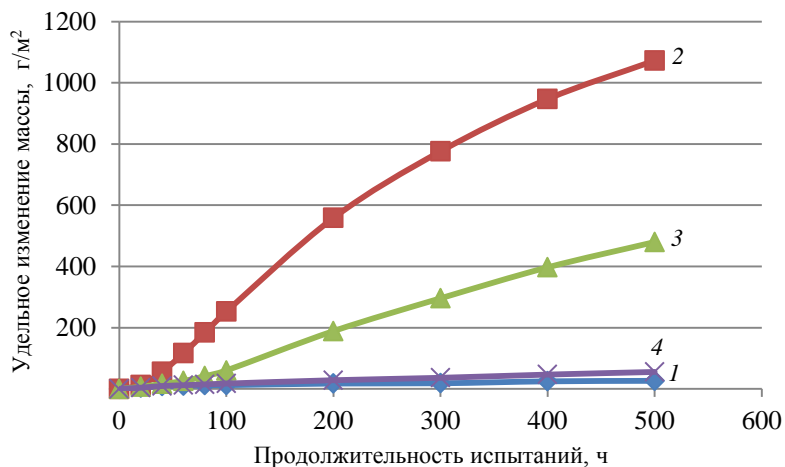


Рис. 1. Зависимости удельного изменения массы образцов из сплава ВЖМ200 с переменным содержанием серы от продолжительности испытаний на изотермическую жаростойкость при температуре 1000 °С, % (по массе): 0,0002 (1); 0,0038 (2); 0,0067 (3) и 0,0130 (4)

Видно, что удельное изменение массы всех образцов увеличивается в течение всех циклов испытаний. В сплаве (плавка 1) с наименьшим содержанием серы (0,0002 % (по массе)) получены минимальные значения удельного изменения массы относительно исходного состояния, а сплавы с содержанием серы 0,0038 (плавка 2), 0,0067 (плавка 3) и 0,0130 % (по массе) (плавка 4) подтверждают отрицательное влияние данной примеси на стойкость материала к высокотемпературному окислению. Значения удельного изменения массы образцов плавки 4 с содержанием серы 0,0130 % (по массе) получены значительно меньше, чем в плавках с содержанием серы 0,0038 (2) и 0,0067 % (по массе) (3), при этом наибольшие значения получены в плавке с содержанием серы 0,0038 % (по массе). Таким образом, стойкость сплава ВЖМ200 к высокотемпературному окислению не имеет прямой зависимости от содержания серы.

На основании данных табл. 3 построена гистограмма (рис. 2), описывающая среднее изменение массы образцов каждой плавки и массу образовавшейся окалины по завершении испытаний. От каждой плавки сплава ВЖМ200 с различным содержанием серы отобран один из образцов и сделан его снимок (рис. 3) для анализа внешнего вида образцов после испытаний на жаростойкость.

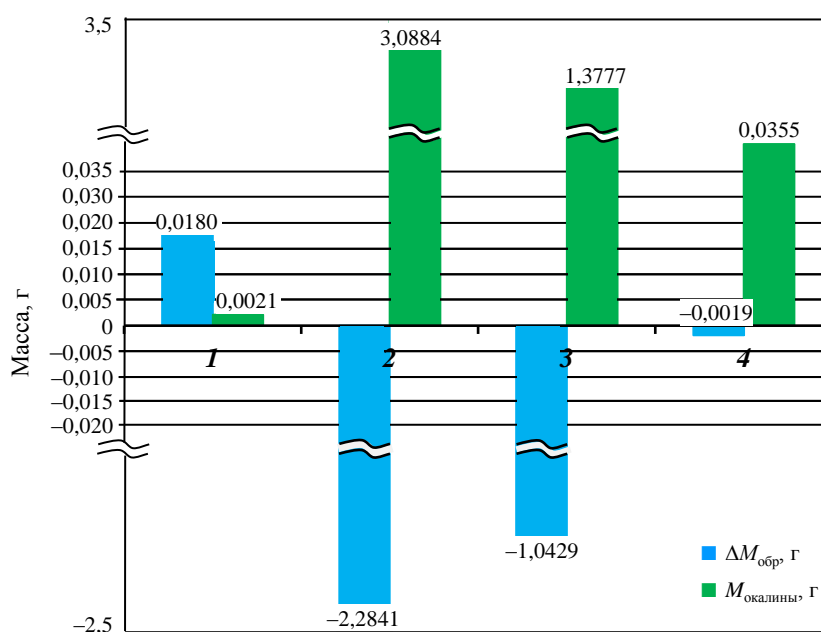


Рис. 2. Гистограмма изменения массы образцов и образования окалины после испытаний на жаростойкость при температуре 1000 °С, % (по массе): 0,0002 (1); 0,0038 (2); 0,0067 (3) и 0,0130 (4)

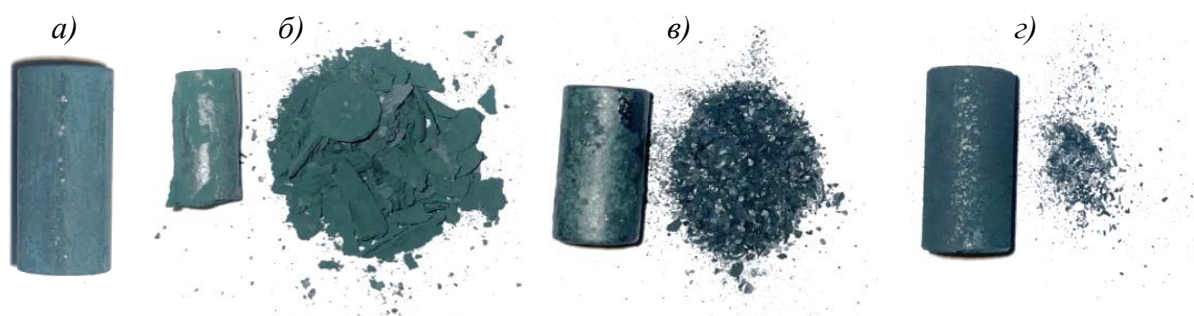


Рис. 3. Внешний вид образцов с переменным содержанием серы после испытаний на жаростойкость при температуре 1000 °С, % (по массе): 0,0002 (1); 0,0038 (2); 0,0067 (3) и 0,0130 (4)

