

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Co–Cr–Ni–W–Ta И ИХ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

© 2019 г. И. С. Мазалов¹, Д. И. Сухов¹, С. В. Неруш¹, Е. А. Сульянова^{1,*}

¹Всероссийский институт авиационных материалов, Москва, Россия

*E-mail: sulyanova@gmail.com

Поступила в редакцию 17.05.2018 г.

После доработки 17.05.2018 г.

Принята к публикации 29.05.2018 г.

Исследованы микроструктура и механические свойства трех экспериментальных композиций нового жаро- и коррозионностойкого сплава на основе кобальта в литом состоянии. Установлено, что упрочнение в композициях достигается путем образования в них в процессе старения карбидных фаз. Показано, что при температуре 20°C предел прочности данного материала составляет 650(50) МПа, а предел текучести 440(10) МПа. Исследование жаропрочности показало, что при температуре 800°C образцы выдерживают нагрузку в 170 МПа в течение 329 ч, при 1100°C – 25 МПа в течение 1093 ч. Исследованный новый сплав превосходит по механическим свойствам зарубежный жаропрочный сплав FSX-414.

DOI: 10.1134/S0023476119040155

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы системы Co–Cr с добавками никеля, титана, хрома и других легирующих элементов обладают высоким сопротивлением ползучести при 600–800°C [1–15], что позволяет применять их для изготовления деталей, работающих в условиях высоких напряжений и температур. С 40-х годов XX века жаропрочные сплавы на основе кобальта, легируемые тугоплавкими элементами, начали применять в деталях газотурбинных двигателей [16].

Наиболее широкое применение для изготовления литых лопаток газовых турбин турбокомпрессоров в США получил сплав системы Co–Cr–Mo HS-21, известный под названием виталлиум. Затем были разработаны его модификации HS-25, HS-31, сплавы серии Satellite: X-10, X-40 и X-45 и деформируемые сплавы S-816 и S-590 [17], которые имели высокие жаропрочные свойства при температурах до 800°C [3–5, 7, 8]. Данные сплавы были использованы в ряде реактивных двигателей в виде лопаток газовых турбин [3]. Сплавы на кобальтовой основе Satellite: X-40, X-45, а также более современные сплавы FSX-414, FSX-418, MAR M-302, MAR M-509 [18] используются для отливок деталей соплового аппарата, топливных форсунок, горелок и деталей сопла.

Сплавы на основе кобальта при умеренных температурах имеют сравнительно невысокие характеристики жаропрочности, которые с повышением температуры до 900°C мало изменяются

и вследствие этого становятся достаточно высокими по сравнению с аналогичными характеристиками других жаропрочных сплавов [17]. При 800°C эти сплавы обеспечивают 100-часовую длительную прочность при напряжении 160–250 МПа, а при 1090°C – 24–52 МПа. Характерная особенность кобальтовых сплавов – способность сохранять жаропрочность до температур, незначительно меньших (примерно на 110°) температуры их плавления.

Вероятность образования трещин при кристаллизации вследствие фазовых напряжений в крупногабаритных отливках из кобальт-хромовых сплавов существенно ниже, чем в отливках из высоколегированных литейных никелевых сплавов. Кобальтовые сплавы превосходно свариваются [18], что делает доступным проведение ремонта изготовленных из них деталей методом сварки и наплавки, тем самым увеличивая их эксплуатационный ресурс. Сплавы на основе кобальта имеют преимущество перед свариваемыми никелевыми сплавами по сопротивлению высокотемпературной коррозии в агрессивных средах, продуктах сгорания высокосернистого топлива [17].

Использование кобальта в качестве основы жаропрочных сплавов связано с тем, что он образует широкие области твердых растворов со многими элементами (Fe, Ni, Cr, Mo и др.). Сокращение области твердых растворов при понижении температуры с образованием химических соединений при соответствующей термической обра-

ботке позволяет получать кобальтовые сплавы с высокодисперсной гетерогенной структурой [19]. Кобальтовые сплавы известны в нескольких композициях: Co–Cr, Co–Cr–Ni, Co–Cr–Mo, Co–Cr–Ni–W. Добавление легирующих компонентов придает им высокую жаропрочность, а переменная растворимость фаз при изменении температуры позволяет варьировать свойства сплавов при старении.

