

УДК 629.7.023.224

К.М. Хмелева¹, И.А. Козлов¹, Я.Ю. Никитин¹, А.А. Никифоров¹**СОВРЕМЕННЫЕ ТЕНДЕНЦИИ ЗАЩИТНЫХ ГАЛЬВАНИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ, РАБОТАЮЩИХ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ (обзор)**

DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-12-75-86

Представлен обзор зарубежной научно-технической литературы в области защитных гальванических покрытий для жаропрочных сплавов на основе никеля и γ -TiAl. Рассмотрены различные виды и системы легирования гальванических покрытий, которые могут быть использованы для защиты деталей горячей части газотурбинных двигателей от высокотемпературной сульфидно-оксидной коррозии при температурах эксплуатации до 1000 °С. Приведены данные по влиянию технологии нанесения, состава электролита, добавок на свойства покрытий, морфологию отдельных покрытий, а также результаты коррозионных испытаний некоторых покрытий.

Ключевые слова: сульфидно-оксидная коррозия, электроосаждение покрытий, коррозионная стойкость, жаропрочный сплав, композитные покрытия, окисление.

К.М. Khmeleva¹, I.A. Kozlov¹, Ya.Yu. Nikitin¹, A.A. Nikiforov¹**MODERN TRENDS OF PROTECTIVE GALVANIC COATINGS WORKING AT HIGH TEMPERATURES (review)**

Provides an overview of foreign scientific and technical literature in the field of protective galvanic coatings for heat-resistant alloys based on nickel and γ -TiAl. Various types and systems of alloying of galvanic coatings are considered, which can be used to protect parts of the hot part of gas turbine engines from high-temperature sulfide-oxide corrosion at operating temperatures up to 1000 °C. Data on the influence of the deposition technology, electrolyte composition, additives on the properties of coatings, the morphology of individual coatings, as well as the results of corrosion tests of some coatings are presented.

Keywords: hot corrosion, electrodeposition coating, corrosion resistance, high-temperature alloy, composite coating, oxidation.

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

Надежная работа газотурбинных двигателей (ГТД) и установок в значительной мере зависит от работоспособности особо ответственных деталей, к которым относятся лопатки турбины. Для изготовления лопаток турбины наиболее широко применяются жаропрочные никелевые сплавы [1–5], перспективными являются жаропрочные интерметаллидные титановые γ -сплавы [6–11], по совершенствованию композиций и освоению технологии изготовления которых в настоящее время ведутся работы [12–14].

В процессе эксплуатации лопатки испытывают воздействие высоких температур, что может приводить к их значительному окислению, а также воздействию коррозионно-активных агентов (хлоридов, сульфидов), которые в сочетании с высокой температурой могут инициировать высокотемпературную солевую (сульфидно-оксидную, хлоридную)

коррозию. Для защиты лопаток турбины ГТД и установок от окисления, а также от высокотемпературной солевой коррозии достаточно широко используют ионно-плазменные покрытия, которые, наряду с достоинствами, имеют и ряд недостатков: высокая стоимость покрытий, дорогостоящее оборудование для их нанесения, необходимость разработки специальной оснастки для сложнопрофильных деталей, сложность удаления покрытий при ремонте.

Одним из наиболее недорогих и распространенных способов нанесения покрытий на металлические материалы является электроосаждение покрытий в гальванической ванне. Благодаря созданию слоистой структуры и применению различных систем легирования гальванические покрытия способны существенно повысить свойства основного материала, включая его коррозионную стойкость. Электроосаждение покрытий в гальванической ванне позволяет обеспечить высокое качество наносимых покрытий при высокой производительности процесса, а также контролировать химический состав и толщину покрытия.

Таким образом, гальванические покрытия могут представлять определенный интерес с точки зрения их возможного применения для защиты деталей турбины от окисления и высокотемпературной солевой коррозии.

Цель данной работы – обзор гальванических покрытий с возможностью эксплуатации до температуры 1000 °С для обеспечения защиты жаропрочных никелевых и интерметаллидных титановых γ -сплавов.

Материалы и методы

Исследования в области защитных гальванических покрытий для материалов из жаропрочных никелевых сплавов проводятся ведущими научными коллективами и в настоящее время. Наряду с осаждением сплавов никеля гальваническим методом встречаются и многослойные комбинированные покрытия, свойствами которых можно управлять путем подбора режима диффузионных процессов. В частности, установлено, что модифицирование гальванически осажденного на никелевый сплав покрытия системы Ni/Ni–Co путем нанесения алюмосодержащей суспензии может существенно замедлить (более чем в 2 раза) скорость образования сульфидных фаз никелевых сплавов за счет снижения скорости диффузии серы при температурах до 1000 °С [15].

Процесс формирования покрытия осуществляли в два этапа. На первом этапе осаждали никелевое покрытие, легированное кобальтом, из электролита следующего состава, г/л [16]: 200 никеля серноокислого, 35 никеля хлористого, 40 кобальта серноокислого, 30 борной кислоты, 0,6 лаурилсульфата натрия.

На втором этапе для увеличения жаростойкости наносимых гальванических покрытий поверхность жаропрочного никелевого сплава дополнительно легировали алюминием путем нанесения суспензии, состоящей из алюминиевого порошка с размером частиц <20 мкм, растворенного в поливиниловом спирте, с последующей термической обработкой в среде инертного газа [17–20].

Основную роль в формировании защитного покрытия играют диффузионные процессы алюминия в слои нанесенных гальванических покрытий на основе никеля, что позволяет сформировать фазу β -NiAl на поверхности образцов. Одновременно с этим следует отметить присутствие кобальта, входящего в состав гальванического покрытия и являющегося элементом, повышающим защитную способность покрытия на основе фазы β -NiAl [21, 22]. Таким образом, наличие Co может ослабить образование сульфидных фаз и способствовать образованию защитной окалины при более низкой концентрации окислительных элементов в покрытии в процессе сульфидной коррозии. Однако утверждается, что необходимо некое компромиссное решение при использовании кобальта. При наличии хлоридов его присутствие может вызвать интенсификацию коррозионного процесса никеля.

