

УДК 620.186

*А.Г. Евгенов¹, С.В. Шуртаков¹, И.Р. Чуманов¹, Н.Е. Лещев¹***НОВЫЙ ИЗНОСОСТОЙКИЙ СПЛАВ НА КОБАЛЬТОВОЙ ОСНОВЕ: ВЛИЯНИЕ КРЕМНИЯ И УГЛЕРОДА НА СТРУКТУРУ И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ. Часть 1**

DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-59-69

Исследовано влияние повышенного содержания кремния и углерода на триботехнические характеристики, структуру и фазовый состав нового износостойкого сплава системы Co–Cr–W–C. Установлено, что совместное увеличение содержания кремния и углерода (несмотря на повышение коэффициента трения) приводит к значительному снижению величин интенсивности изнашивания и линейного износа, что связано с формированием плотной однородной оксидной пленки. Показано, что совместное легирование кремнием и углеродом до верхнего предела легирования обеспечивает некоторое снижение привеса при температуре 1100 °С.

Ключевые слова: износостойкий материал, лазерная наплавка, компактный материал, ГИП, коэффициент трения, линейный износ, интенсивность изнашивания.

*A.G. Evgenov¹, S.V. Shurtakov¹, I.R. Chumanov¹, N.E. Leshchev¹***NEW WEAR-RESISTANT COBALT-BASED ALLOY: EFFECT OF SILICON AND CARBON ON STRUCTURE AND TRIBOTECHNICAL CHARACTERISTICS. Part 1**

The paper examines the influence of the increased content of silicon and carbon on the tribotechnical characteristics, structure and phase composition of a new Co–Cr–W–C system wear-resistant alloy. It was found that a joint increase in the content of silicon and carbon (despite the increase in the friction coefficient) leads to a significant decrease in the values of the wear intensity and linear wear. This is associated with the formation of a dense homogeneous oxide film. It is shown that joint doping with silicon and carbon to the upper doping limit provides a slight decrease in weight gain at temperature of 1100 °C.

Keywords: wear-resistant alloy, LMD, powder compacts, HIP, friction coefficient, linear wear, wear rate.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute»]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Задача упрочнения контактных поверхностей бандажных полок рабочих лопаток актуальна с момента разработки конструкции лопатки, обеспечивающей повышение вибрационной стойкости путем сборки лопаток в единую конструкцию в виде колеса. В условиях высоких температур именно интенсивный износ кромок бандажных полок является основным фактором, определяющим ресурс лопатки в целом. Так, в работе [1] показано, что износ бандажной полки турбинной лопатки из сплава ЖС6У всего за 50–100 ч эксплуатации может достигать до 1,5 мм, после чего лопатка подлежит замене. Интенсивный износ наблюдается также и при контакте с элементами статорного

уплотнения (износ крайних гребешков бандажных полок рабочих лопаток), т. е. ресурс лопатки по длительной прочности остается нереализованным, что приводит к большим экономическим потерям.

Для увеличения ресурса лопаток ГТД в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ (далее – ВИАМ) разработана целая серия высокотемпературных износостойких материалов на никелевой основе, таких как сплавы ВЖЛ1, ВЖЛ2, ВЖЛ15, ВЖЛ16 и др. [1]. Для упрочнения бандажных полок многие годы наиболее востребованным оставался сплав ВЖЛ2, имеющий рабочую температуру до 800 °С. Оптимизация легирования по хрому и вольфраму, увеличение количества кремния в сплаве ВЖЛ15 позволили повысить его рабочую температуру до 900 °С. Разработка новых систем легирования до начала 1980-х гг. практически не велась, поскольку основными направлениями были оптимизация и расширение областей применения существующих материалов [2].

Значительное повышение рабочих температур двигателей следующего поколения обусловило необходимость разработки более высокотемпературных износостойких материалов на кобальтовой основе. Нашедшие широкое применение сплавы ВЗК и ХТН-61 были разработаны соответственно в ВИАМ и ИМФ НАН Украины совместно с ГП ЗМКБ «Прогресс» им. академика А.Г. Ивченко. Более поздние разработки ВИАМ – сплавы В4К и Х25Н10В8 [3, 4] – по ряду причин не нашли широкого применения в двигателестроении, однако правильность выбора направления разработки подобных материалов подтверждена при развитии концепции ГТД: повышение рабочей температуры газа на входе в турбину более чем на 100–150 °С требует применения для упрочнения бандажных полок рабочих лопаток износостойких материалов с рабочими температурами не менее 1100 °С.

Способы нанесения износостойких материалов можно условно разделить на две группы: напайка предварительно сформированного профилированного элемента и локальное нанесение предварительно подготовленного фидстока (порошок или электрод). Для первой группы профилированные пластины могут изготавливаться по традиционной технологии литья по выплавляемым моделям или относительно узконаправленными способами: электроискровым спеканием (SPS-технология) и горячим изостатическим прессованием (ГИП) гранульного материала. Второй вариант предполагает нанесение материала электроискровым легированием (и даже магнетронным осаждением) [5], для чего требуется изготовление соответствующих электродов (мишеней) заданной геометрической формы или нанесение порошкового материала методом лазерной газопорошковой напайки, получившей в последнее время особенно широкое распространение в качестве одной из аддитивных технологий.