Микроструктура кобальтовых сплавов представляет собой матрицу, образованную высоко-температурной модификацией Co (γ -фаза) с ГЦК-решеткой, стабилизированной Ni, и карбидных включений различного состава (M_3C , M_7C_3 , M_6C , $M_{23}C_6$, где M – металл) [20]. Сопrotивление ползучести кобальтовых сплавов зависит главным образом от твердорастворного и карбидного упрочнения. Высокая жаропрочность кобальтовых сплавов связана с особенностями их структуры, которая представляет собой почти сплошную сетку тугоплавких фаз, пронизывающую высокопрочную матрицу.

С развитием никелевых сплавов, упрочняемых упорядоченной γ' -фазой $Ni_3(Al, Ti)$, была всесторонне исследована возможность упрочнения сплавов с использованием геометрически плотноупакованных фаз типа A_3B . Предпринимались попытки упрочнить кобальтовые сплавы при помощи фазы Co_3Ti , имеющей структуру $L1_2$ [21, 22], и упорядоченной фазы Co_3Ta с ГЦК-решеткой [23, 24].

Образование в кобальтовых сплавах γ' -фазы со структурой $L1_2$ существенно затруднено из-за большого несоответствия параметров решетки матричной γ и γ' -фаз, которое определяет стабильность системы и должно составлять не более 1% [20]. В никелевых сплавах данный параметр составляет от 0.1 до 0.5%. Фаза Co_3Al , аналог фазы Ni_3Al , метастабильна и существует только при высоком давлении [25, 26], но ее можно стабилизировать добавками легирующих элементов [27, 28]. В интервале температур от 20 до 1000°C предел текучести кобальтового сплава, упрочненного кубоидной γ' -фазой $Co_3(Al, X)$ в количестве 60%, примерно в 2 раза ниже, чем таковой у никелевого сплава PWA 1426, но пластичность кобальтового сплава при этом более чем в 3 раза выше [28]. Фаза Co_3Ti стабильна при нормальных условиях [29]. Добавление в кобальтовый сплав титана в количестве ~15% приводит к улучшению механических характеристик сплава благодаря образованию в нем кубоидной γ' -фазы $(Co, Ni)_3Ti$ в количестве около 35% [30]. Упрочнение при помощи γ' -фазы $(Co, Ni)_3Ti$ возможно только при температурах ниже 750°C, выше которой она растворяется [21, 22].

В коммерческих сплавах на основе кобальта, рассчитанных на работу при высоких температурах, применяется карбидный тип упрочнения. Тип и стабильность карбидов, образующихся в кобальтовых сплавах в процессе их старения, определяются содержанием в сплаве углерода и карбидообразующих элементов (тантала, гафния, ниобия, титана), а также соотношением хрома, вольфрама и молибдена. Морфология карбидов и их размер зависят от условий кристаллизации и легирования [31].

Сплав MAR M-509, являющийся одним из лучших жаропрочных сплавов на основе кобальта, способен обеспечить 100-часовую длительную прочность при напряжении 52 МПа при температуре 1090°C [17]. Повышение рабочей температуры деталей, изготовленных из сплавов на основе кобальта, является актуальной на сегодняшний день задачей. Цель настоящей работы – изучение микроструктуры и механических свойств нового сплава системы Co–Cr–Ni–W–Ta в литом состоянии после баротермической обработки – горячего изостатического прессования (ГИП).

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Для исследуемых экспериментальных композиций выбрана основа, содержащая 47–53 мас. % Co и 24–28 мас. % Cr. Соотношение компонентов в выбранной основе является типичным для литейных кобальтовых сплавов. Для стабилизации высокотемпературной аустенитной структуры кобальтовой матрицы (γ -фазы) с ГЦК-решеткой и подавления ее превращения в гексагональную структуру при низких температурах в сплав добавлен никель в количестве 7–10 мас. %. Также в состав сплава были введены дополнительные элементы: Cr, W, Ti, Ta, Y, La, C.

