

Сплавы для лопаток промышленных и морских газотурбинных установок: особенности эксплуатации и направления развития

А.В. ЛОГУНОВ,

д-р техн. наук,

Д.В. ДАНИЛОВ,

канд. техн. наук,

М.Н. БУРОВ,

канд. техн. наук,

С.А. ЗАВODOV

(ПАО «ОДК-Сатурн»,

Рыбинск)

maxim.burov@uec-saturn.ru

Рассмотрены особенности условий работы лопаток промышленных и морских газотурбинных установок. Обсуждаются перспективы их развития. Предложен новый высокожаропрочный сплав для охлаждаемых лопаток газовых турбин с монокристалльной структурой, отличающийся повышенной структурной стабильностью и стойкостью к морской солевой коррозии.

Газотурбинные установки, морская солевая коррозия, никелевый жаропрочный сплав с монокристалльной структурой

В связи с происходящим в последние годы увеличением стоимости добычи нефти и газа, а также увеличением дефицитности всех видов топлива возникает необходимость повышения эффективности газовых турбин. Практически безальтернативным подходом к решению этой проблемы является увеличение температуры сгорания топлива и, соответственно, параметров входящего в турбину газового потока. Разработка энергетических установок с повышенной эффективностью требует применения новых материалов для деталей и узлов горячего тракта, к которым, прежде всего, относятся монокристаллические никелевые сплавы. Однако сплавы, созданные для авиационных газотурбинных установок (ГТУ), не вполне подходят для эксплуатации в энергетических и транспортных турбинах из-за недостаточной стойкости к высокоагрессивным продуктам сгорания промышленных топлив.

В настоящее время в развитых странах мира активно проводятся работы, связанные с существенным возрастанием доли электроэнергии в общем валовом продукте государств, что в целом соответствует значительному увеличению валового внутреннего продукта, снижению затрат на единицу производимого валового внутреннего продукта, существенному повышению эффективности производства как в промышленности, строительстве, так и в сельском хозяйстве.

Доля электроэнергии в валовом продукте России значительно ниже по сравнению с данным показателем передовых стран. В настоящее время Россия по этому показателю уступает не только США, Англии, Франции, Германии, но и Китаю, Индии, Бразилии.

Практически во всех странах решению указанной проблемы уделяется серьезное внимание. Были разработаны и утверждены президентские или правительственные программы, которые предусматривали создание, приобретение и запуск в эксплуатацию новых поколений ГТУ различных групп по мощности, предназначенных для работы в комплексе с электростанциями и тепловыми узлами, использующими для нагрева рабочего тела газообразное или жидкое топливо. Современные комбинированные установки и тепловые узлы обеспечивают дополнительное производство тепловой и электрической энергии с кпд 55–60 % (вместо 30–32 % для обычных ТЭЦ и 20–25 % для котельных) без увеличения объема добычи газа и нефти.

Указанная инновационная технология в течение очень короткого промежутка времени (10–15 лет) коренным образом изменила промышленную энергетику, в первую очередь, в западных странах.

Резкое увеличение объема мощностей энергетической и тепловой энергии, генерируемых с помощью ГТУ, обусловило создание нового поколения этих установок, отличающихся высокой загруженностью и повышенным (до 120000–160000 ч) ресурсом работы, существенно более высоким кпд (до 38 % вместо 30–31 %) и высокой максимальной мощностью. В настоящее время ведущие фирмы «Siemens» (Германия) и «General Electric» (США) завершили успешные испытания новых ГТУ с единичной мощностью примерно 300 и 500 МВт, в то время как в России самым крупным энергетическим двигателем является ГТД-110 мощностью 110 МВ.

Указанные работы ведутся с 1990-х гг. в России. В частности, успешно работают созданные в ПАО «ОДК-Сатурн» (Рыбинск) ГТУ на двух ТЭЦ в Иваново, трех ТЭЦ в Москве и ряде других городов. Однако эти работы являются единичными, и их объем, уровень и темпы явно не соответствуют тем показателям, которые характерны для развитых стран мира.