Проведенные сравнительные ускоренные коррозионные испытания позволили подтвердить теоретические предположения о повышении коррозионной стойкости никелевого сплава благодаря модифицированию гальванического покрытия кобальтом. Наименьшее изменение массы наблюдается на образцах жаропрочного никелевого сплава с никелевым покрытием, легированным кобальтом, по сравнению с образцами без покрытия, алитированным образцом, а также с никелевым покрытием с дополнительным алитированием (рис. 1) [16].

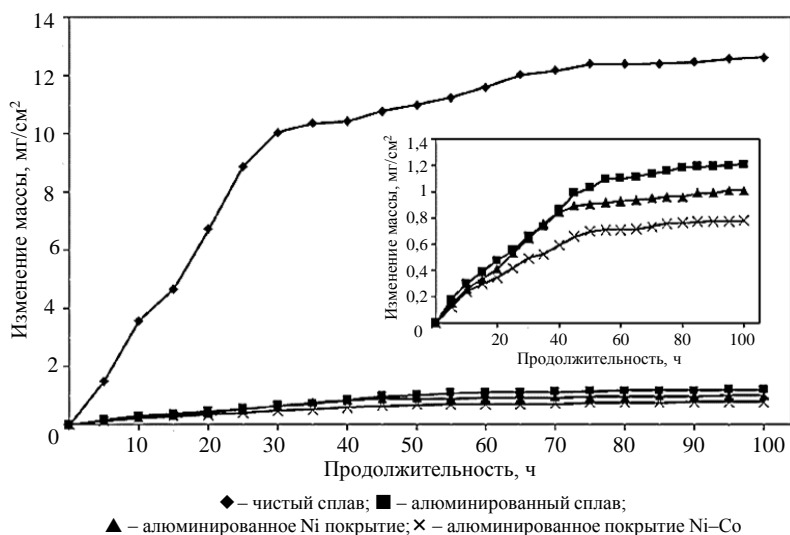


Рис. 1. Изменение массы четырех образцов при испытаниях на сульфидно-оксидную коррозию при температуре 900 °С [16]

Покрытия на основе сплава системы Ni–Co, осажденные гальваническим методом, являются наиболее интересными для исследований, что подтверждается работой [23]. В отличие от рассмотренного ранее способа нанесения кобальтсодержащих покрытий, авторы исследуют технологию нанесения покрытия за одну стадию. Исследования направлены на установление влияния на свойства и структуру вводимых в электролит наночастиц карбида кремния (SiC) средним размером 20 нм. В работе [23] за основу взят следующий состав электролита, г/л: 250 никеля сернокислого, 40 никеля хлористого, 40 борной кислоты, 50 сернокислого кобальта, 0,35 лаурилсульфата натрия.

Введение наночастиц карбида кремния (до 20 г/л) вызывает большой интерес благодаря их уникальным механическим свойствам, термостойкости, стойкости к окислению, коррозионной и износостойкости [24–29]. В связи с особенностями электролитов, имеющих осадок в виде наночастиц, технологический процесс имеет некоторые отличия от традиционного осаждения. Осажденное покрытие представляет собой металломатричную композицию [30, 31].

Результаты и обсуждение

Результаты электрохимических исследований позволили установить, что включение наночастиц SiC в металлическую матрицу значительно повышает коррозионную стойкость покрытий из сплавов системы Ni–Co. Наибольшая коррозионная стойкость получена для нанокompозитных покрытий системы Ni–Co/SiC, содержащих 8% (объемн.) наночастиц карбида кремния. Предполагают, что на поверхности покрытия формируются локализованные микроячейки, уменьшающие эффективную металлическую поверхность и затрудняющие распространение коррозионных процессов по всему объему покрытия (рис. 2).

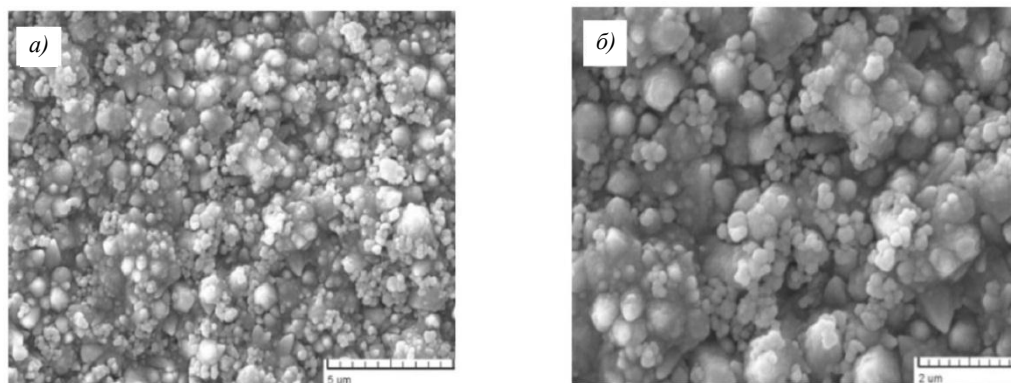


Рис. 2. Морфология поверхности композитного покрытия Ni–Co/SiC (*a* – $\times 15000$; *б* – $\times 30000$) [23]

Применение наночастиц для гальванических покрытий – одно из направлений исследований последнего десятилетия. В работе [32] предложен вариант модифицирования частицами оксида железа (Fe_2O_3) средним размером 1,2 мкм гальванического покрытия на основе сплава системы Ni–Co.

