

УДК 669.018.44

П.Б. Мазалов¹, Д.И. Сухов¹, Е.А. Сульянова¹, И.С. Мазалов¹**ЖАРОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА**

DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-3-10

Сплавы на основе кобальта в деформируемом и литом состоянии широко используются для изготовления различных деталей газотурбинных двигателей и газовых турбин, таких как лопатки и камеры сгорания. Данные сплавы разработаны для повышения жаропрочности благодаря твердорастворному и карбидному упрочнению. Для обеспечения стойкости к окислению и горячей коррозии сплавы на основе кобальта легируют хромом в количестве >15 % (по массе). В последнее время сплавы на основе кобальта также стали применяться и в аддитивном производстве. Рассмотрены особенности строения жаропрочных сплавов на основе кобальта и их применение в различных отраслях промышленности.

Ключевые слова: кобальтовый сплав, твердорастворное упрочнение, карбидное упрочнение, жаропрочность, коррозионная стойкость, аддитивное производство.

P.B. Mazalov¹, D.I. Suhov¹, E.A. Sulyanova¹, I.S. Mazalov¹**HEAT-RESISTANT COBALT-BASED ALLOYS**

Cobalt-based alloys are widely used for manufacturing of various components of gas turbine engines and gas turbines such as vanes and combustion chambers both in wrought state and as cast parts. They have been designed for improving the heat resistance due to solid solution and carbide-strengthening mechanisms. In order to obtain satisfactory oxidation resistance and hot corrosion resistance cobalt-based alloys are doped with sufficient amount of chromium (above 15 % wt.). Recently additive manufacturing has started to use cobalt-based alloys. The paper considers the features of the structure of high-temperature cobalt-based alloys and their application in various branches of industry.

Keywords: cobalt-based alloy, solid-solution hardening, carbide hardening, heat resistance, corrosion resistance, additive manufacturing.

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

Развитие металлургии жаропрочных сплавов способствует созданию все более эффективных газовых турбин [1, 2], материалы для которых разрабатываются в первую очередь для повышения их рабочих температур [3]. Из-за разнообразия агрессивных сред, в которых работает материал, внимание разработчиков сплавов также сосредоточено на проблеме деградации материала вследствие окисления и горячей коррозии [4, 5]. Создаются сплавы, обладающие высокой коррозионной стойкостью.

Сплавы на основе кобальта используются с середины XX в. в производстве различных компонентов, таких как лопатки или камеры сгорания газовых турбин и авиационных двигателей. Повышение прочности при высоких температурах достигается за счет твердорастворного и карбидного упрочняющих механизмов. Значительные добавки

хрома (>20 % (по массе)) обеспечивают хорошую стойкость к окислению и сопротивление горячей коррозии.

Из-за уникальных механизмов упрочнения сплавы на основе никеля [4] стали одними из приоритетных при разработке усовершенствованных материалов для газовых турбин. Кобальт является основным легирующим элементом в данных суперсплавах, поэтому его применение привело к появлению системы легирования, имеющей большое технологическое значение для случаев, связанных с повышенными температурами, горячей коррозией и износом.

Сплавы на основе кобальта обладают более пологой кривой сопротивления ползучести и, следовательно, большей жаропрочностью по сравнению с твердорастворными никелевыми сплавами. Кроме того, они более технологичны, чем жаропрочные сплавы, применяющиеся для изготовления лопаток двигателей по классической технологии литья. Использование кобальтовых сплавов в аддитивных технологиях позволяет получать детали сложной формы без дефектов растрескивания.

В данной работе рассмотрены особенности строения жаропрочных сплавов на основе кобальта и их применение в различных отраслях промышленности

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 10.4. «Технологии получения би- и полиметаллических естественноармированных металлических материалов методом прямого лазерного синтеза из металлических порошков» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [6].