В настоящее время в соответствии с программой Министерства энергетики США завершено создание ГТУ с температурой газа перед турбиной более 1700 К, а в 2015 г. была достигнута температура 1800 К. Температура газа перед турбиной в российской установке ГТЭ-110 составляет порядка 1480 К.

В США объем заказов на ГТУ для энергетики составляет 200 комплектов (60 заказчиков) на общую мощность 40000000 кВт.

В 1992 г. в США принята программа ATS, целью которой является разработка надежных и дешевых образцов ГТУ для промышленной выработки энергетической и тепловой энергии с эффективностью 60 % и более, осуществление набора наиболее перспективных разработчиков и производителей энергетических ГТУ, обеспечение лидирующего положения США в сфере производства энергогенерирующей техники.

В настоящее время в целях решения проблем экономики и экологии в США главенствующая роль отводится газовым турбинам.

В связи с начинающейся в России активной добычей полезных ископаемых морского шельфа, а также с развитием судостроения возникает необходимость разработки и применения новых материалов для силовых установок плавающих буровых платформ, рыболовных, пассажирских и других кораблей. Из-за близости к морской поверхности воздух насыщен солями, и элементы горячей части двигателя испытывают агрессивное воздействие высокотемпературной солевой коррозии. Защитные покрытия не решают в полной мере задачу предохранения от коррозии, поэтому необходимо, чтобы сам материал конструкции лопаток был стоек к высокотемпературному воздействию морской соли. Широко используемые в России сплавы ЧС-70 и ЧС-88 были разработаны более 30 лет назад, поэтому для применения в морских условиях необходимы новые сплавы с более высокими значениями рабочей температуры и жаропрочности.

Целью работы является создание нового высокожаропрочного сплава для лопаток ГТУ, стойкого к морской солевой коррозии и по уровню эксплуатационных характеристик не уступающего лучшим зарубежным образцам.

Под газовой коррозией следует понимать не только окисление при высоких температурах в газовой среде, но и сульфидирование из соединений, содержащих серу; азотирование из компонентов газа, содержащих азот; насыщение углеродом из компонентов газа, содержащих углерод; взаимодействие с соединениями, содержащими хлор и другие вещества газового потока [1].

При неполном сгорании топлива в некоторых объемах образуется углерод в виде сажи. Науглероживание отрицательно действует на сопротивление коррозии в атмосфере, содержащей серу [2].

Природный газ, используемый как топливо в газовых турбинах, может содержать серу в виде сероводорода в довольно больших количествах [3]. Например, объемное содержание сероводорода в природном газе Оренбургского месторождения – 1,5–4,5 %. Природный газ может быть загрязнен также газовым конденсатом, в состав которого входят соединения серы и щелочных металлов [3], в частности H_2S , CO_2 , C_mH_n , H_2 и др. [4].

Особенностью многих из этих соединений является невысокая (на уровне 380–630 °С) температура плавления. Присутствуя в среде рабочего газа, имеющего температуру 1000–1400 °С и более, такие соединения в виде жидких капель попадают на поверхность рабочих и сопловых лопаток и из-за высокой агрессивности активно взаимодействуют с жаропрочными никелевыми сплавами. В частности, температуры кипения соединений серы и натрия (Na_2SO_4 , $NaCl$, $NaCl + MgCl_2$, $CaSO_4$ и др.) составляют 384; 742; 450; 630 °С [3].

Рассмотрим результаты исследований влияния легирующих элементов на стойкость никелевых жаропрочных сплавов к сульфидно-оксидной коррозии.

Хром оказывает активное положительное влияние на их коррозионную стойкость [3, 5].

Влияние алюминия не является столь однозначным. Отмечается [3], что при увеличении концентрации алюминия в сплавах с 2 до 4,5 масс. % наблюдается увеличение степени коррозии, и лишь при увеличении его содержания (более 4,5 масс. %) увеличение степени коррозии становится незначительным.