Технология формирования включала как гальваническое осаждение, так и последующую термическую обработку [33], в процессе которой при температуре 1000 °C на воздухе в течение 6 ч на поверхности образцов никеля образовывалось композиционное покрытие системы NiO– Fe_2O_3 , содержащее частицы оксидов никеля и железа.

По результатам коррозионных исследований покрытие системы Ni–Co– Fe_2O_3 обеспечивает существенное увеличение коррозионной стойкости чистого никеля (рис. 3).

Предполагают, что сформованная пленка $(\text{Ni}, \text{Co})\text{O}/(\text{Ni}, \text{Co})\text{--}\text{Fe}_2\text{O}_4$ вносит вклад в защиту поверхности от проникновения солей в основной металл и предотвращает сильное коррозионное воздействие за счет образующейся оксидной фазы NiFe_2O_4 , распределенной вдоль границ зерен покрытия [32].

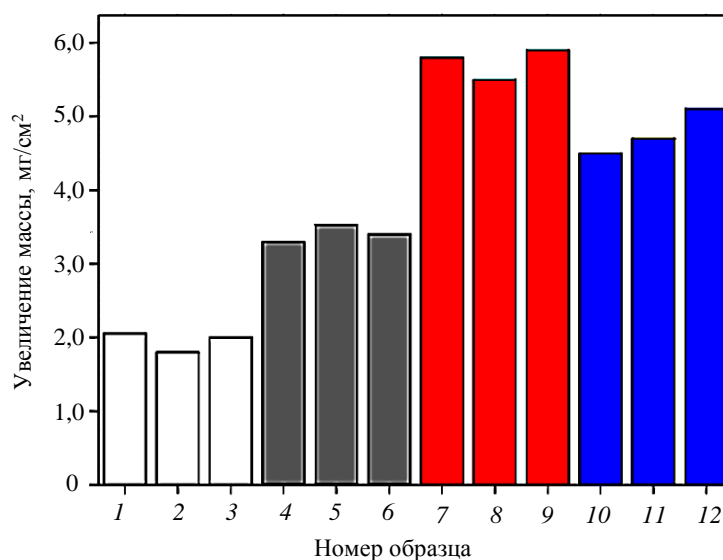


Рис. 3. Изменение массы трех образцов чистого никелевого сплава, окисленного никелевого сплава и окисленного никелевого сплава с защитным композитным покрытием Ni–Co– Fe_2O_3 после коррозионных испытаний при температуре 960 °C (окисленные композитные покрытия после коррозионных испытаний в течение 15 ч (1, 2, 3) и 30 ч (4, 5, 6); никелевый сплав (7, 8, 9) и окисленный никелевый сплав (10, 11, 12) после коррозионных испытаний в течение 15 ч) [32]

Наряду с гальваническими покрытиями системы Ni–Co проводятся исследования возможности модифицирования никелевых покрытий молибденом [34]. В работе предложены варианты использования послойного строения защитного покрытия из слоя системы Ni–Mo, обладающего высокими защитными свойствами и термической стабильностью [35, 36], а также композитного слоя системы Ni–Mo, армированного частицами Al_2O_3 размером 40 ± 5 нм. Отличительная особенность данной технологии – применение импульсного тока с частотой 400 Гц и скважностью 20 и 90%. Осаждение осуществляли на стали. Следует отметить, что полный спектр коррозионных испытаний не проведен, однако выдвинуты предположения о существенном торможении коррозионного процесса за счет послойного строения сформированного покрытия.

Данное направление исследований развито в работе [37], где проведен анализ влияния технологических режимов осаждения композитного покрытия Al_2O_3 при различных плотностях тока осаждения: 2, 4, 6 и 8 А/дм^2 . Установлено, что этот показатель оказывает существенное влияние на морфологию поверхности (рис. 4): с увеличением плотности тока содержание молибдена в покрытии уменьшается, а коррозионная стойкость таких покрытий существенно снижается. Распределение частиц оксида алюминия по объему покрытия не изменяется в зависимости от рассматриваемых токовых режимов.

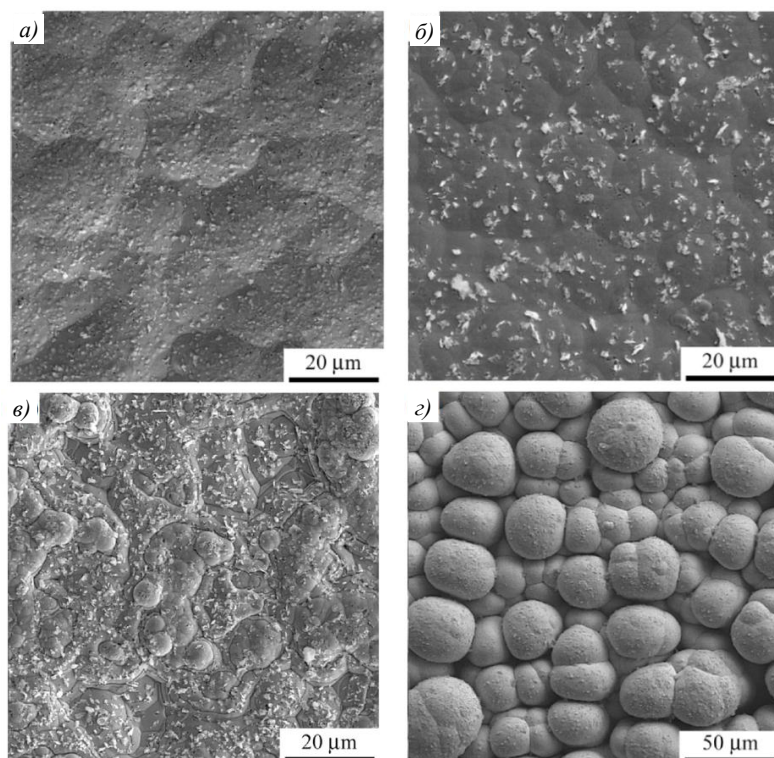


Рис. 4. Морфология поверхности композитных покрытий, осажденных при плотности тока 2 (а), 4 (б), 6 (в) и 8 А/дм^2 (г) [37]

Введение в электролит никелирования частиц оксида алюминия проведено и в работе [38]. При этом использовали частицы оксида алюминия размером 1 мкм (рис. 5).