Из данных, представленных на гистограмме (рис. 2), видно, что изменение массы и количество образовавшейся окалины в плавке 1 с содержанием серы 0,0002 % (по массе) не превысило десятых долей (0,0021 и 0,0180 г соответственно). При этом, в отличие от образцов других плавов, наблюдается прирост массы образцов. На снимках (рис. 3) видно, что на поверхности всех испытанных образцов наблюдаются признаки окисления в виде потемнений и образования окалины. Поверхность образца из сплава плавки 1 с содержанием серы 0,0002 % (по массе) подверглась минимальным изменениям, окалина с него практически не осыпалась, что объясняет прирост массы. Образец плавки 4 с наибольшим содержанием серы (0,0130 % (по массе)) также не испытал критических изменений массы, однако с поверхности данного образца образовалось небольшое количество окалины, состоящей из мелкодисперсных частиц (рис. 3, з). Образцы сплава с содержанием серы 0,0038 (плавка 2) и 0,0067 % (по массе) (плавка 3) в ходе испытаний подверглись значительному разрушению оксидной пленки. Это подтверждается изменением массы образцов, значительно превосходящим изменение массы образцов плавов 1 и 4. Наибольшее значение данного параметра (–2,2841 г) наблюдается у образца с содержанием серы 0,0038 % (по массе), что в 2 раза превосходит значение для образца плавки 3 (–1,0429 г), в котором исходное содержание серы (0,0067 % (по массе)) больше в 1,8 раза. По количеству образовавшейся окалины (рис. 3) видно, что на образце из сплава ВЖМ200 с содержанием серы 0,0038 % (по массе) процесс окисления происходил активнее, чем на других образцах. Образованная окалина представляет собой в основном крупные куски чешуйчатой формы. Окалина сплава ВЖМ200 с содержанием серы 0,0067 % (по массе) имеет более рассыпчатую форму и включает частицы различного размера.

На микрошлифах, подготовленных в плоскости поперечного сечения образцов, проведены исследования микроструктуры основного материала и образовавшегося оксидного слоя (рис. 4).

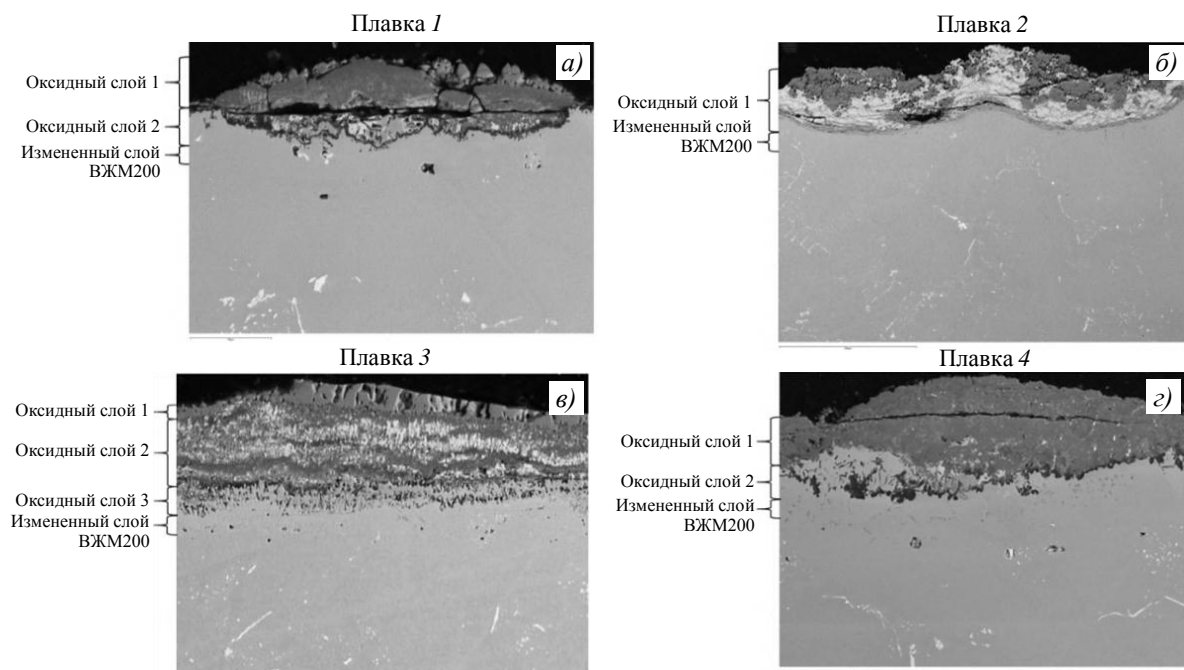


Рис. 4. Структуры ($\times 500$) образцов из сплава ВЖМ200 после испытаний на жаростойкость при температуре 1000 °С с переменным содержанием серы, % (по массе): 0,0002 (а); 0,0038 (б); 0,0067 (в) и 0,0130 (з)

При исследовании методом электронно-зондового микроанализа определен локальный элементный состав образовавшегося оксидного слоя и измененного слоя на поверхности образцов из сплава ВЖМ200 с переменным содержанием серы после испытаний на жаростойкость (табл. 4).

Таблица 4

Химический состав оксидного слоя и измененного слоя на поверхности основного материала испытанных образцов