Титан повышает коррозионную стойкость сплавов, причем значения этой характеристики становятся выше не только в результате увеличения концентрации титана в сплаве, но также и в условиях роста отношения концентрации титана к концентрации алюминия.

Молибден при концентрации до 3–4 масс. % уменьшает коррозию. Однако при дальнейшем увеличении его концентрации наблюдается переход к катастрофической коррозии.

Легирование вольфрамом отрицательно сказывается на коррозионной стойкости сплавов.

Ниобий при концентрации более 1–3 масс. % повышает стойкость сплавов к сульфидно-оксидной коррозии, а ванадий аналогично вольфраму вызывает ускорение коррозии. Введение в составы никелевых сплавов тантала и кремния оказывает положительное влияние на их коррозионную стойкость. Однако при этом следует учитывать результаты работы [6], в которой показано, что при содержании кремния в сплавах в концентрации более чем 0,25 масс. % данный химический элемент начинает отрицательно влиять на жаропрочность сплавов. Марганец также увеличивает сопротивление сплавов к сульфидно-оксидной коррозии.

В работе [1] указывается, что тантал при содержании в сплавах до 3 % существенно улучшает сопротивление высокотемпературному окислению при 1000–1100 °С, а рений при концентрации до 10 масс. % практически не влияет на жаростойкость сплавов в интервале 1000–1200 °С.

Гафний, присутствуя в сплавах в количестве 1–2 масс. %, оказывает положительное влияние на кинетику циклического окисления, замедляет коррозионные поражения.

Кобальт эффективно повышает сопротивление коррозии на воздухе, однако в условиях сульфидно-оксидного воздействия он значительно снижает коррозионную стойкость.

Элементы платиновой группы – платина, рутений, родий – оказывают значительное положительное влияние на коррозионную стойкость.

Цирконий и кальций в малых количествах (до 0,3 масс. %) повышают жаростойкость никелевых сплавов, а легирование их лантаном, иттрием и церием в количестве до 1 % масс. значительно снижает скорость коррозии. При этом микролегирующие добавки вызывают также более заметное снижение сульфидно-оксидной коррозии. В работе [3] указывается, что максимальный эффект в повышении стойкости к сульфидно-оксидной коррозии обеспечивается при суммарном легировании сплавов (La + Y + Ce + Zr + Hf + Si) на уровне 0,65 масс. %. При дальнейшем увеличении суммарной концентрации в сплавах этих элементов их положительный эффект начинает резко уменьшаться.

В работе [3] предложены следующие критерии на базе соотношения концентраций легирующих элементов в сплаве и их граничные значения при различных эксплуатационных температурах (табл. 1).

Таблица 1

$T, ^\circ\text{C}$	Ti/Al	Cr/Al	$\text{Cr}^{0.5}\cdot\text{Ti}/\text{Al}$	$\text{Cr}^{0.5}\cdot\text{Ti}/\text{Al} (\text{Mo} + 0,7\text{W})$	$\text{Cr}^{0.5}\cdot\text{Ti}\cdot 10^2/\text{Al}\cdot\text{Ni} (\text{Mo} + 0,7\text{W})$
750	1	6	3	0,5	-
800		6	4	0,5	1
850		8	5	0,6	-

На рис. 1 представлена зависимость стойкости сплавов (выражаемая через потерю массы Δm в результате высокотемпературного окисления) от содержания хрома C_{Cr} при разных температурах.