По результатам исследований установлено негативное влияние частиц Al_2O_3 – нарушается равномерная кристаллическая структура, характерная для гальванических никелевых покрытий. Некоторые частицы Al_2O_3 не полностью покрываются слоем металла и выступают из никелевой матрицы или образуют поверхностные впадины, увеличивая шероховатость композитного покрытия.

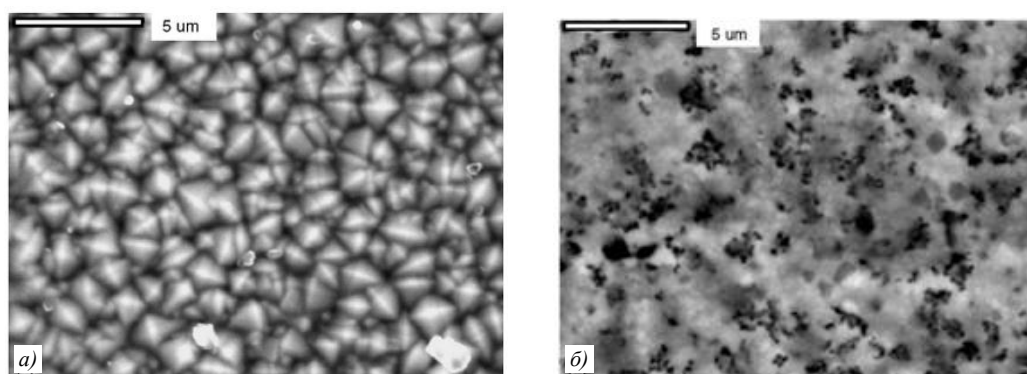


Рис. 5. Морфология поверхности никелевого покрытия [38] без наноразмерных частиц (а) и модифицированного 6% (по массе) частиц Al_2O_3 (б)

Покрyтия из электролитов, содержащих частицы хрома или оксида алюминия, обеспечивают высокую скорость образования окалина на металлических материалах. Например, во время коррозии в расплаве солей $\text{Na}_2\text{SO}_4\text{--K}_2\text{SO}_4\text{--NaCl}$ композитное покрытие состава (здесь и далее – в % (по массе)) Ni–11Cr, сформированное с использованием частиц Cr размером 33 нм, образует окалину (оксида хрома) в течение очень короткой начальной и переходной стадий, в то время как в тот же период на осажденном сплаве состава Ni–20Cr, имеющем крупное зерно, окалина не образовывалась, а потеря массы существенно возросла [39].

Исследования по модифицированию гальванических никелевых покрытий получили продолжение в работах [39–42], где описано получение бинарных композиций на основе систем Ni–Cr и Ni–Al, обладающих высокими коррозионными свойствами при высокотемпературном окислении и сульфидно-оксидной коррозии.

В работе [43] рассмотрен вопрос синергетического эффекта от ведения сразу двух вариантов субмикронных частиц. Осаждение композиционного покрытия системы Ni–Cr–Al проводили на чистый никель. Средний размер наночастиц Cr и Al составлял 62 и 85 нм соответственно.

По результатам исследований установлено, что наночастицы в никелевом покрытии, которое является матрицей, диспергированы беспорядочно. На рис. 6, а они обозначены сплошными и штриховыми кружками соответственно. Для сравнения приведена структура сплава состава Ni–6Cr–7Al, полученного дуговой плавкой в вакууме при температуре 1600 °С и с последующим отжигом в вакууме в течение 48 ч при температуре 1000 °С (рис. 6, б). Сплав состоит из твердого раствора на основе Ni (γ -фаза) с большим размером зерна (обычно >500 мкм).

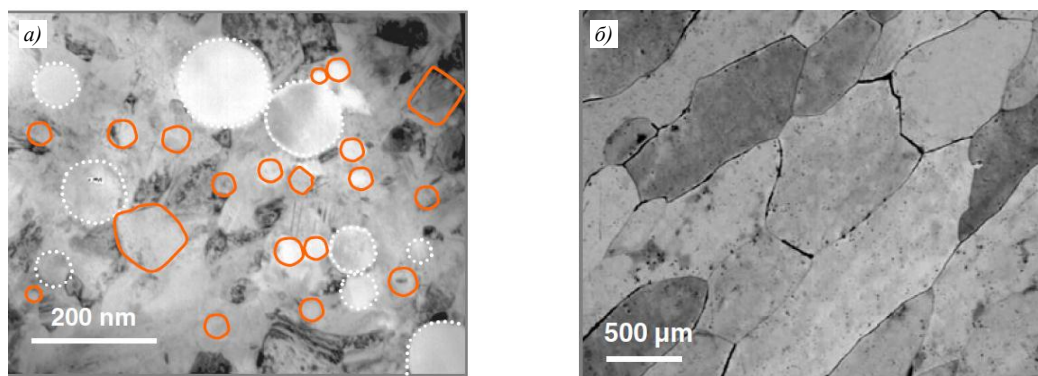


Рис. 6. Структура системы Ni–Cr–Al [44], полученная гальваническим методом с применением наночастиц Cr и Al (а) и дуговой плавкой в вакууме (б)

На рис. 7 показана кинетика сульфидно-оксидной коррозии на воздухе при температуре 900 °С гальванического покрытия состава Ni–6Cr–7Al и его аналога из сплава. Разница величин скорости коррозии отличается на порядок, что подтверждают теоретические предположения в работе [43].