Добавка хрома служит для увеличения коррозионной стойкости и жаростойкости, поскольку в процессе нагрева он образует защитную оксидную пленку. Вольфрам обеспечивает сплаву твердорастворное упрочнение. Количество вольфрама в сплаве принято равным 9–12 мас. %, в пределах которого реализуется эффективное упрочнение при сохранении фазовой стабильности. С целью улучшения характеристик длительной прочности в сплав ввели тантал в количестве 2–6 мас. %. Для дополнительного увеличения стойкости к окислению в сплав добавили редкоземельные элементы Y и La. Данные элементы призваны повысить прочность связи окалины с основой и таким образом снизить скорость окисления сплава. Они обеспечивают высокое сопротивление газовой и сульфидно-оксидной коррозии за счет снижения диффузии кислорода, серы, водорода и других вредных примесей из рабочей среды при эксплуатации в области рабочих температур. Содержание углерода выбрано на минимальном для ли-

тейных кобальтовых сплавов уровне 0.2 мас. % для достижения комплекса характеристик длительной прочности, хорошей пластичности и свариваемости. Титан добавлен в состав сплава как карбидообразователь, который наравне с танталом способен образовывать монокарбиды типа MC , считающиеся главным упрочняющим фактором в современных кобальтовых сплавах. Они являются основным источником образования значительных количеств карбидов типа $M_{23}C_6$ по реакции разложения, обеспечивая так называемое “вторичное” упрочнение сплава при старении. В процессе выплавки в состав введен магний. Он наряду с лантаном обеспечивает рафинирование сплава от кислорода, серы и фосфора, что положительно влияет на механические свойства. Базовый состав предлагаемого сплава $Co-Cr-Ni-W-Ta-Ti-Y-La-C$ (состав 1).

В работе также исследованы две модификации базового состава. В первой в состав сплава введен алюминий для исследования его влияния на жаростойкость (состав 2). Во второй модификации вольфрам частично заменен молибденом в соотношении $\sim 1 : 1$ и добавлен цирконий (состав 3). Молибден должен усиливать твердорастворное упрочнение. Цирконий, будучи карбидообразующим элементом, должен участвовать в карбидном упрочнении и наряду с Ta и Ti образовывать зернограничные выделения дисперсных карбидов типа MC , способствующих повышению прочностных характеристик сплава.

Выплавку проводили в вакуумной индукционной печи ВИАМ-2002 с получением прутковых шихтовых заготовок трех составов, из которых после механической обработки и контроля химического состава были отлиты заготовки образцов с равноосной структурой для исследований и испытаний. Изготовление образцов проводили методом литья по выплавляемым моделям на специализированной вакуумной плавильно-заливочной установке с печью подогрева форм модели УППФ-У. Образцы для исследований получали механической обработкой отливок. Внешний вид заливочной формы, полученной отливки, заготовок и изготовленных образцов представлен на рис. 1.

Для выявления критических температур фазовых превращений три экспериментальные композиции исследовали методом дифференциального термического анализа с использованием дифференциального сканирующего калориметра DSC 404 F1 в диапазоне температур от 35 до 1500°C в атмосфере аргона. Результаты представлены в табл. 1. Точка неравновесного солидуса (сольвус), соответствующая, по-видимому, температуре начала плавления эвтектической карбидной фазы, для исследуемых образцов составляет 1250–1256°C. Эта температура характеризует верхний температурный предел применения ма-

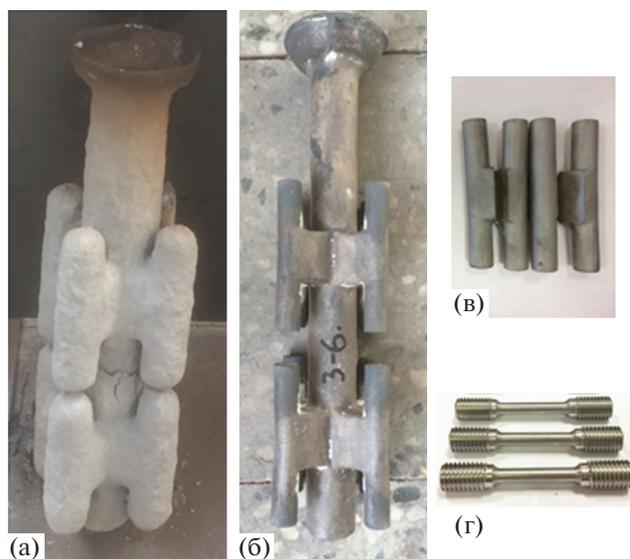


Рис. 1. Внешний вид заливочного блока (а), полученной отливки (б), заготовок образцов (в) и изготовленных образцов (г) для испытаний на прочность.

териала, который для материала составов 1 и 2 составляет 1256 и 1253°C соответственно. Для материала состава 3 данная температура равна температуре солидуса – 1228°C, поскольку растворение карбидной фазы в материале данного состава протекает при температуре, превышающей температуру солидуса. Температура ликвидуса, соответствующая полному переходу сплава в жидкую фазу, составила 1378–1387°C.