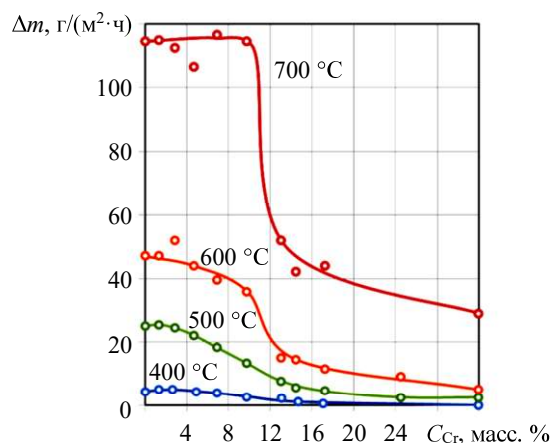


Рис. 1

Как видим (см. рис. 1), только при концентрации хрома в сплавах более 12 масс. % обеспечиваются необходимые антикоррозионные свойства. Однако высокое содержание этого легирующего элемента приводит к повышенной хрупкости материала из-за наличия окручивающих интерметаллидных фаз на основе хрома и тугоплавких элементов (топологически плотно упакованных фаз (ТПУ-фаз)) и сниженной жаропрочности материала. Также существуют технологические сложности получения сплава из шихты с большим содержанием хрома, связанные с его высокой ликвационной активностью и испаряемостью. В связи с этим область существования составов легирующих компонентов для таких сплавов очень узкая, и поиск этой области представляет собой сложную технологическую задачу, требующую применения специальных методов для ее решения.

К середине 1990-х гг. фирма «Cannon-Muskegon» (США) разработала серию материалов CMSX-11, относящихся к первому поколению монокристаллических сплавов и специально предназначенных для литья лопаток наземных и морских ГТУ. Эти сплавы были разработаны в рамках совместной программы США и Европы по созданию перспективной газовой турбины, что было продолжено далее проектами ATS и COST [6].

Состав новых сплавов CMSX-11B и CMSX-11C приведен в табл. 2 [7].

Таблица 2

Сплав	Химический состав										ρ , г/см ³
	Cr	Co	Mo	W	Ta	Nb	Al	Ti	Hf	Ni	
CMSX-11C	14,4–14,5	2,5–3	0,35–0,55	4,4–4,6	4,95–5,1	0,08–0,02	3,4	4,15–4,2	0,03–0,04	Основа	8,36
CMSX-11B	12,5	6	0,55	5	5,15	0,2	3,6	4,2	0,04	Основа	8,44

Высокие значения характеристик сопротивления солевой коррозии новых сплавов были аналогичны характеристикам сплава IN738 LC, а характеристики стойкости к окислению были сопоставимы с характеристиками сплава CM186 LC. Кроме того, была обнаружена хорошая технологичность сплавов при литье деталей любого размера.

В 1990-х гг. фирмой «Cannon-Muskegon» (США) также был разработан сплав CMSX-10, относящийся к третьему поколению монокристаллических сплавов. Изначально сплав предназначался для авиационных газотурбинных двигателей (ГТД), однако его характеристики (в первую очередь длительная прочность при 850–950 °С) привлекли внимание разработчиков и изготовителей ГТУ. В сплаве сочетались прочность при растяжении и ударная прочность, а также стойкость к жестким условиям окружающей среды. Сплав достаточно легко обрабатывался термически [8].

В Европе осуществление проектов по созданию монокристаллических никелевых сплавов для промышленных турбин началось в 1980-х гг. в рамках программы COST501-2 Opera, основной целью которой была разработка никелевых суперсплавов направленной кристаллизации с монокристаллической или столбчатой структурой и высоким сопротивлением ползучести.

В рамках программы для этих целей был разработан монокристаллический сплав SC16 [8], а также сплавы серии SCA и SCB, содержащие 16 и 12 масс. % хрома [9].

Механические испытания монокристаллических образцов SCA425 показали, что новые сплавы серии SCA по прочности сравнимы с известными сплавами IN6203 (направленной кристаллизации) и равноосным MarM247, несколько уступая целевым параметрам сплава IN792 и сплава для направленной кристаллизации CM186LC, разработанного сравнительно недавно.

Составы и технологии термообработки сплавов запатентованы в 2000 г. (в виде марки SCA425, SCB444).

В настоящее время фирма «Siemens» (Германия) разработала сплав SCA425+ с более высокой окислительной стойкостью и планирует использовать его в газовой турбине SGT-800.