Место измерения		Содержание элементов, % (по массе)								
		O	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Hf	W
Образец плавки 1 (содержание серы 0,0002 % (по массе))										
Оксидный слой	Измерение 1	29,0	3,3	5,3	30,2	6,7	16,5	3,6	1,7	3,7
	Измерение 2	26,7	18,6	2,3	7,2	2,4	25,7	1,3	Н/о	15,9
Измененный слой сплава ВЖМ200		Н/о	1,8	1,0	8,4	11,3	64,0	Н/о	Н/о	13,6
Образец плавки 2 (содержание серы 0,0038 % (по массе))										
Оксидный слой	Измерение 1	19,9	3,7	1,5	6,5	6,7	35,2	Н/о	Н/о	26,5
Измененный слой сплава ВЖМ200		Н/о	3,7	1,5	7,2	10,2	64,9	Н/о	Н/о	12,6
Образец плавки 3 (содержание серы 0,0067 % (по массе))										
Оксидный слой	Измерение 1	16,2	Н/о	Н/о	0,8	7,4	75,7	Н/о	Н/о	Н/о
	Измерение 2	22,9	5,7	2,5	11,5	6,7	30,9	Н/о	Н/о	19,7
	Измерение 3	8,7	10,7	1,1	1,8	2,7	65,4	Н/о	Н/о	9,7
Измененный слой сплава ВЖМ200		Н/о	1,4	0,5	4,4	8,4	72,8	Н/о	Н/о	12,5
Образец плавки 4 (содержание серы 0,0130 % (по массе))										
Оксидный слой	Измерение 1	25,8	4,3	2,9	26,2	11,2	23,6	2,7	1,2	2,2
	Измерение 2	16,1	28,0	0,5	0,6	6,0	39,1	Н/о	Н/о	9,8
Измененный слой сплава ВЖМ200		Н/о	1,7	0,2	5,4	11,3	67,2	Н/о	Н/о	14,3
Примечание. Н/о – не обнаружено.										

Видно, что на поверхности образцов из сплава ВЖМ200 с переменным содержанием серы под оксидным слоем образован измененный слой, характеризующийся меньшим по сравнению с основным металлом содержанием хрома и алюминия. Оксидный и измененный слой углеродсодержащего сплава ВЖМ200 с переменным содержанием серы не содержит сульфиды титана в отличие от безуглеродистого сплава ЖС36 [49], система легирования которого также включает титан. При этом также не обнаружено других фаз, содержащих серу. Поверхность испытанных образцов из сплава ВЖМ200 с содержанием серы 0,0002 и 0,0130 % (по массе) обладает схожим химическим составом оксидного и измененного слоев от основного материала. Оксидный слой (темные участки на рис. 4, а, з) данных образцов состоит преимущественно из хрома и содержит другие легирующие элементы, включая гафний и ниобий; более светлые участки оксидного слоя состоят преимущественно из алюминия. По-видимому, этот слой предотвращает дальнейшее окисление основного материала. На поверхности образцов из сплава ВЖМ200 с содержанием серы 0,0038 и 0,0067 % (по массе) оксидный слой такого химического состава не обнаружен. В оксидном слое, образовавшемся на металле этих плавок, наблюдается снижение содержания хрома и алюминия, отсутствуют такие элементы, как гафний и ниобий. Он также имеет визуальные отличия

(серые и светлые участки на рис. 4, б, в). Поверхность образца из сплава ВЖМ200 с содержанием серы 0,0038 % (по массе) подверглась наиболее значительному высокотемпературному окислению в ходе испытаний и обладает наиболее тонким оксидным слоем.

Учитывая отсутствие серы по результатам электронно-зондового анализа оксидного и измененного слоя на поверхности испытанных образцов из сплава ВЖМ200 с переменным содержанием серы, методом газового анализа определено остаточное содержание серы в испытанных образцах и образовавшейся окалине. Испытания окалины образцов с содержанием серы 0,0002 и 0,0130 % (по массе) не проводились ввиду того, что количество образовавшейся окалины оказалось недостаточным для проведения исследований (табл. 5).

Таблица 5

Остаточное содержание серы в образцах из сплава ВЖМ200

Место измерения		Содержание серы, % (по массе), в плавке			
		1	2	3	4
Образцы	до испытаний	0,0002	0,0038	0,0067	0,0130
	после испытаний	0,0002	0,0059	0,0082	0,0123
Окалина		–	0,0021	0,0018	–

Видно, что содержание серы в образцах из сплава с минимальной концентрацией серы (0,0002 % (массе)) после проведения испытаний не изменилось, содержание серы в образцах из сплава с максимальным содержанием серы (0,0130 % (массе)) после испытаний практически не изменилось и составило 0,0123 % (массе). На исходных образцах из сплава ВЖМ200 с содержанием серы 0,0038 и 0,0067 % (массе) после испытаний содержание серы увеличилось до 0,0059 и 0,0082 % (массе) соответственно. При этом в окалине, образовавшейся в процессе испытаний данных образцов, содержание серы составило 0,0021 и 0,0018 % (массе) соответственно и не коррелирует с исходным содержанием. Это объясняется тем, что какая-то часть серы переходит в окалину, а другая часть, по-видимому, удаляется с поверхности в газообразном состоянии – основная ее часть остается в сплаве. С учетом того, что на данных образцах образовалось значительное количество окалины, это привело к уменьшению массы образцов после испытаний и повышению концентрации серы.

Количественное содержание фаз в образовавшейся окалине сплава ВЖМ200 с переменным содержанием серы, определенное методом рентгеноструктурного анализа, приведено в табл. 6.

Таблица 6

Количественный фазовый анализ окалины с образцов после испытаний на жаростойкость

Плавка	Содержание серы, % (по массе)	Содержание фазы в окалине, % (по массе)			
		NiO	NiWO ₄	CoCo ₂ O ₄	HfO ₂
2	0,0038	55,9	10,6	32,5	1,0
3	0,0067	57,9	11,0	30,3	0,8
4	0,013	56,7	6,0	36,1	1,2

Анализ качественного фазового состава окалины с образцов сплава ВЖМ200 с содержанием серы 0,0038; 0,0067 и 0,0130 % (по массе) идентичен: основная фаза – оксид NiO, также присутствуют оксид NiWO₄, шпинель (Al, Co, Cr)₂(Ni, Co, Cr)O₄

(структурный тип Al_2MgO_4) и моноклинный оксид HfO_2 . Содержание шпинели рассчитано по структурным данным фазы $CoCo_2O_4$. При этом соединения с серой не обнаружены.

Согласно проведенным исследованиям основная часть серы после испытаний на жаростойкость сплава ВЖМ200 при температуре $1000\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 500 ч остается в металле. Поэтому проведены исследования микроструктуры сплава с минимальным 0,0002 и максимальным 0,0130 % (по массе) содержанием серы (рис. 5). В табл. 7 приведен локальный элементный состав карбидов в сплаве ВЖМ200 с содержанием серы 0,0002 и 0,0130 % (по массе) в литом и термообработанном состояниях.