Для никелевых износостойких материалов наилучшие результаты по износостойкости получены с применением напайки литых элементов, что связано с выраженной гетерогенностью литой структуры, оптимальным размером частиц карбидов и силицидов по сравнению с более дисперсными структурами материала, получаемого другими методами [1]. Вместе с тем само изготовление литых профилированных заготовок и ручной процесс сборки лопаток под пайку ведут к значительному удорожанию процесса упрочнения или ремонта лопаток. При этом затраты на подобные операции нивелируют разницу в стоимости материалов на никелевой и кобальтовой основах, которая была первоначально основным ограничением для более широкого применения последних. Изготовление электродов для электроискрового легирования для сплавов с почти нулевой пластичностью, к которым относятся практически все кобальтовые стеллиты, также является технологически сложной задачей. Технология порошковой напайки не требует столь сложных подготовительных манипуляций, а сам металлический

порошок получают на специализированном оборудовании преимущественно методом атомизации (газоструйного распыления) расплава. Неслучайно, возможности, по крайней мере частичной, автоматизации процесса нанесения износостойких материалов (и особенно ремонта лопаток) определяют основное направление для применения и создания новых высокотемпературных износостойких порошковых материалов. Применение адаптивной наплавки и точной механической обработки с использованием 3D-модели не только позволяет значительно снизить себестоимость процесса, но также положительно сказывается на качестве выполнения таких работ за счет минимизации человеческого фактора [6–11].

Вопросы исследования триботехнических характеристик новых и известных материалов с диспергированной (как частиц порошка, так и самого наплавленного материала) структурой по сравнению с литыми аналогами в настоящее время являются наиболее актуальными. Так, исследования по нанесению известных зарубежных стеллитов и новых покрытий методом лазерной газопорошковой наплавки [12–15] показывают возможность получения однородных плотных слоев при значительно меньшей общей трудоемкости процесса. Значительный объем прикладных исследований связан также с оптимизацией химического состава и режимов термической обработки известных серийных стеллитов с целью повышения их эксплуатационных характеристик [16–18].

Исследования системы легирования Co–Cr–W–C, содержащей дополнительно Zr, Ni, Si и Ti, показали ее перспективность для создания нового износостойкого сплава применительно к технологии лазерной наплавки [19]. Сплавы с выбранными на предварительной стадии пределами легирования по основным элементам показали хорошие значения по жаростойкости, свариваемости, а также хорошие предварительные триботехнические характеристики. Однако технологичность выбранной композиции применительно к процессу атомизации оказалась недостаточной, что повлияло на стабильность процесса распыления. Подобные проблемы типичны для высокохромистых сплавов на кобальтовой основе. Наиболее рациональный путь снижения вязкости расплава – дополнительное легирование элементами, повышающими жидкотекучесть. Это, в первую очередь, кремний и углерод – структурообразующие элементы для кобальтовых стеллитов с карбидным упрочнением. Соответственно, повышение технологичности материала на стадии получения порошка не должно сказываться отрицательно на комплексе его характеристик как высокотемпературного износостойкого материала. Проведение комплекса исследований выбранной базовой системы легирования при расширенном легировании кремнием и углеродом является задачей данной работы. В частности, первая часть статьи посвящена исследованию влияния структурообразующих элементов (кремния и углерода), определяющих жидкотекучесть расплава, на структуру и триботехнические характеристики материала.

Работа выполнена в рамках реализации научной проблемы 10.3. «Технологии получения би- и полиметаллических естественно армированных металлических материалов методом прямого лазерного синтеза из металлических порошков» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [20].

Материалы и методы

Объектом исследования являлись экспериментальные составы нового износостойкого сплава на кобальтовой основе системы Co–Cr–W–C, дополнительно легированной Zr, Ni, Si и Ti [19]. Для проведения исследования изготовлены экспериментальные составы с увеличенным относительно среднерасчетного содержанием углерода и кремния в соответствии с данными табл. 1.

Варианты изменения химического состава износостойкого сплава системы Co–Cr–W–C по кремнию и углероду

Элемент	Дополнительное легирование, % (по массе), составов		
	1	2	3
Si	Среднерасчетный	+0,3	+0,3
C	+0,5	Среднерасчетный	+0,5

Выплавку сплавов проводили в вакуумной индукционной печи. Порошки сплавов для последующего компактирования методом ГИП и проведения дифференциального термического анализа (ДТА) изготавливали методом атомизации расплава. Горячее изостатическое прессование порошков проводили по режимам, разработанным в ВИАМ, в газостате Quintus-16 фирмы ASEA (Швеция).

Температуры фазовых превращений определяли методом ДТА на установке HDSC PT 1750.

Микроструктуру исследовали на растровом электронном микроскопе (РЭМ) Hitachi SU8100, а также на оптическом микроскопе Olimpus GX53.