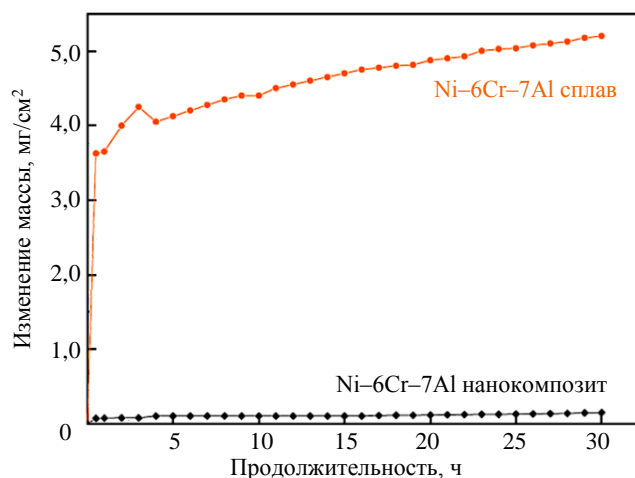


Рис. 7. Зависимость изменения массы нанокompозита Ni–6Cr–7Al и электродугового сплава Ni–6Cr–7Al от продолжительности испытания на стойкость к сульфидно-оксидной коррозии [44]

Таким образом, нанокompозит состава Ni–6Cr–7Al, полученный совместным электроосаждением никеля с наночастицами алюминия и хрома, демонстрирует высокую стойкость к сульфидно-оксидной коррозии при испытаниях в течение 30 ч при температуре 900 °С. Это достигается благодаря высокой скорости образования оксида алюминия, имеющего плотную и сплошную структуру, препятствующую проникновению коррозионно-активных компонентов к поверхности защищаемого металла.

Следует отметить, что гальванические покрытия поверхности деталей ГТД могут использоваться на подготовительной стадии для последующего нанесения теплозащитных или эрозионностойких покрытий [44–48]. При длительных сроках службы возможны деградация покрытий за счет истощения алюминия в покрытии или диффузионные процессы между покрытиями и подложкой. В работах [49–51] предложен вариант осаждения покрытия системы Ni–Re на никелевые сплавы для предотвращения диффузионных процессов защитных покрытий в основной материал.

По результатам исследований установлено, что барьерный слой эффективно предотвращает диффузию легирующих элементов, таких как W, Mo и Fe, из никелевого жаропрочного сплава и препятствует диффузии Al, Cr и Co из защитного покрытия. Одновременно с этим удалось оптимизировать равномерность нанесения покрытия, добиться отсутствия микротрещин, минимального внутреннего напряжения, максимальной плотности и шероховатости поверхности подложки за счет подбора технологических режимов нанесения.

Исследования и разработка защитных покрытий ведутся не только для никелевых сплавов, но и для сплавов на основе кобальта [52]. Большое распространение получили покрытия на основе системы Co–Mo. Они сочетают ценные качества – например, такие покрытия более прочные и термически устойчивые, чем чистый молибден. В настоящее время технология осаждения таких покрытий получила новый импульс в развитии за счет необходимости повышения устойчивости поверхности деталей газовых турбин к окислению и ползучести. Проведены исследования влияния технологических параметров осаждения покрытий на основе системы Co–Mo–Re.

По результатам исследования электроосаждения сплава системы Co–Mo–Re из сложного цитратного электролита установлено, что существует возможность осаждения рения с образованием сплава не только по электрохимическому, но также и по химико-каталитическому механизму. Качественные покрытия с плотной структурой и высокой адгезией к подложке формируются при $\text{pH}=3,5$ независимо от использования токового режима [53].

Развитие технологий гальванических покрытий также необходимо и для защиты титановых сплавов, в частности сплавов $\gamma\text{-TiAl}$, которые имеют большие перспективы в современном двигателестроении [44–51, 54]. Значительный интерес представляет применение гальванического покрытия на основе SiO_2 [55].

По результатам исследований установлено, что для повышения устойчивости к высокотемпературному окислению сплава $\gamma\text{-TiAl}$ возможно использовать данный тип покрытия (рис. 8). Результаты показали, что пленка SiO_2 может обеспечить хорошую защиту сплава $\gamma\text{-TiAl}$ при температуре $900\text{ }^\circ\text{C}$ от высокотемпературного окисления на воздухе.

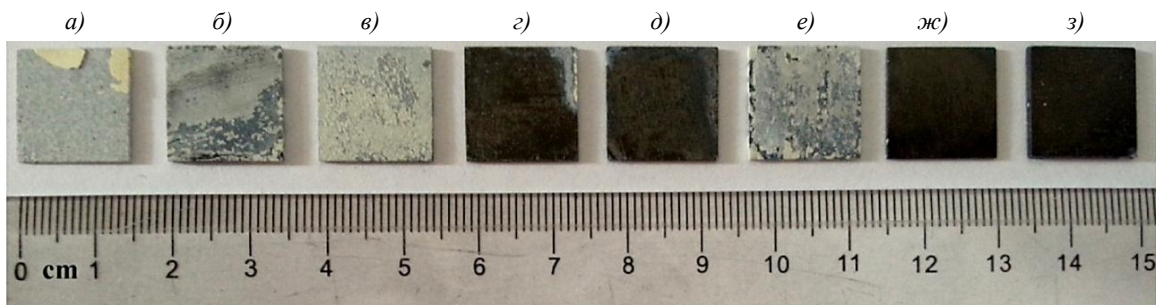


Рис. 8. Оптическое изображение сплава $\gamma\text{-TiAl}$ без покрытия (а) и с покрытием SiO_2 (б–з) после термического окисления при температуре $900\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 100 ч. Пленка SiO_2 сформирована при плотности тока 1 A/cm^2 в течение 100 (б), 200 (в), 300 (г) и 600 с (д), а также при плотностях тока $0,5$ (е), $1,5$ (ж) и 2 A/cm^2 (з) в течение 300 с [56]