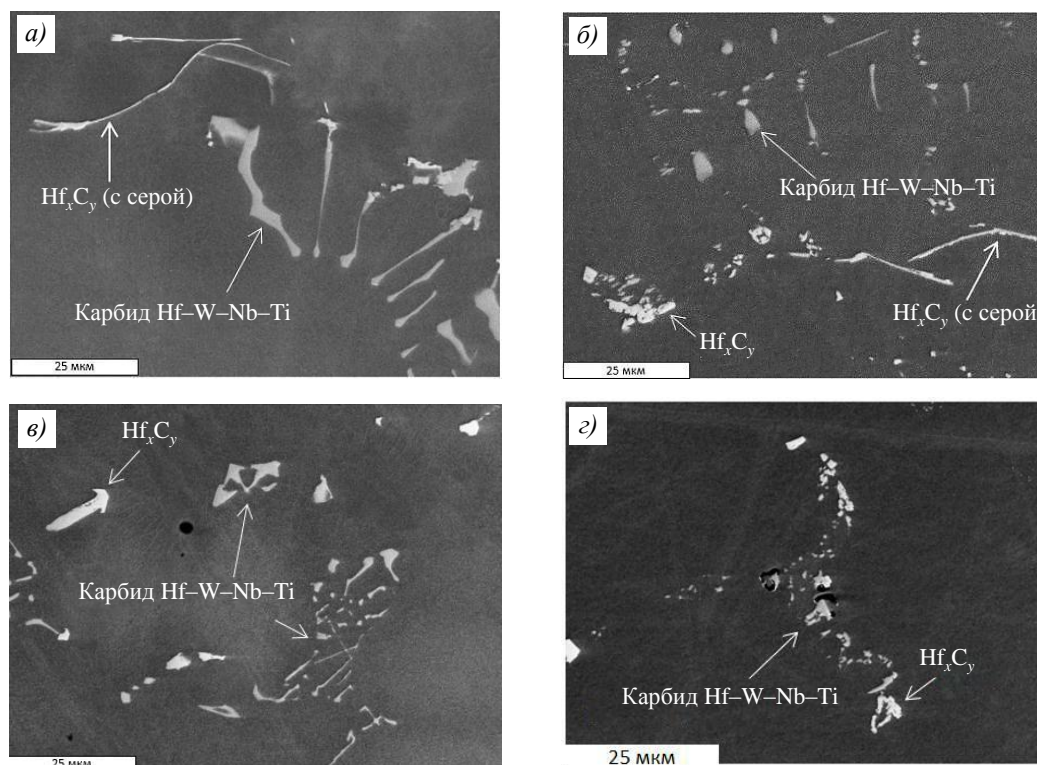


Рис. 5. Морфология карбидов гафния в сплаве ВЖМ200 с содержанием серы 0,0130 (а, б) и 0,0002 % (по массе) (в, з) в литом состоянии (а, в) и после термической обработки (б, з)

Таблица 7

Локальный элементный состав карбидов в сплаве ВЖМ200

Содержание серы, % (по массе)	Состояние образца	Состав карбида	Содержание элементов, % (по массе)							
			Al	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Hf	W
0,0130	Литой	На основе гафния*	Н/о	5,3	1,5	1,9	13,6	10,3	50,9	4,7
		Hf-W-Nb-Ti	Н/о	15,9	0,6	0,7	3,7	20,3	24,0	22,3
	После ПТО	На основе гафния*	Н/о	7,6	1,8	2,3	11,8	7,9	53,1	2,9
		W-Ti-Nb-Hf	Н/о	17,8	2,0	1,7	9,9	16,1	10,5	32,0
0,0002	Литой	На основе гафния	Н/о	2,7	0,3	Н/о	3,6	9,7	63,0	10,9
		W-Nb-Ti-Hf	Н/о	19,1	0,8	0,6	3,8	20,1	15,6	27,8
	После ПТО	На основе гафния	Н/о	2,4	0,5	0,7	3,9	11,0	65,4	5,4
		W-Nb-Ti-Hf	Н/о	16,6	1,6	1,5	8,2	18,9	15,5	25,3

* Содержит углерод и до 5,4 % (по массе) серы.

Примечание. Н/о – не обнаружено, ПТО – полная термическая обработка.

В сплаве ВЖМ200 с максимальным (0,0130 % (по массе)) и минимальным (0,0002 % (по массе)) содержанием серы обнаружены карбиды двух составов: на основе гафния и на основе вольфрама, ниобия, титана и гафния (рис. 5). Карбиды второго состава имеют незначительные количественные различия. В сплаве ВЖМ200 с максимальным содержанием серы данная примесь обнаружена в составе некоторых карбидов на основе гафния как в литом, так и в термически обработанном состояниях (рис. 5, *a, б*). При этом состав и морфология карбидов сохраняются после проведения полной термической обработки. В сплаве с минимальным содержанием серы карбиды гафния различного состава не включают данную примесь (рис. 5, *в, г*). Карбиды на основе гафния в сплаве с содержанием серы 0,0130 % (по массе) характеризуются повышенным содержанием титана и ниобия по сравнению со сплавом с содержанием серы 0,0002 % (по массе). В карбидах данного состава после полной термической обработки наблюдается снижение содержания вольфрама.

Таким образом, проведенные исследования показывают, что повышенная стойкость сплава ВЖМ200 к высокотемпературному окислению получена в металле с содержанием серы 0,0002 и 0,0130 % (по массе) относительно металла с содержанием серы 0,0038 и 0,0067 % (по массе), а минимальная жаростойкость – в сплаве с содержанием серы 0,0038 % (по массе). При этом в сплаве с содержанием серы 0,0002 % (по массе) соединения с данной примесью не образуются, тогда как в сплаве с содержанием серы 0,0130 % (по массе) обнаружены карбиды на основе гафния, которые содержат до 5,4 % (по массе) серы. Это свидетельствует о том, что при определенной концентрации серы в сплаве ВЖМ200 она входит в состав гафнийсодержащих карбидов, что не позволяет ей активно диффундировать на поверхность материала и разрушать образующийся оксидный слой.

Заключения

Результаты испытаний на жаростойкость гафнийсодержащего сплава ВЖМ200 с переменным содержанием серы показывают, что наибольшим сопротивлением к высокотемпературной газовой коррозии обладает сплав с минимальным содержанием серы 0,0002 % (по массе), а увеличение содержания серы приводит к снижению жаростойкости сплава. При этом наибольшее отрицательное влияние получено при концентрации данной примеси 0,0038 % (по массе), однако в интервале содержания от 0,0038 до 0,0130 % (по массе) процесс высокотемпературного окисления сплава замедляется.