Рентгенофазовый анализ компактных образцов выполнен с применением дифрактометра Empyrean, в монокроматическом $\text{Cu } K_{\alpha}$ -излучении на длине волны 0,15418 нм в диапазоне углов $2\theta = 20\text{--}120$ градусов с шагом $\Delta 2\theta = 0,016$ градусов и выдержкой 40 с. Расшифровка дифрактограмм проведена с применением специализированной программы HighScore и базы данных PDF-2.

Для определения триботехнических характеристик (коэффициента трения, линейного износа, интенсивности изнашивания и др.) из заготовок, полученных методом ГИП, изготовлены втулочные образцы пар трения. Испытания образцов в одноименном сочетании (пар трения одного химического состава) проводили на лабораторной машине И-47 по схеме торцевого трения скольжения на воздухе при температуре окружающей среды 20 °С, удельной нагрузке 2,6 МПа и скорости скольжения 0,3 м/с. После испытаний фиксировали минимальные, максимальные и средние значения коэффициента трения (f), измеряли линейный износ образцов одноименной пары трения (суммарный) и рассчитывали интенсивность изнашивания по формуле

$$I_h = \Delta h/L,$$

где Δh – линейный износ пары трения, мм; L – путь трения, мм.

Результаты и обсуждение

Типичная литая структура отливок экспериментальных составов, отлитых в касету в виде стальных труб, представлена на рис. 1. Образцы вырезаны из пристеночной области, что объясняет весьма тонкую дендритную структуру металла. Образцы с максимальным содержанием углерода (составы 1 и 3, рис. 1, а, в) содержат в структуре большее количество пластинчатой (или скелетообразной) карбидной эвтектики. При повышении содержания отдельно кремния (состав 2, рис. 1, б) в структуре преимущественно присутствуют дискретные карбиды, те же составы в виде гранульных компактов (рис. 1, г–е) практически не имеют различий в структуре. Для всех трех образцов можно отметить полное отсутствие рекристаллизации – границы гранул, хотя и деформированных при всестороннем обжатии, хорошо видны, что может быть связано как с недостаточной температурой ГИП (хотя отсутствие в структуре выраженной пористости свидетельствует об обратном), так и с тормозящим рекристаллизацию действием вторых фаз и, возможно, тонких оксидных плен на поверхности гранул.

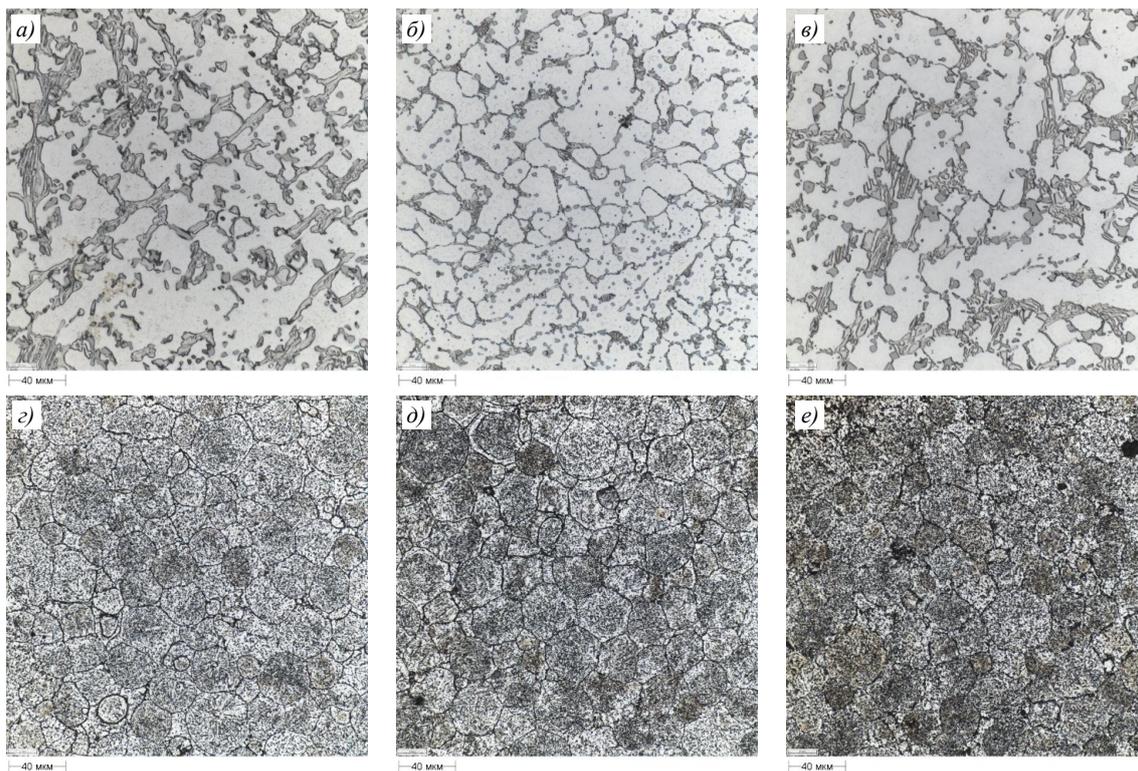


Рис. 1. Микроструктуры литых (*a–c*) и компактных (*d–f*) образцов составов 1 (*a, d*), 2 (*b, e*) и 3 (*c, f*)

