# УДК 621.438:669.245

## DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s5-45-55

А.Г. Галоян<sup>1</sup>, С.А. Мубояджян<sup>1</sup>, Д.С. Кашин<sup>1</sup>

# ТЕРМОДИФФУЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ НАСЫЩЕНИЯ ТУГОПЛАВКИМИ ЭЛЕМЕНТАМИ И УГЛЕРОДОМ ПОВЕРХНОСТИ ВНУТРЕННЕЙ ПОЛОСТИ ЛОПАТОК ТУРБИНЫ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ ГТД ИЗ ПЕРСПЕКТИВНЫХ НИКЕЛЕВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

Рассмотрены процессы получения барьерного слоя на основе рения, тантала, карбидов тугоплавких элементов с целью последующего нанесения диффузионного алюминидного покрытия для защиты поверхности внутренней полости монокристаллических лопаток турбины газотурбинного двигателя из рений- и ренийрутенийсодержащих жаропрочных сплавов. Показано, что барьерный слой препятствует образованию под жаростойким покрытием (при длительной высокотемпературной экспозиции, разупрочняющей сплав) вторичной реакционной зоны. Исследован фазовый состав поверхностного слоя жаропрочного сплава после диффузионного насыщения поверхности рением, танталом, углеродом. Исследованы кинетика порошкового процесса цементации рений- и рений-рутенийсодержащих жаропрочных сплавов, фазовый состав поверхностного слоя после цементации.

Ключевые слова: лопатки турбин, безуглеродистый жаропрочный никелевый рений- и ренийрутенийсодержащий сплав, высокотемпературная газовая коррозия, термодиффузионные жаростойкие покрытия, поверхность внутренней полости лопаток, барьерный слой, термодиффузионное насыщение поверхности углеродом, термодиффузионное насыщение поверхности рением, термодиффузионное насыщение поверхности танталом, вторичная реакционная зона (ВРЗ), топологически плотноупакованные фазы).

The processes for formation of a barrier layer based on rhenium, tantalum or carbides of refractory elements for the subsequent deposition of a diffusion aluminide coating to protect the internal surface of single crystal blades of GTE made of rhenium- and rhenium-ruthenium bearing superalloys were considered. It was shown that the barrier layer prevents formation of the secondary reaction zone (SRZ) under the heat-resistant coating in case of longterm exposure to high temperature, which causes the alloy softening. Phase composition of the surface layer of a heat-resistant alloy was studied after diffusion saturation of its surface with rhenium, tantalum and carbon. Kinetics of powder carburizing of rhenium- and rhenium-ruthenium bearing superalloys and phase composition of the surface layer upon carburization process was investigated.

**Keywords:** turbine blades, carbon-free heat-resistant rhenium and rhenium-ruthenium bearing Ni-based alloy, high-temperature gas corrosion, thermal diffusion heat-resistant coatings, internal surface of blades, barrier layer, thermal diffusion saturation of the surface with carbon, thermal diffusion saturation of the surface with rhenium, thermal diffusion saturation of the surface with tantalum, secondary reaction zone (SRZ), topologically close-packed phases (TCP phases).

<sup>1</sup>Федеральное 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

перспективных Создание авиационных газотурбинных двигателей (ГТД), работающих в условиях более высоких температур рабочего газа на входе в турбину, возможно с применением новых, легированных рением и рением и рутением, безуглеродистых жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) для лопаток турбины высокого давления (ТВД) ГТД и защитных жаростойких покрытий, предохраняющих эти детали 0T высокотемпературной газовой коррозии в широком интервале температур [1, 2].

В ГТД первого поколения литые лопатки имели равноосную (РО) структуру, состоящую из множества мелких разориентированных зерен. «Слабым местом» таких изделий являются границы зерен, так как преимущественно здесь присутствующие скапливаются в сплаве примесные элементы, а также концентрируются напряжения в результате скопления дислокаций и вакансий в процессе высокотемпературной ползучести [3], поэтому типичным разрушением материала является разрушение по границам зерен. Для повышения служебных характеристик жаропрочных сплавов в их состав вводят углерод, бор, цирконий и другие элементы с целью очищения и упрочнения границ зерен. Несмотря на то, что эти элементы обычно снижают температуру плавления жаропрочных сплавов [4-6], наблюдается увеличение прочности сплава.

В современных высокожаропрочных никелевых сплавах с монокристаллической (МК) структурой (в виду отсутствия зерен) отпадает необходимость введения углерода в сплав. Применение технологии монокристаллического литья и разработка специально легированных монокристаллических безуглеродистых сплавов привели к повышению жаропрочности и сопротивления термической усталости по сравнению с тем же сплавом, полученным обычным литьем [7, 8], и позволили повысить рабочую температуру лопаток на 80-120°С по сравнению с лопатками из сплавов с РО структурой и, как следствие, температуру газа перед рабочей лопаткой ТВД на современных двигателях – до 1700–1800°С [9, 10]. Снижение диффузионной подвижности и повышение высокотемпературной стабильности дисперсных выделений упрочняющей ү'-фазы в этих сплавах при вышеуказанных температурах достигается одновременным введением в состав сплавов существенно большего количества элементов (Re, Ta, W, Ru).

Обладая необходимыми механическими свойствами при высоких температурах (1000°С и выше), большинство жаропрочных сплавов катастрофически быстро окисляются уже при температурах выше 700-800°С. Попытки решить проблему защиты сплавов ОТ газовой высокотемпературной коррозии путем подбора легирующих элементов не привели к серьезным успехам. Применение защитных жаростойких алюминидных покрытий является единственным эффективным способом защиты сплавов высокотемпературной газовой коррозии.