Материалы и методы

Сплавы на основе кобальта разрабатывались для применения в качестве материалов, выдерживающих высокие нагрузки при повышенных температурах [7, 8]. Внимание разработчиков привлекала также проблема деградации материала вследствие окисления и горячей коррозии. Поэтому разработка кобальтовых сплавов велась также в направлении улучшения их коррозионных свойств. Сплавы на основе кобальта обладают высокой технологичностью, благодаря чему они нашли широкое применение в производстве [9].

В таблице приведен состав литых и деформируемых сплавов на основе кобальта [10]. В деформируемых сплавах Haynes-25 и Haynes-188 основной упрочняющий механизм – твердорастворный. Он реализуется путем легирования сплава хромом, вольфрамом и никелем.

Состав современных сплавов на основе кобальта

Сплав	Содержание элементов, % (по массе)							
	Cr	Ni	W	Ta	C	B	Zr	остальные элементы
X-40	26,5	10,5	7,5	–	0,50	0,010	–	–
X-45	26,5	10,5	7,5	–	0,75	0,010	–	–
FSX-414	29,5	10,5	7,0	–	0,35	0,010	–	–
MAR-M 302	21,5	–	10,0	9,0	0,85	0,005	0,2	–
MAR-M 509	21,5	10,0	7,0	3,5	0,60	–	0,5	0,2 Ti
Haynes-25	20,0	10,0	15,0	–	0,10	–	–	1,5 Mn
Haynes-188	25,5	22,0	15,0	–	0,08	–	–	0,2 Si; 0,08 La
AiResist 13	21,0	1,0	11,0	–	0,45	–	–	3,5 Al
Inconel 783	3,0	28,0	–	–	0,03	0,010	–	25,0 Fe; 5,5 Al; 3,0 Nb

Кобальт при температуре ~ 420 °С [11] претерпевает полиморфный переход из низкотемпературной гексагональной модификации в высокотемпературную кубическую. Реальная структура кобальта при температуре < 420 °С представляет собой смесь кубической и гексагональной форм [12, 13]. Зарегистрировать данный полиморфный переход в реальных конструкционных сплавах затруднительно, поскольку он растянут во времени и компенсирован легирующими элементами. Ввиду наличия дефектов упаковки кобальтовые сплавы имеют высокие твердость и прочность.

Углерод в кобальтовых сплавах в количестве от 0,25 до 1 % (по массе) способствует образованию карбидов, что также обеспечивает упрочнение материала. Карбидная сетка, образующаяся при затвердевании сплава, достаточно стабильна и обеспечивает прочность при высоких температурах. В сплавах X-40 и MAR-M 509 наличие карбидной сетки улучшает механические свойства в средней области температур, но ухудшает сопротивление ползучести при высоких температурах [14]. Карбидная сетка у границ зерен предотвращает их смещение и обеспечивает упрочнение в сплавах типа MAR-M509. Карбиды также имеют важное значение для стойкости сплава к окислению.

Хотя упрочнение кобальтовых сплавов интерметаллидной γ' -фазой не находит практического применения по причине ее нестабильности при высоких температурах, в настоящее время продолжают разрабатываться сплавы на основе кобальта данного типа [15–17].

Хром в кобальтовых сплавах обеспечивает стойкость к сульфидно-оксидной коррозии, является карбидообразователем (M_7C_3 , $M_{23}C_6$) и участвует в образовании матричной интерметаллидной γ -фазы. Хром – основной элемент, обеспечивающий коррозионные свойства кобальтовых сплавов, образуя на поверхности барьерный оксидный (Cr_2O_3) или шпинельный ($MCrO_4$) слой. Алюминий в качестве антиоксиданта использовался в сплаве AiResist 13 [18], обеспечивая коррозионную стойкость благодаря образованию оксида Al_2O_3 и шпинели MAI_2O_4 . Однако алюминий редко встречается в коммерческих кобальтовых сплавах.