Проведение ДТА показало, что при нагреве низкотемпературные тепловые эффекты (в твердом состоянии) отмечаются: для состава 1 – при температуре 1150 °С, а для составов 2 и 3, легированных по верхнему пределу кремнием, – при температурах 1252–1253 °С. Данные эффекты, по-видимому, соответствуют растворению карбидной эвтектики. При этом в процессе охлаждения в твердом состоянии для состава 1 низкотемпературные тепловые эффекты не отмечаются. Для состава 2 отмечен слабый пик при температуре 1200 °С, а для состава 3 – выраженный пик при температуре 1220 °С. Подобный температурный гистерезис при ДТА эвтектического кобальтового сплава ХТН-61 также отмечался в работе [17]. Полученные данные показывают достаточную термическую стабильность материала даже с максимальным содержанием кремния и углерода: тепловых эффектов в диапазоне рабочих температур до 1100 °С не отмечено ни для одного из вариантов легирования.

Результаты испытаний компактных образцов на трение и износ приведены на рис. 2. Видно, что образцы с высоким содержанием углерода (составы 1 и 3) показывают меньшие значения коэффициента трения $f = 0,509$. При увеличении содержания кремния коэффициент трения увеличивается до $f = 0,582–0,586$ независимо от содержания углерода. При этом интенсивность изнашивания возрастает в 3 раза только для состава с повышенным содержанием отдельно кремния (состав 2 – со среднерасчетным содержанием углерода). Введение углерода и кремния до верхнего предела (состав 3) приводит к снижению интенсивности изнашивания и линейного износа. Определение микротвердости основного металла исследованных образцов показывает, что максимальные ее значения соответствуют составу 1 с высоким содержанием углерода. Повышение содержания кремния приводит к снижению микротвердости на ~9 %, а совместное введение кремния и углерода до верхнего предела обеспечивает ее промежуточный уровень (рис. 2, *z*).

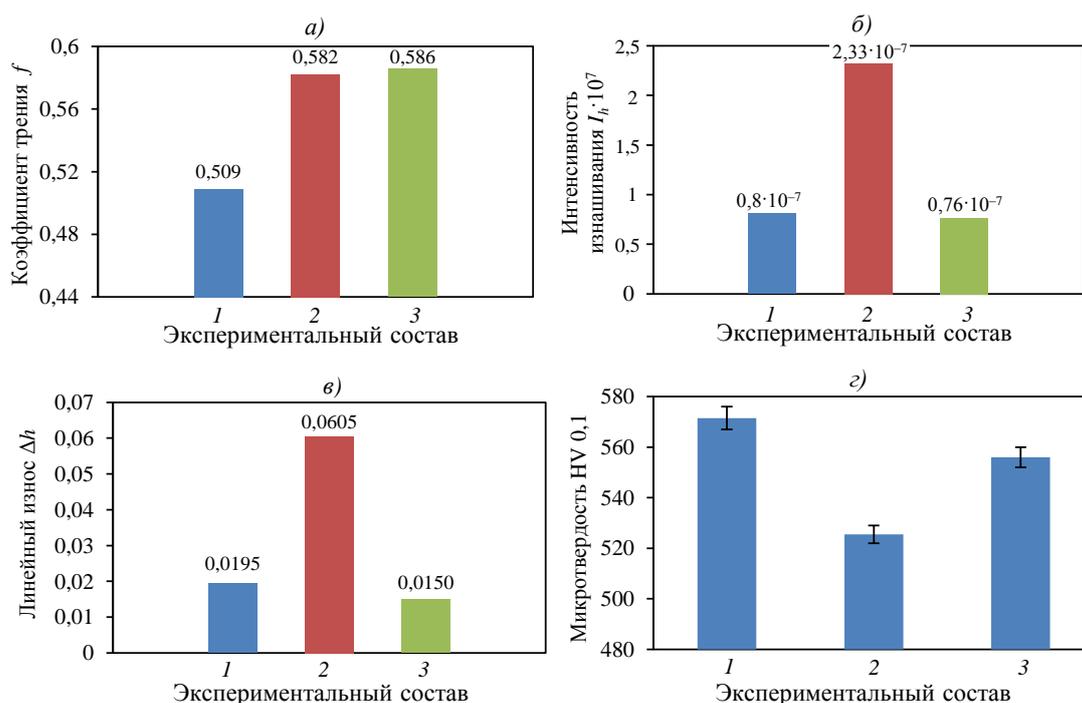


Рис. 2. Результаты испытаний на трение и износ (а–в) и значения микротвердости (г) экспериментальных составов с различным содержанием кремния и углерода

По данным рентгенофазового анализа компактных образцов все три варианта имеют одинаковый фазовый состав – твердые растворы на основе α -Co и ε -Co, а также два типа карбидов – монокарбиды типа MeC и карбиды типа Me_7C_3 (табл. 2).