В Японии создание жаропрочных никелевых суперсплавов для перспективных ГТУ в рамках Проекта 21 проводится, главным образом, на базе известных японских низкохромистых лигатур второго-третьего поколений TMS-82 и TMS-75, несмотря на их высокую стоимость и другие недостатки, связанные с применением рения в качестве элемента-упрочнителя γ -матрицы.

Целевой задачей проекта являлось обеспечение сопротивления ползучести при 1100 °С и 137 МПа в течение 1000 ч.

Национальным исследовательским институтом металлов (Япония) совместно с фирмой «Toshiba» (Япония) с целью применения в авиационных двигателях и наземных турбинах был разработан сплав TMS-82+ с уменьшенным по сравнению со сплавами третьего и даже второго поколения содержанием рения. При разработке использовали известную программу NRIM-ADP на основе эмпирического уравнения, учитывающего механические характеристики монокристаллического сплава, объемное содержание γ' -фазы, параметр несоответствия кристаллических решеток γ и γ' и концентрации элементов – твердорастворных упрочнителей (эта программа используется при создании всех сплавов в Национальном исследовательском институте металлов (Япония)) [10].

Оптимальный состав нового сплава TMS-82+ за счет эффективного использования отрицательного мисфита обеспечивает высокое сопротивление ползучести. В частности, при 1100 °С и 137 МПа долговечность составляет 200 ч (у сплава CMSX-4 – 100 ч). Кроме того, сплав TMS-82+ благодаря сниженному содержанию рения имеет длительную фазовую стабильность. Плотность сплава – 8,9 г/см³, технологическое окно более 60 °С.

Сопротивление ползучести сплава TMS-82+ превосходит этот показатель для сплавов второго поколения CMSX-4 и Rene N5 во всем ряду температур и напряжений. При 137 МПа температурный потенциал сплава TMS-82+ на 50–60 °С выше, чем у Rene N5. При более высоких температурах и более низких напряжениях сплав TMS-82+ имеет более высокую прочность, чем сплавы третьего поколения TMS-75 и Rene N6 [11].

Исследование микроструктуры образцов после разрушения при ползучести показало полное отсутствие в сплаве TMS-82+ ТПУ-фаз и наличие более длинных, чем у TMS-75, γ' -рафтинговых образований, перпендикулярных оси напряжений и обеспечивающих более эффективный барьер против перемещения дислокаций.

С целью снижения производственной стоимости литых лопаток ГТУ Национальным исследовательским институтом (Япония) совместно с фирмой «Kawasaki» (Япония) на основе монокристаллического сплава TMS-75 к началу 2000-х гг. разработан сплав TMD-103 направленной кристаллизации (TMD-103DS), считающийся третьим поколением (направленно-кристаллизуемых).

Новый DS-сплав отличается от прототипа наличием добавок – 0,07 масс. % углерода и 0,015 масс. % бора [12]. При компьютерном моделировании состава в сплаве прогнозировалось наличие карбидов типа MC и M₆C, причем тантала преимущественно в MC, а вольфрама и молибдена – в M₆C. Поведение рения в подобной лигатуре смоделировать не удалось из-за недостатка экспериментальных данных.

Авторами разработана специальная технология, направленная на автоматизированный поиск оптимизированных составов сплавов, обеспечивающих предельно высокую жаропрочность при максимальном содержании хрома [13–16]. В основе технологии лежат две составляющие:

- 1) математическая модель, включающая зависимости характеристик сплава от химического состава, построенные с помощью методов статистической обработки экспериментальных данных по существующим жаропрочным сплавам;

- 2) программный пакет многокритериальной оптимизации.

Неоспоримым достоинством данного комплекса является возможность быстрого вычисления ряда парето-оптимальных решений, в наибольшей степени удовлетворяющих заданным требованиям сразу по множеству параметров.

В результате решения серии задач оптимизации и анализа полученных данных была определена область легирования нового класса высокожаропрочных коррозионно-стойких сплавов. Указанная область легирования должна отвечать требованиям коррозионной стойкости, подразумевающим наличие в составе хрома в количестве не менее 12 масс. %. Данная граница условно отделяет морские жаропрочные сплавы от авиационных сплавов (рис. 2).