Никель стабилизирует кубическую решетку в кобальте и образует матричную твердорастворную γ -фазу. Вольфрам и молибден, как и никель, обеспечивают твердорастворное упрочнение и являются карбидообразователями (M_6C , MC). Тантал и титан также участвуют в твердорастворном упрочнении и образуют карбиды типа MC . Для улучшения стойкости к окислению в кобальтовые сплавы добавляют алюминий, иттрий и лантан. Цирконий и бор упрочняют границы зерен благодаря формированию в них мелкодисперсных частиц карбидов и боридов, а углерод участвует в образовании карбидов MC , M_6C , $M_{23}C_6$, M_7C_3 [19, 20].

В последние годы возникло новое направление развития кобальтовых сплавов, связанное с изменением их системы легирования. Для улучшения высокотемпературных свойств кобальтовых сплавов в них стали добавлять тугоплавкие элементы, такие как Re, Ta, W, Mo. Это приводит к повышению жаропрочности, сопротивления ползучести, улучшению коррозионных свойств кобальтовых сплавов и их стойкости к окислению [21]. Рений сдерживает движение дислокаций, образуя мелкие кластеры, которые действуют как препятствие во время испытаний на ползучесть. Добавление рения существенно улучшает сопротивление ползучести суперсплавов. Однако избыточное количество добавляемого рения и тантала увеличивает хрупкость материала и вызывает образование топологически плотноупакованных фаз, образующихся в материале при высоких нагрузках и температурах.

В настоящее время проводится много исследований структуры кобальтовых сплавов, легированных тугоплавкими элементами. Фазовый переход кобальтовой твердорастворной матрицы в борсодержащем сплаве состава (в % (атомн.)) Co–17Re–23Cr

из гексагональной формы в кубическую изучен *in situ*-методом дифракции нейтронов при температуре до 1500 °С [22]. Установлено, что увеличение количества бора до 1000 ppm понижает температуру, при которой происходит выделение Co и Cr из твердорастворной матрицы. В результате изменяется состав матрицы вблизи границы раздела фаз, что приводит к образованию в ней при высоких температурах вторичной и третичной фаз с гексагональной структурой. Новые фазы идентифицированы по параметрам решетки.

Микроструктура сплавов составов (в % (атомн.)) Co–17Re–23Cr–2,6C и Co–17Re–23Cr–1,2Ta–2,6C изучена методом сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии [23]. Упрочнение в данных сплавах достигается образованием карбидов хрома и/или вольфрама. Определение состава карбидов проведено методом атомно-зондовой томографии. Карбиды хрома и тантала, являющиеся упрочнителями в данных сплавах, присутствуют в них как в виде частиц нанометрового размера, так и в виде крупных частиц порядка микрометра. Изучена кристаллическая структура исследуемых сплавов [23]. Показано, что оба типа карбидов устойчивы при температуре до 1000 °С. После длительного старения при температуре 1200 °С карбиды тантала более стабильны, чем карбиды хрома.

Жаропрочные сплавы системы Co–Re рассматриваются в качестве альтернативы кобальтовым и никелевым сплавам [24]. Легирование рением увеличивает температуру плавления кобальтовых сплавов [25], и они дополняют никелевые суперсплавы при сверхвысоких рабочих температурах. В отличие от никелевых сплавов с ($\gamma+\gamma'$)-структурой, сплавы системы Co–Re имеют сложную микроструктуру со множеством различных фаз разнообразной морфологии. Карбиды типа MC являются главными упрочнителями в данных сплавах, а хром и кремний отвечают за стойкость к окислению.

Результаты и обсуждение

Для большинства кобальтовых сплавов (см. таблицу) основным легирующим элементом, используемым для улучшения коррозионной стойкости, является хром. Сплавов, таких как AiResist 13 [26], в которых повышение стойкости к окислению обеспечивается легированием алюминием, существенно меньше.