Таблица 2

Состав и доля фазовых составляющих в экспериментальных составах по данным рентгенофазового анализа

Условный номер образца	Доля обнаруженной фазы, % (по массе)			
	α -Co	ε -Co	MeC	Me_7C_3
1	19,9	64,7	1,8	13,6
2	25,3	60,4	1,8	12,5
3	16,4	67,4	1,8	14,4

Видно, что количество карбидов типа MeC не зависит от легирования, в то время как доля карбидов типа Me_7C_3 увеличивается с повышением содержания углерода. Доля твердого раствора на основе α -Co увеличивается при повышенном содержании кремния, что связано с его стабилизирующим действием (доля ε -Co для данного состава минимальна, так же как и доля карбидов типа Me_7C_3).

Результаты исследования влияния вариантов легирования на параметры решеток основных фаз приведены в табл. 3.

Видно, что введение кремния до верхнего предела приводит к значительному увеличению параметра решетки карбида типа MeC (что, очевидно, связано с его наличием в составе и большим атомным радиусом по сравнению с углеродом) и менее выраженному влиянию на период решетки обоих твердых растворов, поскольку, по-видимому, кремний в них присутствует в обоих случаях близко к пределу растворимости. Однозначно связать увеличение интенсивности изнашивания с уменьшением общего количества карбидов, увеличением количества α -Co или изменением параметров решетки фазовых составляющих при повышенном содержании кремния не представляется возможным.

Таблица 3

Значения параметров решеток фаз в зависимости от вариантов легирования				
Фаза	Параметр решетки	Значения параметров, нм, составов		
		1	2	3
ε-Co	<i>a</i>	0,2530825	0,2535501	0,2533727
	<i>c</i>	0,4092120	0,4095809	0,4097910
α-Co	<i>a</i>	0,3563220	0,3568391	0,3568656
MeC	<i>a</i>	0,4335544	0,4341267	0,4343776

Исследование микроструктур показывает значительную разницу в дисперсности вторых фаз в зависимости от легирования. При повышении содержания углерода размер частиц карбидов в образцах со средним (состав 1) и высоким (состав 3) содержанием кремния идентичен и составляет в зависимости от типа от 1 до 3 мкм (рис. 3, *a, в*). Значимых отличий по морфологии частиц также не отмечено. При увеличении содержания кремния (состав 2, рис. 3, *б*) размер наиболее крупных (темных) частиц увеличивается до 5–7 мкм. Полученные данные также не имеют прямой связи с изменением коэффициента трения и величиной линейного износа исследуемых составов.

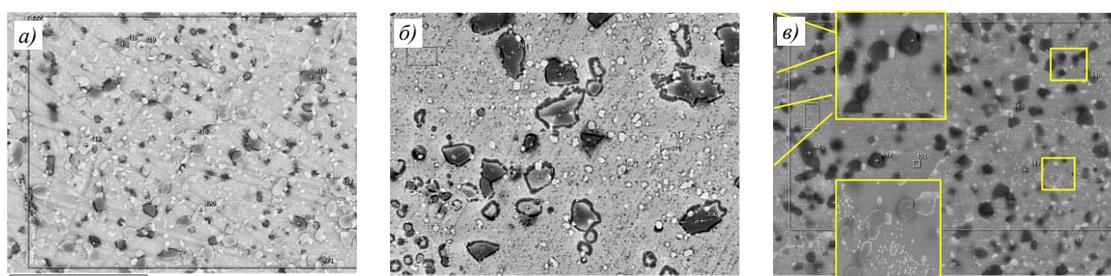


Рис. 3. Микроструктура основного металла компактированных образцов после триботехнических испытаний

Исследование контактных поверхностей образцов показывает значительно более равномерный износ образцов с высоким содержанием углерода (рис. 4, *a*). Для образца с увеличенным содержанием только кремния (рис. 4, *б*) характерны значительные перепады рельефа контактной поверхности и большая толщина поверхностной пленки. На отдельных участках (особенно на краях образца) отмечается ее полное скалывание, что может свидетельствовать об ухудшении адгезии пленки по сравнению с образцами с высоким содержанием углерода. Скалывание относительно толстых поверхностных пленок может быть и следствием самой пробоподготовки, в связи с чем проведено более детальное исследование их структуры.