Температура ГИП исследуемых составов может быть выбрана вплоть до 1228–1296°C в зависимости от композиции. Но поскольку исследуемые многокомпонентные сплавы находятся в неравновесном состоянии, при температурах, близких к солидусу, будут активно протекать процессы диффузии, обуславливающие коагуляцию и частичное растворение эвтектических фаз. Высокая температура ГИП может приводить к формированию крупных эвтектических включений, а также сплошной пленки карбидной эвтектики на границах зерен, что отрицательно скажется на механических свойствах материала. Слишком низкая температура ГИП не обеспечит достаточную пластичность системы $Co-Cr$ при рабочем

Таблица 1. Температуры фазовых превращений трех экспериментальных композиций сплава системы $Co-Cr-Ni-W-Ta$

Состав	1	2	3
$T_{\text{ликвидус}}, ^\circ\text{C}$	1378	1387	1379
$T_{\text{солидус}}, ^\circ\text{C}$	1269	1296	1228
$T_{\text{сольвус}}, ^\circ\text{C}$ (карбидная фаза)	1256	1253	1250

Таблица 2. Механические свойства образцов в литом состоянии после ГИП трех экспериментальных композиций сплава системы Co–Cr–Ni–W–Ta при 20°C в сравнении с зарубежными сплавами-аналогами FSX-414 и MAR-M509

Состав	$\sigma_{\text{в}}^{20}$, МПа	$\sigma_{0,2}^{20}$, МПа	δ , %
1	668(50)	430(10)	14
2	712(50)	450(10)	11
3	602(50)	443(10)	9
MAR-M509	785	570	4
FSX-414	740	440	11

давлении газостата для эффективного устранения дефектов литейного происхождения (пор). Литые заготовки образцов были подвергнуты ГИП обработке при 1160°C и давлении 150 МПа в течение 4 ч. После ГИП заготовки подвергались механической обработке с получением требуемых типов образцов для испытаний.

Структуру отливок и морфологию фазовых составляющих исследуемых сплавов изучали на растровом электронном микроскопе JSM-6490LV. Качественный микрорентгеноспектральный анализ проводили по ГОСТ 22309-2015 на сканирующем электронном микроскопе Zeiss EVO MA 10 (Carl Zeiss), оснащенный энергодисперсионным спектрометром “X-Max” (Oxford Instruments), с применением калибровки по сертифицированным эталонам. Диапазон регистрируемых элементов для качественного анализа – от Be (атомный номер $Z = 4$) до U ($Z = 92$). Локальность анализа – 1 мкм². Глубина анализа – 1 мкм.

Испытания на растяжение проводили на электромеханической испытательной машине Карра 50DS по ГОСТ 1497, на длительную прочность – на испытательной машине ZST2/3-ВИЭТ по ГОСТ 10145, результаты представлены в табл. 2, 3 соответственно.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Микроструктура отливок трех экспериментальных составов кобальтового сплава представлена на рис. 2. Структура в исходном состоянии после выплавки и ГИП представляет собой дендритные зерна твердого раствора Co–Cr–Ni и тугоплавких металлов в зависимости от состава композиции. Дендриты имеют сечение 25–40 мкм и протяженность 70–100 мкм. В междендритном пространстве кристаллизуются эвтектические карбидные фазы. В осях дендритов образуются вторичные карбидные фазы.

В образцах составов 1 и 2 в исходном состоянии наблюдаются карбиды, имеющие форму иероглифов, и единичные карбиды неопределен-

Таблица 3. Длительная прочность образцов в литом состоянии после ГИП трех экспериментальных композиций сплава системы Co–Cr–Ni–W–Ta при 800 и 1100°C в сравнении с зарубежными сплавами-аналогами FSX-414 и MAR-M509

Состав	T , °C	σ , МПа	τ , ч
1	800	170	329
2			51
3			32
FSX-414	815	160	
MAR-M509		250	
1	1100	25	856
2			1093
3			309
FSX-414	1090	24	
MAR-M509		52	

ной формы, расположенные в междендритных областях, а также мелкие карбиды в осях дендритов (рис. 2а–2г). В образце состава 3 наблюдаются крупные (~5 мкм) карбиды неопределенной формы и более мелкие (2–3 мкм) овальной и кубической формы, расположенные в междендритных областях, а также дисперсные карбиды как в междендритных областях, так и в осях дендритов (рис. 2д, 2е).