Чистый никель имеет более низкие скорости окисления, чем кобальт, благодаря более низкой скорости самодиффузии [27]. Однако сплавы системы Co–Cr эквивалентны по стойкости к окислению, а в некоторых случаях превосходят по данному свойству сплавы системы Ni–Cr. При взаимодействии со средой окисления на поверхности материала образуются шпинельные ($M\text{Cr}_2\text{O}_4$) или оксидные (CoO , Cr_2O_3) барьеры, которые препятствуют окислению основного материала. Чистый CoO является металлодефицитным полупроводником *p*-типа, и даже небольшие добавки более высоковалентного элемента хрома увеличивают скорость окисления [27]. Аналогичным образом ведет себя и никель [28].

Низкие коэффициенты самодиффузии кремния и алюминия в соответствующих оксидах оправдывают использование этих элементов в качестве легирующих добавок в кобальтовых сплавах для улучшения их коррозионной стойкости благодаря образованию на поверхности сплава оксидов SiO_2 или Al_2O_3 . Защитные слои Al_2O_3 широко используются во многих системах покрытий для большинства суперсплавов на основе никеля. Легирование алюминием часто используется в покрытиях типа M–Cr–Al. Одновременное легирование хромом и алюминием повышает стойкость кобальта к окислению за счет образования внутреннего слоя Al_2O_3 , примыкающего к металлу, и внешнего слоя Cr_2O_3 [28]. Стабильное образование оксидного слоя Al_2O_3 на поверхности материала происходит только в том случае, если содержание алюминия превышает минимальное значение, ниже которого наблюдается внутреннее окисление.

Добавление в сплав системы Co–Cr тантала также повышает его стойкость к окислению. В процессе окисления тантал удаляется из внешнего слоя CoO и диффундирует в богатый хромом оксидный слой, граничащий с металлом [28]. В коммерческих сплавах MAR-M 509 и MAR-M 302 хорошая стойкость к окислению обеспечивается именно благодаря присутствию в них тантала [29].

Добавки молибдена в сплавы системы Co–Cr эффективны для повышения коррозионной стойкости при температуре до 1000 °C [30]. Вольфрам, использующийся в сплавах на основе кобальта в качестве упрочняющего компонента, участвующего в твердорастворном упрочнении материала, и в качестве карбидообразователя, не вносит заметный вклад в коррозионную стойкость.

Известно, что добавки редкоземельных элементов в небольших количествах повышают адгезию оксидных слоев в суперсплавах, особенно при циклической нагрузке. Церий или иттрий в сплавах составов (в % (атомн.)) Co–10Cr и Co–30Cr не оказывают существенного влияния на стойкость к коррозии [31]. Тем не менее редкоземельные элементы добавляют в сплавы на основе кобальта (лантан – в сплав Haynes-188, иттрий – в сплав FSX-418), поскольку они предотвращают разрыв оксидного слоя.

Скорость сульфидно-оксидной коррозии кобальта [32] значительно меньше, чем для никеля или железа. Добавление хрома в кобальт приводит к резкому снижению скорости сульфидной коррозии в H₂S. Из большого числа легирующих элементов только алюминий оказывает негативное влияние на стойкость к сульфидной коррозии, улучшая кинетику сульфидирования сплавов системы Co–Cr в H₂S. Сплавы FSX-414 и FSX-418 специально разработаны с высоким содержанием хрома для улучшенной стойкости к сульфидной коррозии.

Хром также является основным элементом, обеспечивающим повышенную стойкость кобальтовых сплавов к горячей коррозии. Хром, алюминий, тантал и иттрий оказывают положительное влияние на стойкость к горячей коррозии, а молибден и вольфрам – негативное [32].