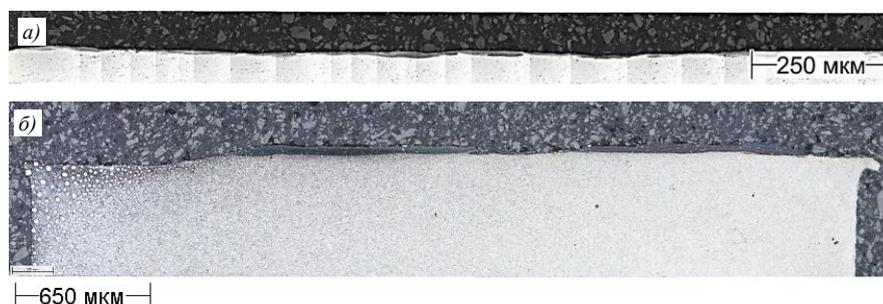


Рис. 4. Микроструктуры поверхности образцов составов 1 и 2 после триботехнических испытаний

Для образцов с высоким содержанием углерода (рис. 5, *а, в*) характерно образование более однородных оксидных пленок с отделением исключительно малых частиц износа (размером в несколько мкм), при этом сам механизм отделения таких частиц полностью соответствует классической схеме, приведенной в работе [21]. В образце с повышенным содержанием отдельно кремния (рис. 5, *б*) оксидная пленка в зоне контакта в ~ 2 раза толще. Появление выраженной зоны более интенсивного износа (левая часть шлифа), по-видимому, связано с фазой приработки или с абразивным износом в процессе выведения из зоны трения крупных фрагментов оксидов. Интенсивность окисления с приближением к поверхности пленок для данного варианта легирования возрастает, что подтверждается выраженным композиционным контрастом темных приповерхностных областей (рис. 5, *б*) и построением карт распределения элементов (рис. 5, *з*). Данные микрорентгеноспектрального анализа показывают, что имеется более чем трехкратная разница в содержании кислорода в приповерхностной зоне и на границе с основным металлом. По-видимому, неравномерность и большая интенсивность окисления поверхности трения приводит к росту несоответствия параметров кристаллических решеток за счет обогащения атомами внедрения, увеличению внутренних напряжений и выкрашиванию более крупных фрагментов (и даже целых участков пленки), чем и объясняются более высокие значения интенсивности изнашивания и линейного износа.

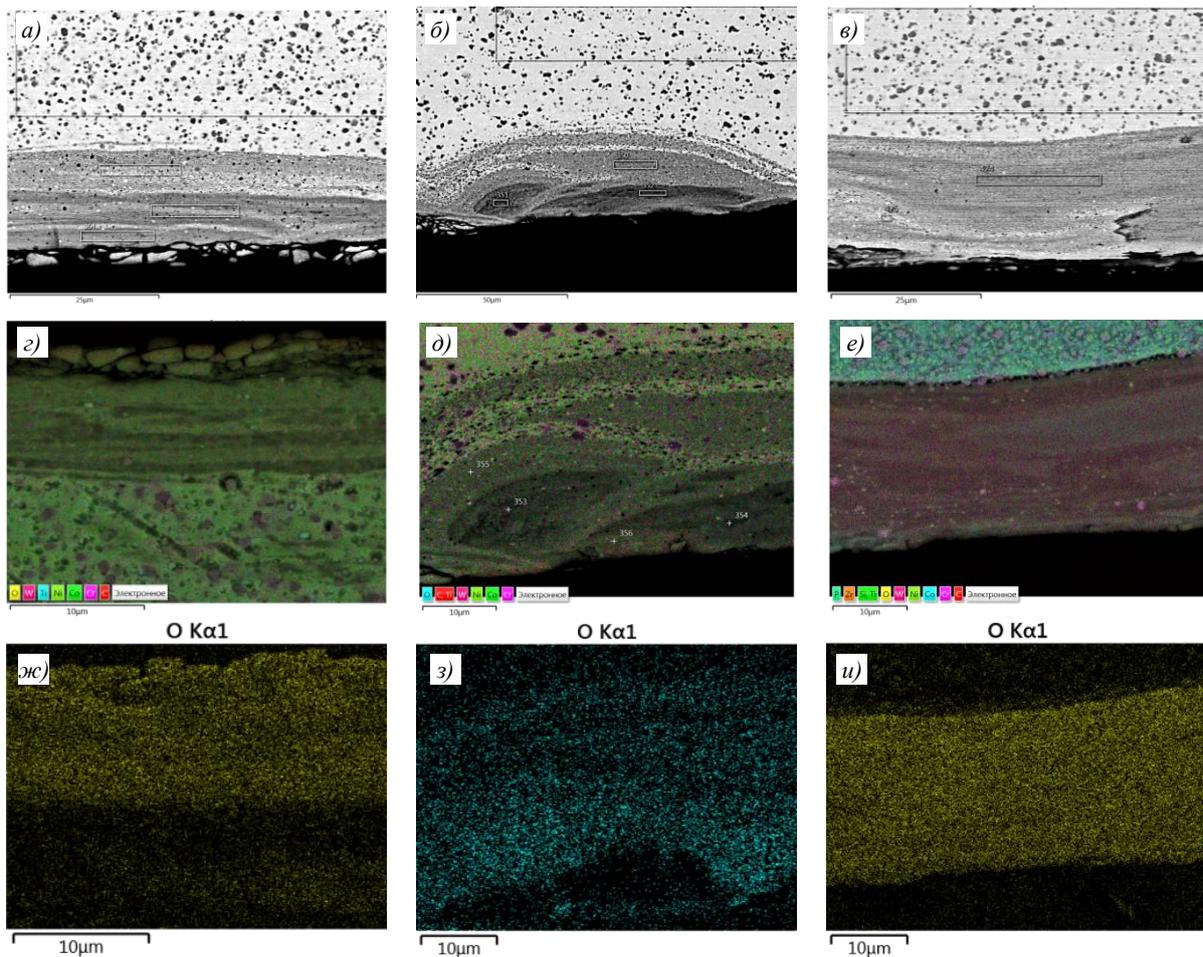


Рис. 5. Микроструктуры (*а–в*) и карты распределения (*г–и*) приповерхностных областей образцов после проведения триботехнических испытаний составов 1 (*а, г, ж*), 2 (*б, д, з*) и 3 (*в, е, и*)