В настоящее время ведется работа с базовыми составами, содержащими рений в количестве 1–4 масс. %. Диапазоны содержания легирующих элементов в сплаве СЛЖС5 представлены в табл. 3.

Предварительные исследования коррозионного воздействия в расплавленной смеси солей (10 % NaCl + 90 % Na₂SO₄) при 900 °С показали высокую стойкость к коррозии.

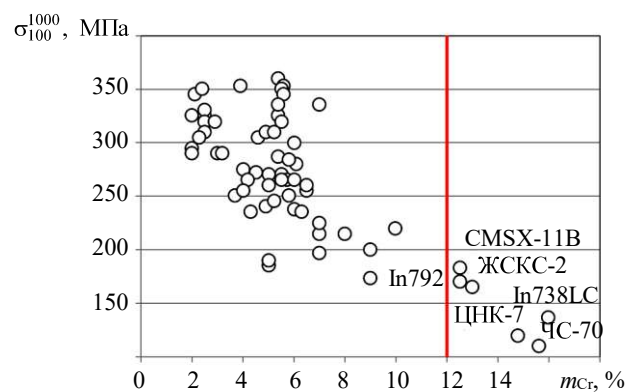


Рис. 2

Таблица 3

Номер сплава	Химический состав, масс. %									
	C	Cr	Co	W + Mo + Nb + Ta	Ti	Al	Re	La	Y	Ce
1	Менее 0,05	12,1	11,5	10,1	3,6	3,2	1,0	0,02	0,02	0,02
2		12,1	13,3	9,8	3,5	2,9	2,4	0,02	0,02	0,02
3		12,7	10,1	10,6	3,5	3,0	3,9	0,02	0,02	0,02
4		12,8	7,4	11,1	4,0	3,8	3,8	0,02	0,02	0,02

На рис. 3 показано удельное изменение массы монокристаллических образцов опытных составов в сравнении с серийными сплавами ЧС-70 и ЧС-88 в процессе длительного нагрева при 900 °С в солевом растворе.

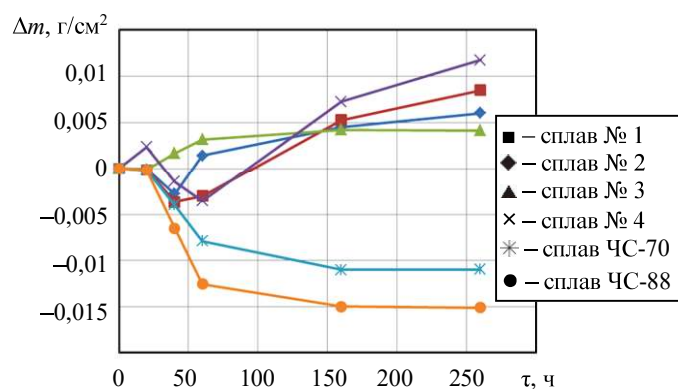


Рис. 3

Сравним внешний вид опытных образцов сплава № 1 (рис. 4, а), сплава № 2 (рис. 4, б), сплава № 3 (рис. 4, в), сплава № 4 (рис. 4, г) со сплавами ЧС-70 (рис. 4, д) и ЧС88 (рис. 4, е) после испытаний при 900 °С в расплаве солей.



Рис. 4

Предварительные исследования длительной прочности показали возможность достижения величины σ_{100}^{1000} , равной 200 МПа и более.

На рис. 5 в виде зависимости прочности от параметра Ларсона – Миллера, определяемого как $LMP = T(\lg(\tau) + 20)10^{-3}$, показаны экспериментальные точки, полученные на монокристаллических образцах сплава СЛЖС-5 [16].