Новые экспериментальные сплавы системы Co–Re также имеют хорошую стойкость к окислению [33]. Некоторые двойные, тройные и четверные сплавы системы Co–Re–Cr–C использованы в качестве модельных для определения вклада каждого легирующего элемента в стойкость к окислению сплава. Свойства современных сплавов системы Co–Re, содержащих 23 и 30 % (атомн.) Cr, близки к свойствам двойных сплавов системы Co–Cr с соответствующим содержанием хрома. Окалина является многослойной и состоит из внешнего твердого слоя CoO, пористого смешанного оксидного слоя, содержащего оксид хрома и шпинель системы Co–Cr, и слоя Cr₂O₃. Двойной сплав системы Co–Re отличается от сплава системы Co–Cr по стойкости к окислению, поскольку в нем образуется монолитный слой окалина CoO. Однако Re в комбинации с хромом формирует γ -фазу системы Cr–Re, которая окисляется гораздо быстрее по сравнению с хромовой матрицей. Углерод связывает часть хрома с образованием карбидов типа Cr₂₃C₆. Однако эти карбиды нестабильны при 1000 °C и растворяются со временем. Поэтому углерод в сплавах системы Co–Re имеет небольшое значение для стойкости сплава к окислению. В целом увеличение содержания хрома в сплавах повышает их стойкость к окислению.

В России в настоящее время ведутся разработки новых жаропрочных сплавов на основе кобальта для применения их в аддитивных технологиях [34]. Свойства данных сплавов, получаемых современными методами аддитивных технологий, активно исследуются как в России [35], так и за рубежом [36, 37]. Разработка материалов нового поколения с высоким комплексом физико-химических показателей для использования в аддитивном производстве совместно с отработкой технологии изготовления особо ответственных конструктивных элементов достаточно перспективно.

Заключения

Сплавы на основе кобальта упрочнены по твердорастворному принципу, содержат по границам зерен эвтектические карбиды типа M_7C_3 и мелкодисперсные карбиды типа $M_{23}C_6$ и MC (в танталсодержащих сплавах) внутри зерен. Границы зерен упрочнены бором и цирконием. Благодаря нескольким механизмам упрочнения такие сплавы обладают хорошим сопротивлением ползучести при высоких температурах, хорошим сопротивлением усталости и высокой стойкостью к окислению. Общей особенностью кобальтовых сплавов является их износостойкость, используемая не только в ряде коммерческих сплавов системы $Co-Cr-W-C$, но и в сплавах на основе кобальта для газовых турбин. Износостойкость также обеспечивается твердорастворным упрочнением и тенденцией к переходу твердого раствора на основе кобальта из кубической формы в гексагональную. Жаропрочные сплавы на основе кобальта широко используются для изготовления различных деталей газотурбинных двигателей и газовых турбин, таких как лопатки и камеры сгорания. Кобальтовые сплавы используются в деформированном и литом состояниях, а также изготавливаются методами аддитивных технологий.

Библиографический список

1. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С., Сидоров В.В. Приоритетные направления развития технологий производства жаропрочных материалов для авиационного двигателестроения // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2013. № 3. С. 47–54.
2. Каблов Е.Н., Летников М.Н., Оспенникова О.Г., Бакрадзе М.М., Шестакова А.А. Особенности формирования частиц упрочняющей γ' -фазы в процессе старения высоколегированного жаропрочного деформируемого никелевого сплава ВЖ175-ИД // Труды ВИАМ. 2019. № 9 (81). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.10.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-9-3-14.
3. Неруш С.В., Евгенов А.Г. Исследование мелкодисперсного металлического порошка жаропрочного сплава марки ЭП648-ВИ применительно к лазерной LMD-наплавке, а также оценка качества наплавки порошкового материала на никелевой основе на рабочие лопатки ТВД // Труды ВИАМ. 2014. № 3. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.10.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-3-1-1.
4. Раевских А.Н., Чабина Е.Б., Петрушин Н.В., Филонова Е.В. Исследование структурно-фазовых изменений на границе между монокристаллической подложкой и сплавом ЖС32-ВИ, полученным селективным лазерным сплавлением, после воздействия высоких температур и напряжений // Труды ВИАМ. 2019. № 1 (73). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.10.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-1-3-12.
5. Назаркин Р.М., Петрушин Н.В., Рогалев А.М. Структурно-фазовые характеристики сплава ЖС32-ВИ, полученного методами направленной кристаллизации, гранульной металлургии и селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2017. № 2 (50). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.10.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-2-2-2.
6. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГИЦ 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.
7. Sims C.T., Stoloff N.S., Hagel W.C. Superalloys II. N.Y.: John Wiley and Sons, 1987. 384 p.
8. Howes M.A.H. Additional Thermal Fatigue Data on Nickel and Co-based Superalloys: NASA Final Report. ITT Research Institute, 1973. 75 p.
9. Deshpande S. A Review on Appropriateness of Cobalt based Alloys and Super Alloys for Machining // International Journal of Engineering Research & Technology. 2019. Vol. 8. Is. 01. P. 267–269.
10. Coutoradis D., Davin A., Lamberigts M. Cobalt-based Superalloys for Applications in Gas Turbines // Materials Science and Engineering. 1987. Vol. 88. P. 11–19.