На поверхности испытанных образцов из сплава ВЖМ200 и образующейся окалины не обнаружено фаз, содержащих серу. В сплаве с максимальным содержанием серы данная примесь обнаружена в составе карбидов на основе гафния и в процессе высокотемпературного окисления она в основном остается в сплаве, а не диффундирует из объема к поверхности материала. Испытанные образцы из сплава с содержанием серы 0,0038 и 0,0067 % (по массе) подверглись значительному изменению массы с образованием большого количества окалины. Оксидный слой, обнаруженный на поверхности данных образцов, обладает низкой стойкостью к газовой коррозии из-за пониженного содержания в нем хрома и алюминия.

Список источников

1. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Светлов И.Л. Высокоэффективное охлаждение лопаток горячего тракта ГТД // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № 2 (47). С. 3–14. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-2-3-14.
2. Будиновский С.А., Горлов Д.С., Бенклян А.С. Нанесение защитных ионно-плазменных покрытий на крупногабаритные детали на установках типа МАП // *Авиационные материалы и технологии*. 2024. № 1 (74). Ст. 08. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 07.07.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-101-110.

3. Тюньков А.В., Андронов А.А., Золотухин Д.Б., Клишкин Т.О., Назаров А.Ю., Нестеренко А.К., Сальников С.А., Рамазанов К.Н., Юшков Ю.Г. Методы формирования теплозащитных покрытий лопаток турбин (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2024. № 4 (77). Ст. 10. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 07.07.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-140-168.
4. Иноземцев А.А., Коряковцев А.С., Лесников В.П., Кузнецов В.П. Роль материалов и защитных покрытий турбинных лопаток в обеспечении надежности и экономичности ГТД // *Научные идеи С.Т. Кишкина и современное материаловедение: тр. Междунар. науч.-техн. конф. М.: ВИАМ, 2006. С. 84–87.*
5. Каблов Е.Н., Мубояджан С.А. Жаростойкие и теплозащитные покрытия для лопаток турбины высокого давления перспективных ГТД // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. № 5. С. 60–70.
6. Geddes B., Leon H., Huang X. *Superalloys: Alloying and performance*. Materials Park, Ohio: ASM International, 2010. 176 p.
7. Reed R.C. *The Superalloys Fundamentals and Applications*. Cambridge: Cambridge University Press, 2006. 390 p.
8. 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: 07.07.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-3-2-2.
9. Pettit F.S., Meier G.H. *Oxidation and hot corrosion of superalloys* // *Superalloys*. Warrendale, USA: The Minerals, Metals & Materials Society, 1984. P. 651–687. DOI: 10.7449/1984/Superalloys_1984_651_687.
10. 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.: Металлургия, 1995. Кн. 1. С. 128–172.*
11. Choi K., Choe B., Han S. et al. Effects of Cr and Al Contents on the Oxide Structures of Ni-based Superalloys at High Temperatures // *Metals*. 2025. Vol. 15 (388). P. 1–15. DOI: 10.3390/met15040388.
12. Chang J., Feng W., Zhao W. et al. Investigation on Optimal Ta/Cr Ratio of a Single Crystal Ni-base Superalloy in View of the Isothermal Oxidation Behavior // *Crystals*. 2021. Vol. 11 (1421). P. 1–15. DOI: 10.3390/cryst11111421.
13. Mc Vay R.V., William P., Meier G.H., Pettit F.S. *Oxidation of Low Sulfur Single Crystal Nickel-base Superalloys* // *Superalloys*. Warrendale, USA: The Minerals, Metals & Materials Society, 1992. P. 807–816.
14. Sarioglu C., Stinner C., Blanchere J.R. et al. The control of sulfur content in nickel-base, single crystal superalloys and its effect on cyclic oxidation resistance // *Superalloys*. Warrendale, USA: The Minerals, Metals & Materials Society, 1996. P. 71–80.
15. Simpson T.M., Price A.R. *Oxidation improvements of low sulfur processed superalloys* // *Superalloys*. Warrendale, USA: The Minerals, Metals & Materials Society, 2000. P. 387–392.
16. Ultra low sulfur superalloy casting and method of making: pat. 5922148A US; appl. 25.02.1997; publ. 13.07.1999.
17. Improved low sulfur nickel-base single crystal superalloy with ppm additions of lanthanum and yttrium: pat. 2415888 EU; appl. 14.10.10; publ. 27.06.12.
18. Zhan X., Wang D., Zhang Z.-P., Zhang J. Effect of trace sulfur on the hot corrosion resistance of Ni-base single crystal superalloy // *Corrosion Science*. 2023. Vol. 224. P. 111528. DOI: 10.1016/j.corsci.2023.111528.
19. Harris K., Wahl J.B. Developments in superalloy castability and new applications for advanced superalloys // *Material Science and Technology*. 2009. Vol. 25. No. 2. DOI: 10.1179/174328408x355442.
20. Cao S., Yang Y., Chen B. et al. Influence of yttrium on purification and carbide precipitation of superalloy K4169 // *Journal of Materials Science & Technology*. 2021. Vol. 86. P. 260–270. DOI: 10.1016/j.jmst.2021.01.049.