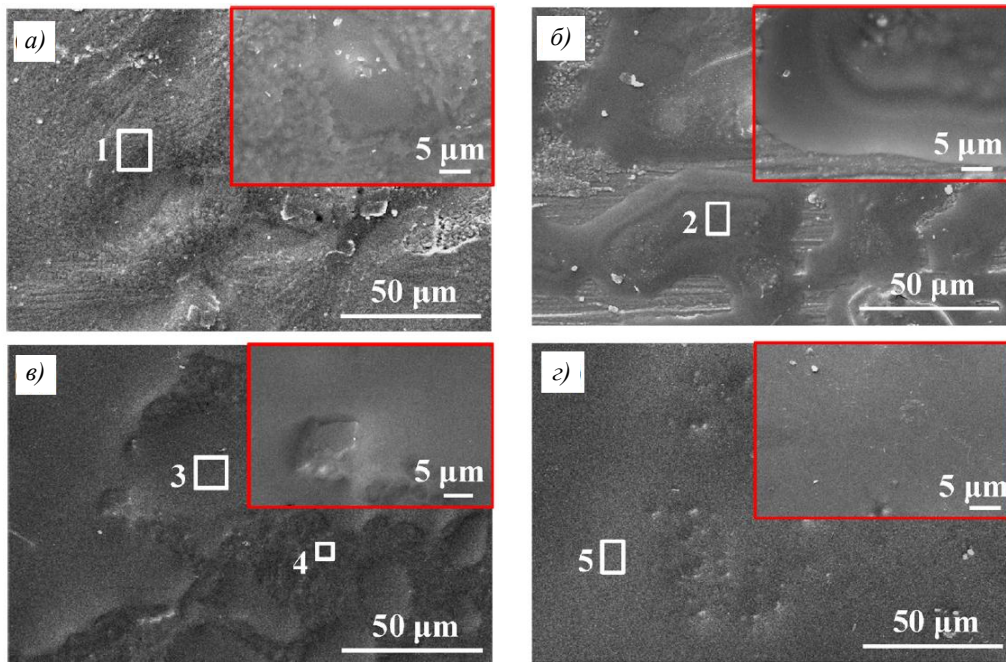


Рис. 9. Изображение поверхности сплава $\gamma\text{-TiAl}$ с покрытием SiO_2 после испытаний при температуре $900\text{ }^\circ\text{C}$ в течение $0,5$ (а), 1 (б), 10 (в) и 30 ч (г) [56]

В процессе высокотемпературного окисления гальваническое покрытие SiO_2 спекается и вступает в реакцию со сплавом $\gamma\text{-TiAl}$, образуя стекловидную защитную пленку и таким образом предотвращая диффузию кислорода из воздуха на границе раздела покрытие–сплав. После окисления на сплаве $\gamma\text{-TiAl}$ с покрытием SiO_2 растрескивания не наблюдается, а прирост массы составляет всего $0,16 \text{ мг/см}^2$, в то время как сплав $\gamma\text{-TiAl}$ без покрытия почти полностью окисляется и прирост массы составляет $30,64 \text{ мг/см}^2$ (рис. 9) [55].

Результаты рентгеноскопии показывают, что стекловидная оксидная пленка на поверхности сплава $\gamma\text{-TiAl}$ с покрытием SiO_2 в основном состоит из кристобалита, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, Ti_5Si_3 , Ti_3Al и $\text{Ti}_5\text{Al}_3\text{O}_2$ и обладает высокой устойчивостью к окислению при повышенных температурах эксплуатации.

Заключения

В настоящее время гальванические покрытия не получили широкого применения для защиты деталей горячей части ГТД, включая лопатки турбины, что связано с несколькими факторами, одним из которых является ограничение по температуре работы данных покрытий. Приведенные в статье данные зарубежных специалистов дают основания полагать, что гальванические покрытия могут использоваться для защиты никелевых и $\gamma\text{-TiAl}$ сплавов от высокотемпературной коррозии, вплоть до температуры $1000 \text{ }^\circ\text{C}$, в качестве альтернативы ионно-плазменным покрытиям или как дополнения к ним для создания барьерного подслоя. При этом повышение свойств гальванических покрытий может быть достигнуто за счет корректировки технологии нанесения покрытий, их модифицирования частицами, а также путем создания комбинированных (композиционных) покрытий. Нельзя не отметить, что информации по свойствам получаемых гальванических покрытий (твердость, адгезия и пр.) и их влиянию на свойства основного материала в научно-технической литературе недостаточно. Таким образом, дальнейшие исследования специалистов в данном направлении целесообразно направить на подбор оптимального состава, разработку технологии нанесения высокотемпературных гальванических покрытий и оценку полного перечня их свойств в сравнении с ионно-плазменными покрытиями.

Библиографический список

1. Каблов Е.Н. Ключевая проблема – материалы // Тенденции и ориентиры инновационного развития России. М.: ВИАМ, 2015. С. 458–464.
2. Волков А.М., Карашаев М.М., Бакрадзе М.М., Пустынников Т.О. Альтернативные технологии повышения механических свойств гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов для дисков ГТД (обзор) // Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн. 2019. №8 (80). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.10.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-8-3-8.
3. Чабина Е.Б., Ломберг Б.С., Филонова Е.В., Овсепян С.В., Бакрадзе М.М. Изменение структурно-фазового состояния жаропрочного деформируемого никелевого сплава при легировании танталом и рением // Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн. 2015. №9. Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.10.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-9-3-3.
4. Чабина Е.Б. Влияние микролегирования лантаноидами на особенности формирования структуры границ зерен и межфазных границ γ/γ' жаропрочного никелевого сплава типа ВЖ175 // Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн. 2017. №2 (50). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.10.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-2-9-9.