11. Nishizawa T., Ishida K. The Co–Ni (Cobalt–Nickel) System // *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*. 1983. Vol. 4. No. 4. P. 390–395. DOI: 10.1038/s41598-017-03877-5.
12. Wilson A.J.C. Imperfections in the Structure of Cobalt. II. Mathematical Treatment of Proposed Structure Proceedings of the Royal Society of London // *Mathematical and Physical Sciences. Series A*. 1942. Vol. 180. No. 982. P. 277–285.
13. Lizárraga R., Pan F., Bergqvist L. et al. First Principles Theory of the HCP-FCC Phase Transition in Cobalt // *Scientific Reports*. 2017. Vol. 7. No. 1. P. 3778. DOI: 10.1038/s41598-017-03877-5.
14. Betteridge W. Cobalt and its Alloys. N.Y.: John Wiley and Sons, 1982. 159 p.
15. Sato J., Omori T., Oikawa K. et al. Cobalt-Base High-Temperature Alloys // *Science*. 2006. Vol. 312. Is. 5770. P. 90–91. DOI: 10.1126/science.1121738.
16. Suzuki A., Inui H., Pollock T.M. L12-Strengthened Cobalt-Base Superalloys // *Annual Review of Materials Research*. 2015. Vol. 45. P. 345–368. DOI: 10.1146/annurev-matsci-070214-021043.
17. Jokisaari A.M., Naghavi S.S., Wolverton C. et al. Predicting the Morphologies of γ' Precipitates in Cobalt-Based Superalloys // *Acta Materialia*. 2017. Vol. 141. P. 273–284. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.09.003.
18. Sullivan S.P., Donachie M.J., Mortal F.R. Cobalt-base Superalloys. Brussels: Cobalt Information Centre, 1970. 77 p.
19. Liu R., Yao M.X., Wu X. Influence of Carbon Content in Cobalt-Based Superalloys on Mechanical and Wear Properties // *Transactions of the ASME*. 2004. Vol. 126. P. 204–212. DOI: 10.1115/1.1651096.
20. Hernandez-Rodriguez M.A.L., Laverde-Cataño D.A., Lozano D. et al. Influence of Boron Addition on the Microstructure and the Corrosion Resistance of CoCrMo Alloy // *Metals*. 2019. Vol. 9. No. 307. DOI: 10.3390/met9030307.
21. Liu X., Wu D., Zhang J. et al. Experimental Investigation of Phase Equilibria in the Co–Re–Ta Ternary System // *Metals*. 2018. Vol. 8. No. 11. P. 911. DOI: 10.3390/met8110911.
22. Beran P., Mukherji D., Strunz P. et al. Additional Phases at High Boron Content in High-Temperature Co–Re–Cr Alloys // *Metals*. 2018. Vol. 8. No. 8. P. 621. DOI: 10.3390/met8080621.
23. Wanderka N., Mousa M.S., Henke P. et al. Carbides in Co–Re–Cr-based high-temperature alloys // *Journal of Materials Science*. 2016. Vol. 51. P. 7145–7155. DOI: 10.1007/s10853-016-9995-3.
24. Rösler J., Mukherji D., Baranski T. Co–Re-based Alloys: A New Class of High Temperature Materials // *Advanced Engineering Materials*. 2007. Vol. 9. No. 10. P. 876–881. DOI: 10.1002/adem.200700132.
25. Mukherji D., Strunz P., Gilles R. et al. Current status of Co–Re-based alloys being developed to supplement Ni-based superalloys for ultra-high temperature applications in gas turbines // *Kovove Materialy*. 2015. Vol. 53. No. 4. P. 287–294. DOI: 10.4149/km 2015-4-287.
26. Goward G.W. Current Research on the Surface Protection of Superalloys for Gas Turbine Engines // *The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society*. 1970. Vol. 22. No. 10. P. 31–39.
27. Landolt-Börnstein. Diffusion in Solid Metals and Alloys Group III: Crystal and Solid State Physics. Springer, 1990. Vol. 26. 747 p. DOI: 10.1007/b37801.
28. Davin A., Coutsouradis D. What are the effects of alloying elements simply or in combination on hot corrosion? // *High temperature Corrosion of Aerospace Alloys: Advisory Group for Aerospace Research and Development conference proceedings*. 1973. Vol. 120. P. 221–234.
29. Gupta K.P. The Co–Cr–Ta (Cobalt–Chromium–Tantalum) System // *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*. 2005. Vol. 26. No. 1. P. 93–97.
30. Davin A., Coutsouradis D., Habraken L. Dry Corrosion in Cobalt-Chromium Alloys at High Temperature, Influence of Ternary Additions // *Cobalt*. 1967. Vol. 35. P. 69–77.
31. Davin A., Coutsouradis D., Habraken L. Influence of alloying elements on the hot-corrosion resistance of Co–Cr alloys // *Werkstoffe und Korrosion (Materials and Corrosion)*. 1971. Vol. 22. No. 6. P. 517–527.
32. Coutsouradis D., Davin A. The sulfidation of cobalt and cobalt alloys by sulfur vapor and hydrogen sulfide // *High Temperature Metallic Corrosion in Sulfur and Its Compounds: Proceedings of a Symposium / ed. Z.A. Foroulis*. N.Y.: Electrochemical Society, 1970. P. 132–158.