21. Harris K., Wahl J.B. Improved single crystal superalloys, CMSX-4 (SLS) [La+Y] and CMSX-486 // *Superalloys*. Warrendale, USA: The Minerals, Metals & Materials Society, 2004. P. 45–52.
22. Yun D.W., Seo S.M., Jeong H.W., Yoo Y.S. The cyclic oxidation behaviour of Ni-based superalloy GTD-111 with sulphur impurities at 1100 °C // *Corrosion Science*. 2015. Vol. 90. P. 392–401. DOI: 10.1016/j.corsci.2014.10.030.
23. Peruse E., Diomande D., Dufour G. et al. Type I and Type II Hot Corrosion of Ni-based alloys without an incubation period // *High Temperature Corrosion of Materials*. 2025. Vol. 102. P. 1–15. DOI: 10.1007/s11085-025-10341-7.
24. Мин П.Г., Сидоров В.В., Будиновский С.А., Вадеев В.Е. Влияние серы на жаростойкость монокристаллов жаропрочного никелевого сплава системы Ni–Al–Co–Re–Ta–Mo–W–Ru–Cr // *Материаловедение*. 2016. № 7. С. 9–12.
25. Каблов Д.Е., Сидоров В.В., Будиновский С.А., Мин П.Г. Влияние примеси серы на жаростойкость монокристаллов жаропрочного сплава ЖС36-ВИ с защитным покрытием // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. № 1 (40). С. 20–23. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-1-20-23.
26. Мин П.Г., Вадеев В.Е., Колесников С.И., Чемов Д.А. Влияние примесей на механические и эксплуатационные свойства литейного жаропрочного никелевого сплава ВЖМ200 // *Труды ВИАМ*. 2024. № 10 (140). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 07.07.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-10-13-23.
27. Мин П.Г., Каблов Д.Е., Сидоров В.В., Вадеев В.Е. Влияние примесей серы, фосфора и кремния на структуру и свойства монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов // *Материаловедение*. 2018. № 8. С. 13–18. DOI: 10.31044/1684-579X-2018-0-8-13-18.
28. Каблов Д.Е., Сидоров В.В., Пучков Ю.А. Особенности диффузионного поведения примесей и рафинирующих добавок в никеле и монокристаллических жаропрочных сплавах // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. № 1 (40). С. 24–31. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-1-24-31.
29. Мин П.Г., Вадеев В.Е., Крамер В.В. Разработка нового жаропрочного никелевого сплава ВЖМ200 и технологии его производства для литья методом направленной кристаллизации рабочих лопаток перспективных двигателей // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 3 (64). Ст. 02. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 07.07.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-11-18.
30. Mataveli Suave L., Cormier J., Villechaise P. et al. Anisotropy in creep properties of DS200 + Hf alloy // *Materials at High Temperatures*. 2016. No. 33. P. 361–371. DOI: 10.1080/09603409.2016.1159836.
31. Mataveli Suave L., Cormier J., Villechaise P. et al. High temperature creep damage mechanisms in a directionally solidified alloy: impact of crystallography and environment // *Superalloys*. Warrendale, USA: The Minerals, Metals & Materials Society, 2016. P. 747–756. DOI: 10.7449/Superalloys/2016/Superalloys_2016_747_756.
32. Baldan A. Electron microprobe investigation of lower melting regions in the as-cast structure of DS200 + Hf single crystal // *Journal of Materials Science*. 1990. Vol. 25. P. 4341–4348.
33. Тихонов А.И., Краев В.М., Силуянова М.В. Перспективы развития российского авиационного двигателестроения на основе унифицированного газогенератора // *СТИН*. 2023. № 6. С. 71–74.
34. Константинов И.В. Обеспечение технологического суверенитета авиационной отрасли на примере самолета SUKHOI SUPERJET NEW // *Научные достижения и инновационные подходы: теория, методология, практика: сб. науч. тр. по мат. VIII Междунар. науч.-практ. конф. Анапа, 2022*. С. 99–103.
35. В 2024 году планируют выпустить более 40 двигателей ПД-8 // *Информационное телеграфное агентство (ИТАР-ТАСС): офиц. сайт*. URL: <https://tass-ru/ekonomika/18995881> (дата обращения: 07.07.2025).
36. Толбоев М.О. Гражданская авиация России: до и после Суперджета // *Стандарты и качество*. 2019. № 7. С. 80–82.
37. Базикова И.В. Основные проблемы реализации проекта «Sukhoi Superjet 100» // *Вестник университета*. 2018. № 6. С. 48–54.

38. Тихонов А.И., Сазонов А.А. Инновационный Российский самолет Sukhoi Superjet 100 как вектор развития авиастроения будущего // Экономика и предпринимательство. 2018. № 7 (96). С. 289–292.
39. Майоров А.В., Борисоглебская Л.Н., Булатников Д.В., Дудина К.Э. Особенности импорто-замещения в авиастроительной отрасли // Инновации. 2023. № 1 (291). С. 45–50. DOI: 10.26310/2071-3010.2023.291.1.004.
40. Мин П.Г., Вадеев В.Е., Мин М.Г. Разработка и освоение в производстве нового монокристаллического высокожаропрочного никелевого сплава для литья турбинных лопаток перспективного двигателя ПД-8 // Авиационные материалы и технологии. 2025. № 1 (78). Ст. 01. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 07.07.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-1-3-17.
41. Мин П.Г., Вадеев В.Е. Разработка и внедрение в серийное производство нового жаропрочного никелевого сплава ВЖЛ125 для лопаток перспективных авиационных двигателей // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 1 (70). Ст. 01. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 07.07.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-3-16.
42. Жаропрочный литейный сплав на основе никеля и изделие, выполненное из него: пат. 2740929 Рос. Федерация; заявл. 20.04.20; опубл. 21.01.21.
43. 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: 07.07.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-3-12.
44. Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А., Ечин А.Б. Развитие технологии направленной кристаллизации литейных высокожаропрочных сплавов с переменным управляемым температурным градиентом // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 24–38. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-24-38.
45. Герасимов В.В., Висик Е.М., Колядов Е.В. О направленной кристаллизации крупногабаритных отливок на установке УВНК-15 // Литейное производство. 2013. № 3. С. 22–24.
46. Герасимов В.В., Колядов Е.В. Технические характеристики и технологические возможности установок УВНК-9А и ВИП-НК для получения монокристаллических отливок из жаропрочных сплавов // Литейщик России. 2012. № 11. С. 33–37.
47. Каблов Е.Н., Герасимов В.В., Висик Е.М. Управление структурой жаропрочных никелевых сплавов при изготовлении лопаток ГТД направленной кристаллизацией // Авиационная промышленность. 1999. № 2. С. 12–18.
48. Механик Е.А., Мин П.Г., Гундобин Н.В., Растегаева Г.Ю. Определение массовой доли серы в жаропрочных никелевых сплавах и сталях в диапазоне концентраций от 0,0001 до 0,0009% (по массе) // Труды ВИАМ. 2014. № 9. Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 07.07.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-9-12-12.
49. Сидоров В.В., Каблов Д.Е., Чабина Е.Б., Оспенникова О.Г., Симонов В.Н., Пучков Ю.А. Влияние примесей и микролегирования на структуру и эксплуатационные свойства монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов: учеб. пособие / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2020. С. 232–233.