Результаты исследования образцов методом качественного микрорентгеноспектрального анализа показали, что матрица сплавов представляет собой твердый раствор на основе Co–Cr–Ni (фаза 1, рис. 2б, 2г, 2е). Во всех исследованных составах обнаружены два типа карбидов: на основе тантала (фаза 2, рис. 2б, 2г, 2е), а также на основе вольфрама и тантала (фаза 3, рис. 2б, 2г, 2е). В образце состава 3 обнаружена также фаза с повышенным содержанием хрома, молибдена и вольфрама и с пониженным содержанием кобальта (фаза 4, рис. 2е). Определение типа карбидных фаз требует дополнительных исследований.

Для оценки стабильности фазовых составляющих экспериментальных композиций материал образцов исследовали после испытаний на длительную прочность (выдержка при температуре 1100°C в течение времени, соответствующего продолжительности испытаний). Микроструктура образцов до (рис. 3а, в, 3д) и после испытаний (рис. 3б, 3г, 3е) представлена на рис. 3.

В образцах составов 1 и 2 после испытаний морфология карбидов не изменилась, количество мелкодисперсных карбидов в осях дендритов увеличилось (рис. 3б, 3г). В образце состава 3 после испытаний наблюдаются карбиды, имеющие форму иероглифов, и единичные карбиды неопределенной формы, расположенные в меж-

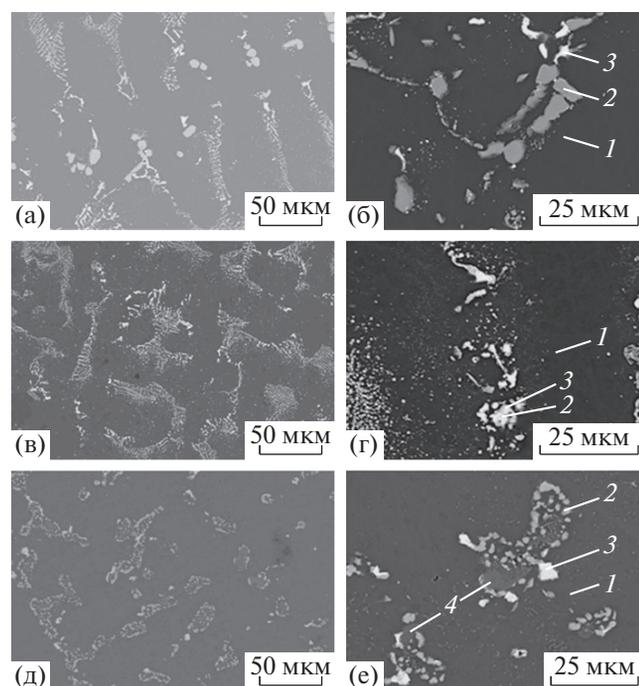


Рис. 2. Микроструктура образцов в литом состоянии после ГИП трех экспериментальных составов сплава системы Co–Cr–Ni–W–Ta: а, б – 1, в, г – 2, д, е – 3. Цифрами обозначены фазовые составляющие сплава: 1 – твердый раствор Co–Cr–Ni (матричная фаза), 2 – карбидная фаза на основе Ta, 3 – карбидная фаза на основе Ta и W, 4 – твердый раствор Co–Cr–Mo.

дендритных областях, а также мелкие карбиды в осях дендритов (рис. 3е).

Все три исследованных состава имеют близкие механические характеристики при 20°C (табл. 2). Прочность при нормальной температуре определяется в основном величиной зерен кристаллитов, крупностью дендритной структуры, т.е. количеством границ, по которым может происходить пластическая деформация, морфологией и размером фазовых включений. Наименьшим пределом прочности и низкой пластичностью обладают образцы состава 3, который имеет наиболее крупную дендритную структуру. Образцы состава 2, имеющие наиболее мелкую структуру дендритов твердого раствора, обладают наибольшим пределом прочности из трех исследованных составов и высокой пластичностью.