33. Klauke M., Mukherji D., Gorr B. et al. Oxidation behavior of experimental Co–Re-base alloys in laboratory air at 1000 °C // *International Journal of Materials Research*. 2013. Vol. 100. No. 1. P. 104–111. DOI: 10.3139/146.101792.
34. Мазалов И.С., Сухов Д.И., Неруш С.В., Сульянова Е.А. Особенности формирования микро-структуры сплавов системы Co–Cr–Ni–W–Ta и их механические свойства // *Кристаллография*. 2019. Т. 64. № 4. С. 544–549.
35. Мазалов И.С., Мазалов П.Б., Сухов Д.И., Сульянова Е.А. Влияние параметров горячего изостатического прессования на структуру и свойства сплавов на основе кобальта, получаемых методом селективного лазерного сплавления // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 2 (63). Ст. 01. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 02.04.2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-3-14.
36. Cloots M., Kunze K., Uggowitzer P.J., Wegener K. Microstructural characteristics of the nickel-based alloy IN 738 LC and the cobalt-based alloy MAR-M 509 produced by selective laser melting // *Materials Science and Engineering: A*. 2016. Vol. 658. No. 21. P. 68–76.
37. Ferreri N.C., Ghorbanpour S., Bhowmik S. et al. Effects of build orientation and heat treatment on the evolution of microstructure and mechanical properties of alloy MAR-M509 fabricated via laser powder bed fusion // *International Journal of Plasticity*. 2019. Vol. 121. P. 116–133.