5. Разуваев Е.И., Бубнов М.В., Бакрадзе М.М., Сидоров С.А. ГИП и деформация гранулированных жаропрочных никелевых сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. №S1 (43). С. 80–86. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-80-86.
6. 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.
7. Каблов Е.Н. Современные материалы – основа инновационной модернизации России // *Металлы Евразии*. 2012. №3. С. 10–15.
8. Каблов Е.Н. Материалы для изделия «Буран» – инновационные решения формирования шестого технологического уклада // *Авиационные материалы и технологии*. 2013. №S1. С. 3–9.
9. Хорев А.И. Фундаментальные и прикладные работы по титановым сплавам для «Бурана» и перспективные направления их развития // *Авиационные материалы и технологии*. 2013. №S1. С. 10–14.
10. Кашапов О.С., Новак А.В., Ночовная Н.А., Павлова Т.В. Состояние, проблемы и перспективы создания жаропрочных титановых сплавов для деталей ГТД // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн*. 2013. №3. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.10.2020).
11. Хорев А.И. Фундаментальные и прикладные работы по конструкционным титановым сплавам и перспективные направления их развития // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн*. 2013. №2. Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.10.2020).
12. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №S. С. 7–17.
13. Каблов Е.Н. ВИАМ. Направление главного удара // *Наука и жизнь*. 2012. №6. С. 14–18.
14. Антипов В.В. Стратегия развития титановых, магниевых, бериллиевых и алюминиевых сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №S. С. 157–166.
15. Beltran A.M., Shores D.A., Sims C.T., Hagel W.C. Hot Corrosion, the Superalloys. New York: Wiley-Interscience, 1972. P. 317–339.
16. Balashadehi M.M., Nourpour P., Rouh Aghdam A.S. et al. The formation, microstructure and hot corrosion behaviour of slurry aluminide coating modified by Ni/Ni–Co electrodeposited layer on Ni-base superalloy // *Surface & Coatings Technology*. 2020. Vol. 402. P. 126–283.
17. Karimzadeh A., Aliofkhaeaei M., Walsh F.C. A review of electrodeposited Ni–Co alloy and composite coatings: microstructure, properties and applications // *Surface Coatings Technology*. 2019. Vol. 372. P. 463–498.
18. Donachie M.J., Donachie S.J. Superalloys: a technical guide. 2nd ed. ASM international: Materials Park, 2002. 432 p.
19. Bouchaud B., Rannou B., Pedraza F. Slurry aluminizing mechanisms of Ni-based superalloys incorporating an electrosynthesized ceria diffusion barrier // *Materials Chemistry and Physics*. 2013. Vol. 143. P. 416–424.
20. Electroplating nickel, cobalt, nickel–cobalt alloys and binary or ternary alloys of nickel, cobalt and iron: pat. US 4069112A; filed 18.06.76; publ. 04.10.76.
21. Choi S.C., Cho H.J., Lee D.B. Effect of Cr, Co, and Ti additions on the hightemperature oxidation behavior of Ni₃Al // *Oxidation of Metals*. 1996. Vol. 46. P. 109–127.
22. Lai G.Y. High Temperature Corrosion in Energy Systems: Proceeding of the Symposium. The Metallurgical Society of AIME, 1985. 832 p.
23. Bakhit Babak, Akbari Alireza, Nasirpouri Farzad, Ghasem Hosseini Mir. Corrosion resistance of Ni–Co alloy and Ni–Co/SiC nanocompositecoatings electrodeposited by sediment codeposition technique // *Applied Surface Science*. 2014. Vol. 307. P. 351–359.
24. Pavlatou E.A., Stroumbouli M., Gyftou P., Spyrellis N. Hardening effect induced by incorporation of SiC particles in nickel electrodeposits // *Journal of Applied Electrochemistry*. 2006. Vol. 36. P. 385–394.
25. Zimmerman A.F., Palumbo G., Aust K.T., Erb U. Mechanical properties of nickel silicon carbide nanocomposites // *Materials Science and Engineering: A*. 2002. Vol. 328. P. 137–146.