Испытания на сопротивление газовой коррозии при температуре 1100 °С (максимальная рабочая температура наплавочного материала) показали, что кривые потери массы для образцов с повышенным содержанием отдельно углерода и кремния практически идентичны (рис. 6). Введение до верхнего предела кремния и углерода приводит к некоторому снижению привеса. Значения жаростойкости за 100 ч для всех трех составов близки (0,716; 0,707 и 0,684 г/(м²·ч) соответственно) с явной тенденцией к снижению привеса при увеличении суммарного содержания углерода и кремния.

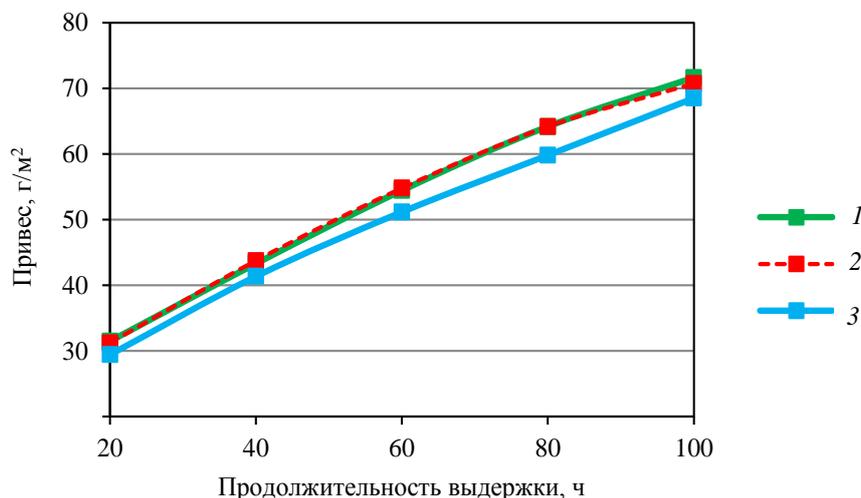


Рис. 6. Привес образцов экспериментальных составов 1–3 в зависимости от продолжительности выдержки

Заключения

Исследованы три варианта легирования кремнием и углеродом нового износостойкого сплава системы Co–Cr–W–C для повышения технологичности применительно к процессу атомизации. Показано, что одновременное увеличение содержания кремния и углерода до верхнего предела не сказывается на термической стабильности композиции – методом ДТА не выявлено тепловых эффектов во всем рабочем диапазоне температур до 1100 °С.

Определение триботехнических характеристик экспериментальных составов при комнатных условиях показало, что совместное увеличение содержания кремния и углерода (несмотря на повышение коэффициента трения) приводит к значительному снижению величин интенсивности изнашивания и линейного износа, в то время как повышение содержания только кремния дает обратный эффект.

Исследование поверхностей трения показывает, что причиной увеличения интенсивности изнашивания при повышенном содержании кремния (со среднерасчетным содержанием углерода) является неравномерность и большая интенсивность окисления поверхности трения, способствующая увеличению внутренних напряжений и выкрашиванию более крупных фрагментов (и даже целых участков пленки). При максимальном содержании углерода в обоих вариантах на поверхности трения формируется плотная однородная оксидная пленка с отделением исключительно малых частиц износа, что и обеспечивает высокие триботехнические характеристики.

Совместное легирование кремнием и углеродом до верхнего предела не только не снижает жаростойкости базовой композиции при максимальной рабочей температуре 1100 °С, но даже обеспечивает некоторое снижение привеса.

Благодарности

Авторы выражают благодарность за помощь в проведении исследований и подготовке статьи Д.П. Фарафонову, П.Н. Медведеву, д.т.н. Н.В. Петрушину и Е.С. Елютину.