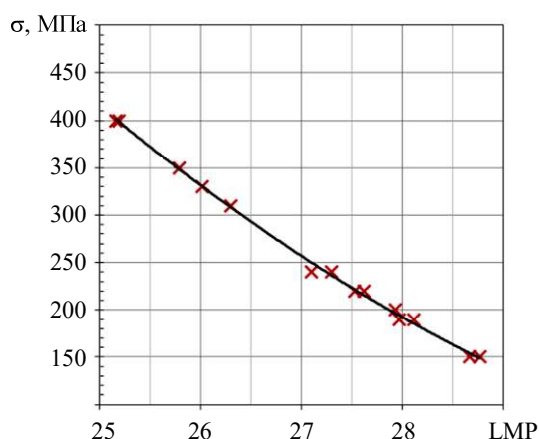


Рис. 5

Сравнение расчетных характеристик СЛЖС-5 с существующими сплавами (табл. 4) позволяет сделать вывод о том, что по критериям структурной стабильности и стойкости к коррозии сплав СЛЖС-5 соответствует материалам, доказавшим на практике работоспособность в агрессивных средах, и при этом обеспечивает повышенную жаропрочность.

Таблица 4

Марка сплава	σ_{100}^{1000} , МПа	$V_{\gamma'}$, %	Мисфит, %	$M(\bar{d})_{\gamma}$	$\frac{m_{Al}}{m_{Ti}\sqrt{m_{Cr}}} < 0,24$	d , г/см ³	σ_{100}^{1000}/d , см $\cdot 10^{-6}$	Примечание
ЧС-70	126	47	0,183	0,934	0,17	8,2	15,37	Возможно образование ТПУ-фаз
ЧС-88	137	47	0,023	0,938	0,17	8,22	16,67	
ЦНК-7	135	53	0,142	0,929	0,25	8,19	16,48	-
In 792	168	53	-0,295	0,913	0,25	8,38	20,05	Повышенная скорость разупрочнения
In738LC	118	47	0,05	0,926	0,25	8,15	14,48	-
CMSX-11C	180	56	-0,293	0,922	0,21	8,45	21,45	Повышенная скорость разупрочнения
CMSX-11B	188	60	-0,211	0,916	0,24	8,39	22,37	
НКМ-1	208	56	-0,132	0,89	0,41	8,6	24,2	Сплав для наземных ГТУ, 9 масс. % хрома; недостаточная стойкость к солевой коррозии; повышенная скорость разупрочнения
ЖСКС-1	154	53	0,323	0,944	0,27	8,23	18,71	Возможно образование ТПУ-фаз
ЖСКС-2	170	60	0,217	0,937	0,23	8,24	20,63	
СЛЖС-5	206	54	0,15	0,906	0,24	8,6	23,95	Рекомендуется для всех типов ГТУ
ЖС6У	160	61	0,247	0,922	0,76	8,36	19,14	Авиационный сплав с низкой коррозионной стойкостью
ЖС-32	243	68	0,236	0,893	—	8,82	27,55	

Установлено, что микроструктура нового материала не содержит ТПУ-фаз и других нежелательных включений согласно расчету по методу NewPhasomp, параметр $M(\bar{d})_{\gamma}$, характеризующий вероятность образования пластинчатых ТПУ-фаз из γ -твердого раствора, составляет 0,906 при предельно допустимом 0,93. Форма γ' -преципитатов близка к кубической, что обеспечивается оптимальным значением параметра размерного несоответствия кристаллических решеток упрочняющей γ' -фазы и матрицы сплава (мисфит). Содержание γ' -фазы по объему $V_{\gamma'}$ составляет около 55 %, что является оптимальным для сплавов со столь высокой массовой долей хрома.

Комплекс легирования для обеспечения коррозионной стойкости типичен для морских жаропрочных сплавов $\frac{m_{Al}}{m_{Ti}\sqrt{m_{Cr}}} < 0,24$. По уровню жаропрочности он сопоставим со сплавами авиационного назначения, при этом значительно превосходит их по коррозионной стойкости. В своем классе сплав имеет наивысший уровень удельной жаропрочности (отношение предела длительной прочности к плотности сплава σ_{100}^{1000}/d).