При испытаниях на длительную прочность при температуре 800°C факторами сдерживания ползучести, определяющей время до разрушения материала, являются как первичные карбидные фазы, которые выделились при ГИП-обработке, так и вторичные, образующиеся в процессе испытаний. Для обеспечения требуемой жаропрочности при температуре 800°C необходимо наличие в составе материала элементов, образующих устойчивую вторичную карбидную фазу (Ti, Ta, Zr), а

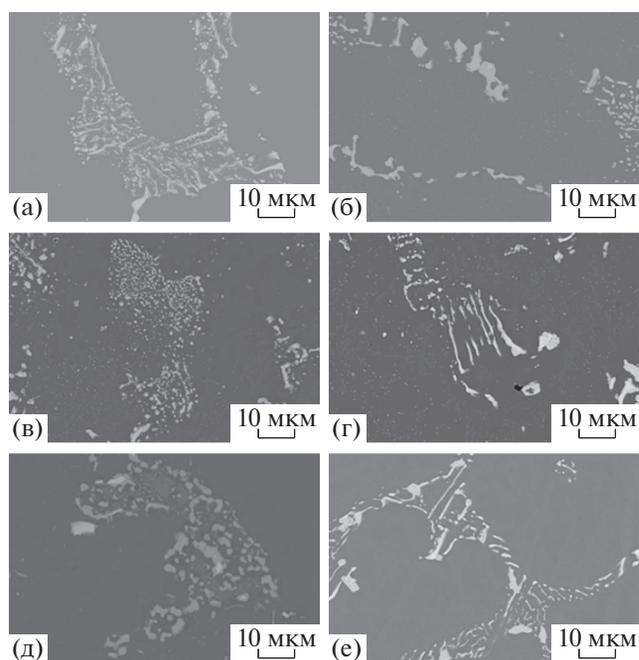


Рис. 3. Микроструктура образцов в литом состоянии после ГИП трех экспериментальных составов сплава системы Co–Cr–Ni–W–Ta до испытаний механических свойств: а – 1, в – 2, д – 3, после испытаний при 1100°C: б – 1, г – 2, е – 3.

также тугоплавких элементов (Ta, W), образующих достаточное количество карбидных фаз для сдерживания ползучести. Установлено, что базовый состав 1 имеет более высокий ресурс по времени до разрушения при испытании на длительную прочность при 800°C по сравнению с обоими модифицированными составами (2 и 3) (табл. 2). Добавление к базовому составу алюминия (состав 2) увеличивает скорость ползучести материала при 800°C и негативно влияет на жаропрочность. Наиболее низкой жаропрочностью при данной температуре обладает состав 3, что, видимо, обусловлено уменьшением содержания в нем вольфрама.

Наилучшее значение времени до разрушения при 1100°C показали базовый состав 1 и состав 2 с добавкой алюминия (табл. 3). Наименьшую жаропрочность продемонстрировал состав 3, в котором вольфрам частично замещен молибденом, в результате чего ослаблено твердорастворное упрочнение основы сплава.

Установлено, что все исследованные составы не склонны к значительным превращениям с образованием топологически плотноупакованных или иных фаз, имеющих существенно иную морфологию.

ВЫВОДЫ

Исследованы микроструктура и механические свойства трех экспериментальных композиций

жаро- и коррозионностойкого сплава системы Co–Cr–Ni–W–Ta на основе кобальта в литом состоянии. Установлено, что упрочнение в исследованных композициях достигается путем образования в них в процессе старения карбидных фаз.

Показано, что при температуре 20°C предел прочности данного материала составляет 650(50) МПа, а предел текучести 440(10) МПа. Наименьшим пределом прочности и низкой пластичностью обладают образцы состава 3, который имеет наиболее крупную дендритную структуру. Образцы состава 2 имеют наиболее мелкую структуру дендритов твердого раствора и обладают наибольшим пределом прочности и высокой пластичностью из трех исследованных составов.

Исследование жаропрочности показало, что при температуре 800°C образцы исследуемого материала выдерживают нагрузку в 170 МПа от 32 до 329 ч, а при 1100°C – нагрузку в 25 МПа от 309 до 1093 ч.

Установлено, что базовый состав 1 имеет более высокий ресурс по времени до разрушения при испытании на длительную прочность при 800°C по сравнению с модифицированными составами 2 и 3. Добавление к базовому составу алюминия (состав 2) увеличивает скорость ползучести материала при 800°C и негативно влияет на жаропрочность. Наиболее низкой жаропрочностью при данной температуре обладает состав 3, что, видимо, обусловлено уменьшением содержания в нем вольфрама.