Библиографический список

1. Чатынян Л.А., Соловьева Т.А. Износостойкие жаропрочные сплавы для упрочнения сопряженных поверхностей бандажных полок турбинных лопаток авиадвигателей // *Авиационные материалы: науч.-техн. сб.* М.: ВИАМ, 1978. С. 26–33.
2. Мигунов В.П., Чатынян Л.А., Иванов Е.В. и др. Износостойкие и антифрикционные материалы для узлов трения // *Авиационная промышленность.* 1982. № 8. С. 71–73.
3. Фарафонов Д.П., Базылева О.А., Рогалев А.М. Сплавы для упрочнения бандажных полок рабочих лопаток ГТД // *Труды ВИАМ.* 2016. № 9 (45). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.07.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-7-7.
4. Фарафонов Д.П., Мигунов В.П., Алешина Р.Ш. Исследования триботехнических характеристик материалов, применяемых для упрочнения бандажных полок рабочих лопаток турбин ГТД // *Авиационные материалы и технологии.* 2016. № S1 (43). С. 24–30. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-24-30.
5. Кирюханцев-Корнеев Ф.В., Кудряшов А.Е., Шевейко А.Н. и др. Повышение окислительной стойкости жаропрочного никелевого сплава ЭП718-ИД с помощью комбинированной технологии инженерии поверхности // *Письма о материалах.* 2020. № 10 (4). С. 371–376.
6. Неруш С.В., Ермолаев А.С., Рогалев А.М., Василенко С.А. Исследование технологии восстановления торца пера рабочей лопатки первой ступени турбины высокого давления (ТВД) из сплава ЖС32-ВИ методом лазерной газопорошковой наплавки с применением металлического порошка сплава ЖС32-ВИ, изготовленного методом атомизации // *Труды ВИАМ.* 2016. № 8 (44). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.07.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-8-4-4.
7. Корсмик Р.С., Туричин Г.А., Климова-Корсмик О.Г. и др. Лазерная порошковая восстановительная наплавка лопаток газотурбинного двигателя // *Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение.* 2016. Т. 15. № 3. С. 60–69. DOI: 10.18287/2541-7533-2016-15-3-60-69.
8. Евгенов А.Г., Щербаков А.И., Рогалев А.М. Опробование порошков жаропрочных сплавов ЭП718 и ЭП648 производства ФГУП «ВИАМ» для ремонта деталей ГТД методом лазерной газопорошковой наплавки // *Авиационные материалы и технологии.* 2016. № S1 (43). С. 16–23. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-16-23.
9. Ермолаев А.С., Иванов А.М., Василенко С.А. Лазерные технологии и процессы при изготовлении и ремонте деталей газотурбинного двигателя // *Вестник ПНИПУ. Аэрокосмическая техника.* 2013. № 35. С. 49–63.
10. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Оспенникова О.Г., Семенов Б.И., Семенов А.Б., Королев В.А. Металлопорошковые композиции жаропрочного сплава ЭП648 производства ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ в технологиях селективного лазерного сплавления, лазерной газопорошковой наплавки и высокоточного литья полимеров, наполненных металлическими порошками // *Известия вузов. Машиностроение.* 2016. № 9 (678). С. 62–80. DOI: 10.18698/0536-1044-2016-9-62-80.
11. Каблов Е.Н. Настоящее и будущее аддитивных технологий // *Металлы Евразии.* 2017. № 1. С. 2–6.
12. Нигай А.Р., Шелестова А.К. Анализ применения покрытий из кобальтовых сплавов в различных областях машиностроения, полученных методом лазерной наплавки // *Всерос. науч.-техн. конф. студентов «Студенческая научная весна: Машиностроительные технологии».* М.: КванторФорм, 2015. С. 1–7.
13. Durejko T., Łazińska M., Dworecka-Wójcik J. et al. The Tribaloy T-800 Coatings Deposited by Laser Engineered Net Shaping (LENSTM) // *Materials.* 2019. No. 12 (1366). P. 1–13. DOI: 10.3390/ma12091366.

14. Makarov A.V., Korobov Yu.S., Soboleva N.N. et al. Wear-resistant nickel-based laser clad coatings for high-temperature applications // Letters on Materials. 2019. No. 9 (4). P. 470–474. DOI: 10.22226/2410-3535-2019-4-470-474.
15. Afanasieva L.E., Ratkevich G.V. Laser cladding of NiCrBSiFe–WC coating with multichannel laser // Letters on Materials. 2018. No. 8 (3). P. 268–273. DOI: 10.22226/2410-3535-2018-3-268-273.
16. Пейчев Г.И., Замковой В.Е., Андрейченко Н.В. Сравнительные характеристики износостойких сплавов для упрочнения бандажных полок рабочих лопаток // Авиационно-космическая техника и технология. 2010. № 9 (76). С. 102–105.
17. Пейчев Г.И., Милосердов А.Б., Андрейченко Н.В. Исследование легкоплавких эвтектик в микроструктуре износостойкого сплава ХТН-61 // Вестник двигателестроения. 2012. № 1. С. 211–214.
18. Тихомирова Т.В., Гайдук С.В. Исследования методом CALPHAD влияния отношения вольфрама к кремнию на фазовый состав и характеристические температуры кобальтового сплава // Вестник двигателестроения. 2014. № 2. С. 206–210.
19. Фарафонов Д.П., Деговец М.Л., Рогалев А.М. Исследование экспериментальных композиций износостойких сплавов на основе кобальта для ремонта и упрочнения рабочих лопаток турбин высокого давления методом лазерной наплавки // Труды ВИАМ. 2017. № 8 (56). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.07.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-8-5-5.
20. 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.
21. Крагельский И.В. Трение и износ. М.: Машиностроение, 1968. 480 с.