References

1. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Svetlov I.L. Highly efficient cooling of GTE hot section blades. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. 2 (47), pp. 3–14. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-2-3-14.
2. Budinovskiy S.A., Gorlov D.S., Benklyan A.S. Deposition of protective ion-plasma coatings on largescale parts on MAP type installations. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 1 (74), paper no. 08. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 07, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-101-110.
3. Tyunkov A.V., Andronov A.A., Zolotukhin D.B. et al. Methods of forming heat-protective coatings of turbine blades (review). *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 4 (77), paper no. 10. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 07, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-140-168.

4. Inozemtsev A.A., Koryakovtsev A.S., Lesnikov V.P., Kuznetsov V.P. The role of materials and protective coatings of turbine blades in ensuring the reliability and efficiency of gas turbine engines. *Scientific ideas of S.T. Kishkin and modern materials science: Reports Int. Sci.-Tech. Conf.* Moscow: VIAM, 2006, pp. 84–87.
5. Kablov E.N., Muboyadzhyan S.A. Heat resisting and heat-protective coverings for turbine blades of high pressure of perspective GTE. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 60–70.
6. Geddes B., Leon H., Huang X. *Superalloys: Alloying and performance*. Materials Park, Ohio: ASM International, 2010, 176 p.
7. Reed R.C. *The Superalloys Fundamentals and Applications*. Cambridge: Cambridge University Press, 2006, 390 p.
8. Shein E.A. Tendencies in the field of alloying and microalloying of heat resisting single-crystal alloys on the basis of nickel (review). *Trudy VIAM*, 2016, no. 3, paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 07, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-3-2-2.
9. Pettit F.S., Meier G.H. Oxidation and hot corrosion of superalloys. *Superalloys*. Warrendale, USA: The Minerals, Metals & Materials Society, 1984, pp. 651–687. DOI: 10.7449/1984/Superalloys_1984_651_687.
10. Ross I.V., Sims C.T. Nickel-based alloys. *Superalloys II. Heat-resistant materials for aerospace and industrial power plants: in 2 books*. Ed. S.T. Sims, N.S. Stoloff, W.K. Hagel; trans. from Engl. Moscow: Metallurgiya, 1995, book 1, p. 128–172.
11. Choi K., Choe B., Han S. et al. Effects of Cr and Al Contents on the Oxide Structures of Ni-based Superalloys at High Temperatures. *Metals*, 2025, vol. 15 (388), pp. 1–15. DOI: 10.3390/met15040388.
12. Chang J., Feng W., Zhao W. et al. Investigation on Optimal Ta/Cr Ratio of a Single Crystal Ni-base Superalloy in View of the Isothermal Oxidation Behavior. *Crystals*, 2021, vol. 11 (1421), pp. 1–15. DOI: 10.3390/cryst11111421.
13. Mc Vay R.V., William P., Meier G.H., Pettit F.S. Oxidation of Low Sulfur Single Crystal Nickel-base Superalloys. *Superalloys*. Warrendale, USA: The Minerals, Metals & Materials Society, 1992, pp. 807–816.
14. Sarioglu C., Stinner C., Blanchere J.R. et al. The control of sulfur content in nickel-base, single crystal superalloys and its effect on cyclic oxidation resistance. *Superalloys*. Warrendale, USA: The Minerals, Metals & Materials Society, 1996, pp. 71–80.
15. Simpson T.M., Price A.R. Oxidation improvements of low sulfur processed superalloys. *Superalloys*. Warrendale, USA: The Minerals, Metals & Materials Society, 2000, pp. 387–392.
16. *Ultra low sulfur superalloy casting and method of making*: pat. 5922148A US; appl. 25.02.97; publ. 13.07.99.
17. *Improved low sulfur nickel-base single crystal superalloy with ppm additions of lanthanum and yttrium*: pat. 2415888 EU; appl. 14.10.10; publ. 27.06.12.
18. Zhan X., Wang D., Zhang Z.-P., Zhang J. Effect of trace sulfur on the hot corrosion resistance of Ni-base single crystal superalloy. *Corrosion Science*, 2023, vol. 224, p. 111528. DOI: 10.1016/j.corsci.2023.111528.
19. Harris K., Wahl J.B. Developments in superalloy castability and new applications for advanced superalloys. *Material Science and Technology*, 2009, vol. 25, no. 2. DOI: 10.1179/174328408x355442.
20. Cao S., Yang Y., Chen B. et al. Influence of yttrium on purification and carbide precipitation of superalloy K4169. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, vol. 86, pp. 260–270. DOI: 10.1016/j.jmst.2021.01.049.
21. Harris K., Wahl J.B. Improved single crystal superalloys, CMSX-4 (SLS) [La+Y] and CMSX-486. *Superalloys*. Warrendale, USA: The Minerals, Metals & Materials Society, 2004, pp. 45–52.
22. Yun D.W., Seo S.M., Jeong H.W., Yoo Y.S. The cyclic oxidation behaviour of Ni-based superalloy GTD-111 with sulphur impurities at 1100 °C. *Corrosion Science*, 2015, vol. 90, pp. 392–401. DOI: 10.1016/j.corsci.2014.10.030.
23. Peruse E., Diomande D., Dufour G. et al. Type I and Type II Hot Corrosion of Ni-based alloys without an incubation period. *High Temperature Corrosion of Materials*, 2025, vol. 102, pp. 1–15. DOI: 10.1007/s11085-025-10341-7.