Наилучшее значение времени до разрушения при 1100°C (1093 ч) показали базовый состав 1 и состав 2 с добавкой алюминия. Наименьшую жаропрочность продемонстрировал состав 3, в котором вольфрам частично заменен молибденом, в результате чего было ослаблено твердорастворное упрочнение основы сплава.

Наилучшие характеристики кратковременной и длительной прочности продемонстрировал базовый состав 1. Разработанный сплав по механическим свойствам превосходит зарубежный жаропрочный сплав FSX-414.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 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”) [32].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Bollenrath F.* // *Luftfahrtforschung*. 1938. В. 15. S. 468.
2. *Bollenrath F.* // *Luftfahrtforschung*. 1937. В. 14. S. 196; 309.
3. *Badger F.S., Sweeney W.O.* // *Symposium on Materials for the Turbines*. ASTM. 1946. June. P. 99.
4. *Sweeney W.O.* // *Trans. ASME*. 1947. V. 69. № 6. P. 569.
5. *Badger F.S., Kroft F.C.J.* // *Metal Progress*. 1947. Sept. P. 394.
6. *Browne L.E.* // *Steel*. 1946. May. 27. P. 88; 132.
7. *Epreman E.* // *Trans. ASM*. 1947. V. 39. P. 261.
8. *Grant N.G.* // *Trans. ASM*. 1946. V. 39. P. 335.
9. *Grant N.G.* // *Trans. ASM*. 1947. V. 39. P. 368.
10. *Grant N.G.* // *Trans. ASM*. 1948. V. 40. P. 585.
11. *Wilson T.* // *Materials and Methods*. 1946. V. 24. № 4. P. 885.
12. *Badger F.S.* // *Metal Progress*. 1946. V. 50. № 1. P. 97.
13. *Badger F.S.* // *Iron Age*. 1949. V. 158. № 4. P. 40.
14. *Badger F.S.* // *Iron Age*. 1949. V. 158. № 5. P. 60.
15. *Henry G.B.* // *Iron Age*. 1947. V. 12. № 24. P. 58.
16. *Morrall F.R.* // *JOM*. 1968. V. 20. № 7. P. 52.
17. *Library of Congress Cataloging-in-Publication Data. ASM specialty handbook: Nickel, Cobalt, and Their Alloys* / ed. J. R. Davis. 2000 ASM International. P. 421.
18. *Superalloys: a technical guide* / Donachie M., Jr., Donachie S. 2nd ed. 2002. 408 p.
19. *Report on the mechanical properties of metals at elevated temperatures, Vol. IV Superalloys, The Iron and Steel Institute of Japan (1979); Aerospace Structural Metals Handbook, vol.5, code 4305 (1985).*
20. *Sims C.T., Stoloff N.S., Hagel W.C.* // *Superalloys II*. Ed. John Wiley & Sons. 1987. 384 p.
21. *Blaise J.M., Viatour P., Drapier J.M.* // *Cobalt*. 1970. V. 49. P. 192.
22. *Viatour P., Drapier J.M., Coutsouradis D.* // *Cobalt*. 1973. V. 3. P. 67.
23. *Drapier J.M., de Brouwer J.L., Coutsouradis D.* // *Cobalt*. 1965 V. 27. P. 59.
24. *Drapier J.M., Coutsouradis D.* // *Cobalt*. 1968. V. 39. P. 63.
25. *Ellner M., Kek S., Predel B.J.* // *Alloy & Compounds*. 1992. V. 189. P. 245.
26. *Massalski T.B., Okamoto H., Subramanian P.R. et al.* // *Binary Alloy Phase Diagrams Second Edition, 1*, (ASM) p. 137.
27. *Sato J., Omori T., Oikawa K. et al.* // *Science*. 2006. V. 312. P. 90.
28. *Petrushin N., Hvatzkiy K., Gerasimov V. et al.* // *Adv. Eng. Mater.* 2015. 17. № 6. P. 755.
29. *Massalski T.B., Okamoto H., Subramanian P.R. et al.* // *Binary Alloy Phase Diagrams Second Edition, 2*, (ASM) p. 1251.
30. *Cui C., Ping D., Gu Y. et al.* // *Mater. Trans.* 2006. V. 47. № 8. P. 2099.
31. *Fegan S., Kattamis T.Z., Morrall J.* // *J. Mater. Sci.* 1975. V. 10. № 7. P. 1266.
32. *Каблов Е.Н.* // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. № 1. С. 3.