При внедрении в конструкцию морских ГТД разработанного сплава при существующем уровне эффективности охлаждения рабочих лопаток турбины температура газа увеличится в цикле на 70...100 К, что позволит разработать форсированные модификации российских морских ГТД, а также создаст задел в обеспечении разработки семейства морских ГТД и агрегатов нового поколения.

Таким образом, разработан новый жаропрочный никелевый сплав СЛЖС-5 с высокой стойкостью к морской солевой коррозии.

По уровню эксплуатационных характеристик сплав СЛЖС5 соответствует показателям российских и мировых аналогов или превосходит их.

Сплав рекомендуется к применению в российских морских и наземных энергетических и перекачивающих ГТУ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Абраимов Н.В.* Высокотемпературные материалы и покрытия для газовых турбин. М.: Машиностроение, 1993. 336 с.
2. *Химушин Ф.Ф.* Жаропрочные стали и сплавы. М.: Металлургия, 1969. 752 с.
3. *Никитин В.И.* Коррозия и защита лопаток газовых турбин. Л.: Машиностроение, 1987. 272 с.
4. *Петреня Ю.К., Никитин В.Н.* О рациональном антикоррозионном легировании никелевых сплавов // Тр. ЦКТИ. 2002. Вып. 289. С. 3–14.
5. *Гецов Л.Б. и др.* Сульфидно-оксидная коррозия современных жаропрочных сплавов // Изв. вузов. Авиационная техника. 2019. № 4. С. 150–155.
6. *Сидоров В.В. и др.* Фазовый состав и термостабильность литейного жаропрочного никелевого сплава с кремнием // Изв. РАН. Металлы. 1990. № 1. С. 94–98.
7. *Erickson G.L.* EP 1127948, 1995.
8. *Khan T. et al.* US Patent 5403546, 1993.
9. *Caron P. et al.* EP 1211336 2002.
10. *Harada H. et al.* Phase Calculation and Its Use in Alloy Design Program for Nickel-Base Superalloys [Electronical Resource]. URL: https://www.tms.org/superalloys/10.7449/1988/superalloys_1988_733_742.pdf (дата обращения: 21.03.2021).
11. *O'Hara K.S. et al.* Patent US 5482789, 1994.
12. *Kobayashi T. et al.* Development of a Third Generation DS Superalloy [Electronical Resource]. URL: <https://silo.tips/download/of-a-third-generation-ds-superalloy-tkobayashi-msato-ykoizumi-hharada-tyamagata> (дата обращения: 21.03.2021).
13. *Логунов А.В., Шмотин Ю.Н., Данилов Д.В.* Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе. Ч. 1. // Технология металлов. 2014. № 5. С. 3–9.
14. *Логунов А.В., Шмотин Ю.Н., Данилов Д.В.* Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе. Ч. 2 // Технология металлов. 2014. № 6. С. 3–10.
15. *Логунов А.В., Шмотин Ю.Н., Данилов Д.В.* Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе. Ч. 3 // Технология металлов. 2014. № 7. С. 3–11.
16. Литейный никелевый сплав с повышенной жаропрочностью и стойкостью к сульфидной коррозии: пат. 2623940 Российская Федерация, № 2015124670; заявл. 23.06.2015; опубл. 29.06.2017, Бюл. № 19.

Поступила в редакцию 31.03.21

После доработки 4.05.21

Принята к публикации 24.05.21

Alloys for Blades of Industrial and Marine Gas Turbine Plants: the Operation Peculiarities and Development Directions

A.V. LOGUNOV, D.V. DANILOV, M.N. BUROV, AND S.A. ZAVODOV

PAO UEC-Saturn, Rybinsk

The paper considers peculiarities of operation conditions of blades of industrial and marine gas turbine plants and prospects of their development. The new nickel single-crystal high-temperature alloy is proposed for gas turbine cooled blades, which is distinguished by high structure stability and resistance to marine salt corrosion.

Gas turbine plants, marine salt corrosion, nickel single-crystal high-temperature alloy