24. Min P.G., Sidorov V.V., Budinovskiy S.A., Vadeev V.E. Effect of sulfur on heat resistance of single crystals of heat-resistant nickel alloy of the Ni–Al–Co–Re–Ta–Mo–W–Ru–Cr system. *Materialovedenie*, 2016, no. 7, pp. 9–12.
25. Kablov D.E., Sidorov V.V., Budinovskij S.A., Min P.G. The influence of sulfur impurity on heat resistance of single crystals of ZhS36-VI alloy with protective coating. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2016, no. 1 (40), pp. 20–23. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-1-20-23.
26. Min P.G., Vadeev V.E., Kolesnikov S.I., Chemov D.A. The effect of impurities on mechanical and operational properties of the cast nickel-base superalloy VZhM200. *Trudy VIAM*, 2024, no. 10 (140), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 07, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-10-13-23.
27. Min P.G., Kablov D.E., Sidorov V.V., Vadeev V.E. Influence of sulfur, phosphorus and silicon impurities on the structure and properties of single crystals of nickel heat-resistant alloys *Materialovedenie*, 2018, no. 8, pp. 13–18. DOI: 10.31044/1684-579X-2018-0-8-13-18.
28. Kablov D.E., Sidorov V.V., Puchkov Yu.A. Diffusion behavior features of impurities and microalloying additives in nickel and single crystal superalloys. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2016, no. 1 (40), pp. 24–31. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-1-24-31.
29. Min P.G., Vadeev V.E., Kramer V.V. The development of the new VZhM200 superalloy and the technology of its production for casting of the advanced engines' blades by the directional crystallization. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 3 (64), paper no. 02. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 07, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-11-18.
30. Mataveli Suave L., Cormier J., Villechaise P. et al. Anisotropy in creep properties of DS200 + Hf alloy. *Materials at High Temperatures*, 2016, no. 33, pp. 361–371. DOI: 10.1080/09603409.2016.1159836.
31. Mataveli Suave L., Cormier J., Villechaise P. et al. High temperature creep damage mechanisms in a directionally solidified alloy: impact of crystallography and environment. *Superalloys*. Warrendale, USA: The Minerals, Metals & Materials Society, 2016, pp. 747–756. DOI: 10.7449/Superalloys/2016/Superalloys_2016_747_756.
32. Baldan A. Electron microprobe investigation of lower melting regions in the as-cast structure of DS200 + Hf single crystal. *Journal of Materials Science*, 1990, vol. 25, pp. 4341–4348.
33. Tikhonov A.I., Kraev V.M., Siluyanov M.V. Prospects for the Development of Russian Aircraft Engine Manufacturing Based on a Unified Gas Generator. *STIN*, 2023, no. 6, pp. 71–74.
34. Konstantinov I.V. Ensuring Technological Sovereignty of the Aviation Industry Using the Example of the SUKHOI SUPERJET NEW Aircraft. *Scientific Achievements and Innovative Approaches: Theory, Methodology, Practice: Scientific Reports on Materials*. VIII Int. Scientific and Practical Conf. Anapa, 2022, pp. 99–103.
35. *More than 40 PD-8 Engines to Be Produced in 2024*. Available at: <https://tass-ru/ekonomika/18995881> (accessed: July 07, 2025).
36. Tolboev M.O. Civil aviation of Russia: before and after the Superjet. *Standarty i kachestvo*, 2019, no. 7, pp. 80–82.
37. Bazikova I.V. Main problems of the implementation of the Sukhoi Superjet 100 project. *Vestnik universiteta*, 2018, no. 6, pp. 48–54.
38. Tikhonov A.I., Sazonov A.A. Innovative Russian aircraft Sukhoi Superjet 100 as a vector of development of the aircraft industry of the future. *Ekonomika i predprinimatelstvo*, 2018, no. 7 (96), pp. 289–292.
39. Mayorov A.V., Borisoglebskaya L.N., Bulatnikov D.V., Dudina K.E. Features of import substitution in the aircraft industry. *Innovatsii*, 2023, no. 1 (291), pp. 45–50. DOI: 10.26310/2071-3010.2023.291.1.004.
40. Min P.G., Vadeev V.E., Min M.G. Development and implementation in production of the new single-crystal high-temperature nickel alloy for casting of gas turbine blades for the prospective engine PD-8. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 1 (78), paper no. 01. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 07, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-1-3-17.
41. Min P.G., Vadeev V.E. The development and introduction into serial production of the new superalloy VZhL125 for the advanced aviation engines vanes. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), paper no. 01. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 07, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-3-16.

42. *Heat-resistant nickel-based casting alloy and a product made from it*: pat. 2740929 Rus. Federation; appl. 20.04.20; publ. 21.01.21.
43. Kablov E.N., Echin A.B., Bondarenko Yu.A. History of development of directional crystallization technology and equipment for casting blades of gas turbine engines. *Trudy VIAM*, 2020, no. 3 (87), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 07, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-3-12.
44. Kablov E.N., Bondarenko Yu.A., Echin A.B. Development of technology of cast superalloys directional solidification with variable controlled temperature gradient. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 24–38. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-24-38.
45. Gerasimov V.V., Visik E.M., Kolyadov E.V. On directional crystallization of large-sized castings on the UVNK-15 unit. *Liteynoe proizvodstvo*, 2013, no. 3, pp. 22–24.
46. Gerasimov V.V., Kolyadov E.V. Technical characteristics and technological capabilities of the UVNK-9A and VIP-NK units for producing single-crystal castings from heat-resistant alloys. *Litshchik Rossii*, 2012, no. 11, pp. 33–37.
47. Kablov E.N., Gerasimov V.V., Visik E.M. Control of the structure of heat-resistant nickel alloys in the manufacture of gas turbine engine blades by directional crystallization. *Aviatsionnaya promyshlennost*, 1999, no. 2, pp. 12–18.
48. Mehanik E.A., Min P.G., Gundobin N.V., Rastegaeva G.Yu. Determination of sulfur mass fraction in heat-resistant nickel alloy and steels within the concentration range from 0,0001 to 0,0009% wt. *Trudy VIAM*, 2014, no. 9, paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 07, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-9-12-12.
49. Sidorov V.V., Kablov D.E., Chabina E.B., Ospennikova O.G., Simonov V.N., Puchkov Yu.A. *The influence of impurities and microalloying on the structure and performance properties of single crystals of heat-resistant nickel alloys*: textbook. Ed. E.N. Kablov. Moscow: VIAM, 2020, pp. 232–233.

Информация об авторах

Мин Павел Георгиевич, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Вадеев Виталий Евгеньевич, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Санкин Роман Вадимович, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Чемов Дмитрий Александрович, техник 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Pavel G. Min, Head of Sector, Candidate of Science (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Vitaliy E. Vadeev, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Roman V. Sankin, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Dmitriy A. Chemov, First Category Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 30.07.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 31.07. 2025.
The article was submitted 30.07.2025; approved and accepted for publication after reviewing 31.07. 2025.