26. Balaji R., Pushpavanam M., Kumar K.Y., Subramanian K. Electrodeposition of bronze-PTFE composite coatings and study on their tribological characteristics // *Surface Coatings Technology*. 2006. Vol. 201. P. 3205–3211.
27. Yue-bo Z., Yuan-zh D. Oxidation resistance of co-deposited Ni–SiC nanocomposite coating // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2007. Vol. 17. P. 925–928.
28. Lekka M., Kouloumbi N., Gajo M., Bonora P.L. Corrosion and wear resistant electrodeposited composite coatings // *Electrochimica Acta*. 2005. Vol. 50. P. 4551–4556.
29. Xu J., Zhuo C., Han D. et al. Erosion-corrosion behavior of nanoparticle-reinforced Ni matrix composite alloying layer by duplex surface treatment in aqueous slurry environment // *Corrosion Science*. 2009. Vol. 51. P. 1055–1106.
30. Gogotsi Y. *Nanomaterials handbook* // Taylor & Francis Group. New York: CRC Press, 2006. 800 p.
31. Conway B.E., Vayenas C.G., White R., Gamboa-Adelco M. *Modern Aspects of Electrochemistry* // Springer Science and Business Media, Inc., 2005. No. 38. P. 475–532.
32. Ma Li, Zhou Kechao, Li Zhiyou. Hot corrosion of a novel (Ni, Co)O/(Ni, Co)Fe₂O₄ composite coating thermally converted from an electrodeposited Ni–Co–Fe₂O₃ composite coating // *Corrosion Science*. 2011. Vol. 53. P. 2357–2367.
33. El-Shobaky G.A., Fagal G.A., El-Aal A.A., Ghozza A.M. Solid–solid interactions in the NiO/Fe₂O₃ system with and without LiO₂ doping // *Thermochimica Acta*. 1995. Vol. 256. P. 429–441.
34. Rezaeiolum A., Aliofkhazraei M., Karimzadeh A. et al. Electrodeposition of Ni–Mo and Ni–Mo–(nano Al₂O₃) multilayer coatings // *Surface Engineering*. 2017. Vol. 34. P. 423–432.
35. Prioteasa P., Anicai L., Visan T. Synthesis and corrosion characterization of electrodeposited Ni–Mo alloys obtained from aqueous solutions // *UPB Scientific Bulletin. Series B*. 2010. Vol. 72. P. 11–24.
36. Huang P.-C., Hou K.-H., Sheu H.-H. et al. Wear properties of Ni–Mo coatings produced by pulse electroforming // *Surface Coating Technology*. 2014. Vol. 258. P. 639–645.
37. Alizadeh M., Cheshmpish A. Electrodeposition of Ni–Mo/Al₂O₃ nano-composite coatings at various deposition current densities // *Applied Surface Science*. 2019. Vol. 466. P. 433–440.
38. Szczygiel B., Kołodziej M. Composite Ni/Al₂O₃ coatings and their corrosion resistance // *Electrochimica Acta*. 2005. Vol. 50. P. 4188–4195.
39. Zhang C., Peng X., Zhao J., Wang F. Hot corrosion of an electrodeposited Ni–11 wt. % Cr nanocomposite under molten Na₂SO₄–K₂SO₄–NaCl // *Journal of Electrochemistry Society*. 2005. Vol. 152. P. B321–B326.
40. Zhou Y., Peng X., Wang F. Oxidation of a novel electrodeposited Ni–Al nanocomposite film at 1050 °C // *Scripta Materialia*. 2004. Vol. 50. P. 1429.
41. Zhou Y., Peng X., Wang F. Size effect of Al particles on the oxidation of electrodeposited Ni–Al composite coatings // *Oxidation of Metals*. 2005. Vol. 64. P. 169.
42. Zhang Y., Peng X., Wang F. Development and oxidation at 800 °C of a novel electrodeposited Ni–Cr nanocomposite film // *Materials Letters*. 2004. Vol. 58. P. 1134.
43. Yang X., Peng X., Wang F. Hot corrosion of a novel electrodeposited Ni–6Cr–7Al nanocomposite under molten (0.9Na, 0.1K)₂SO₄ at 900 °C // *Scripta Materialia*. 2007. Vol. 56. P. 891–894.
44. Chen H., Si Y.Q., McCartney D.G. An analytical approach to the b-phase coarsening behaviour in a thermally sprayed CoNiCrAlY bond coat alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2017. Vol. 704. P. 359–365.
45. Rana N., Mahapatra M.M., Jayaganthan R., Prakash S. Deposition of nanocrystalline coatings by modified LVOF thermal spray method // *Journal of Alloys and Compounds*. 2014. Vol. 615. P. 779–783.
46. Gong X., Ma Y., Guo H., Gong S. Effect of thermal cycling on microstructure evolution and elements diffusion behavior near the interface of Ni/NiAl diffusion couple // *Journal of Alloys and Compounds*. 2015. Vol. 642. P. 117–123.
47. Christensen R.J., Tolpygo V.K., Clarke D.R. The influence of the reactive element yttrium on the stress in alumina scales formed by oxidation // *Acta Materialia*. 1997. Vol. 45. P. 1761–1766.
48. Evans A.G., Mumm D.R., Hutchinson J.W. et al. Mechanisms controlling the durability of thermal barrier coatings // *Progress in Materials Science*. 2001. Vol. 46. P. 505–553.

49. Chen W.R., Wu X., Marple B.R., Patnaik P.C. The growth and influence of thermally grown oxide in a thermal barrier coating // *Surface Coating Technology*. 2006. Vol. 201. P. 1074–1079.
50. Tianquan L., Hongbo G.U.O., Hui P., Shengkai G. Cyclic oxidation behavior of an EB-PVD CoCrAlY coating influenced by substrate/coating interdiffusion // *Chinese Journal of Aeronautics*. 2012. Vol. 25. P. 796–803.
51. Narita T. Advanced coatings on high temperature applications // *Materials Science Forum*. 2006. Vol. 522–523. P. 1–14.
52. Coutsouradis D., Davin A., Lamberigts M. Cobalt-based superalloys for applications in gas turbines // *Materials Science and Engineering*. 1987. Vol. 88. P. 11–19.
53. Yapontseva Yu.S., Kublanovsky V.S., Vyshnevskiy O.A. Electrodeposition of CoMoRe alloys from a citrate electrolyte // *Journal of Alloys and Compounds*. 2018. Vol. 766. P. 894–901.
54. Song Y., Wei G., Xiong R. Properties and structure of RE–Ni–W–P–SiC composite coating prepared by impulse electrodeposition // *Transaction of Nonferrous Metals Society of China*. 2007. Vol. 17. P. 363–367.
55. Wu L.-K., Wu W.-Y., Song J.-L. et al. Enhanced high temperature oxidation resistance for γ -TiAl alloy with electrodeposited SiO₂ film // *Corrosion Science*. 2018. Vol. 140. P. 388–401.