Однако создание защитных алюминидных покрытий на лопатках из ЖНС проблематично. Связано это с тем, что переходная зона (ПЗ), состоящая в основном из карбидов тугоплавких элементов матрицы, не образуется под алюминидным покрытием и при высоких температурах происходит диффузия алюминия и хрома, содержание которых в покрытии в 2-3 раза превышает содержание их в ЖНС, из покрытия в сплав. Вследствие этого при длительном воздействии высоких температур (свыше 100 ч) под покрытием образудиффузионного ется зона взаимодействия (вторичная реакционная зона – ВРЗ), в которой выделяются ТПУ фазы пластинчатой формы (рис. 1), приводящие к разупрочнению поверхности ЖНС на глубину до нескольких сот микрометров, снижению жаропрочности сплава, и, как следствие, к преждевременному разрушению лопатки [10-16]. С другой стороны, встречная диффузия тугоплавких элементов из защищаемого жаропрочного сплава в покрытие приводит к снижению жаростойкости покрытия и, как следствие, ресурса лопатки.

Поэтому для повышения термической стабильности жаростойких покрытий и сохранения прочностных характеристик ЖНС в контакте с покрытием в процессе эксплуатации требуется разработка специальных барьерных слоев, препятствующих возникновению ВРЗ или сдерживающих чрезмерное развитие этой зоны в поверхностном слое ЖС. Рассмотренная в работе задача создания барьерного слоя для поверхности внутренней полости лопаток турбин из ЖНС особенно актуальна.



Рис. 1. Вторичная реакционная зона (Б) под жаростойким алюминидным покрытием (А) на сплаве ВЖМ4 после выдержки 500 ч при 1000°С

Для внешней трактовой поверхности лопаток эта проблема решается путем использования ионно-плазменных барьерных слоев на основе карбидов [17–27]. Однако данную технологию невозможно использовать для поверхности внутренней полости в силу особенностей технологического процесса.

В работе представлены результаты исследования процессов термодиффузионного порошкового насыщения поверхности ЖНС рением, танталом, танталом совместно с углеродом и углеродом с целью формирования барьерного слоя под жаростойким покрытием на поверхности внутренней полости охлаждаемых лопаток ГТД.

## Материалы и методы

Процесс порошкового диффузионного насыщения поверхности образцов и внутренней полости лопаток для создания барьерного слоя проводили в контейнерах из жаропрочного сплава – в камерных электропечах сопротивления (в воздушной атмосфере).

Исследования процессов получения барьерного слоя проводили на образцах дисков диаметром 10–15 мм и толщиной ~2–5 мм из жаропрочных сплавов с равноосной структурой (типа ЖСбУ) и ЖНС (типа ЖС36, ВЖМЗ и ВЖМ4), а также на монокристаллических рабочих лопатках ТВД из сплава ЖС36. Для испытания образцов с покрытиями на жаростойкость использовали цилиндры из вышеуказанных сплавов с монокристаллической структурой диаметром 10 мм и высотой 40 мм. Для определения длительной жаропрочности, усталостной прочности образцов из ЖНС с диффузионными покрытиями использовали стандартные образцы.

Предварительная подготовка поверхности образцов и лопаток включала следующие операции: обезжиривание, последующую обдувку поверхности образцов сухим электрокорундом фракцией 50–100 мкм и промывку в ультразвуковой ванне для удаления остатков электрокорунда. Очистку поверхности внутренней полости лопаток проводили с помощью гидроабразивной обработки с последующим удалением абразива из внутренней полости лопаток продувкой чистым сжатым воздухом и ультразвуковой очисткой.

Для подготовки порошковых смесей, необходимых для формирования слоев на поверхности ЖНС, использовали стандартное оборудование: шкаф вытяжной, барабансмеситель, барабан для размола компонентов смеси, сушильный шкаф и другое.

Исследования покрытий проводили с использованием металлографических микроскопов «Versamet-2» и GX-51 Olympus и фирмы рентгеновский D/MAX-2500 дифрактометр фирмы Rigaku с монохроматическим Си K<sub>a</sub>-излучением. При проведении фазового анализа использовали банк рентгенограмм фаз «PHAN». Для фазового анализа применяли панорамную в угловом интервале 10-85 съемку град. Исследование элементного состава И микроструктуры покрытия проводили методами микрорентгеноспектрального анализа и растровой электронной микроскопии на аппарате «Суперпроб» (ЈСМА-733, фирма Jeol, Япония). Диапазон регистрируемых микроанализатором элементов от В (Z=5) до U (Z=92). Локальность анализа 1 мкм<sup>2</sup>, глубина анализа ~1 мкм. Исследования свойств композиций «ЖНС-диффузионное жаростойкое покрытие» проводили на образцах для оценки жаростойкости металлов (ГОСТ 6130-71), определения характеристик длительной прочности (ГОСТ 10145), выносливости (ГОСТ 25.502).

## Результаты

### Насыщение рением

Термодиффузионное насыщение поверхности образцов из сплава ЖС32 рением проводили в

камерной печи (в атмосфере воздуха) по режиму: 1000°С в течение 4 ч. В качестве источника рения использовали порошок KReO<sub>4</sub> – соль рениевой кислоты (перренат калия). Микроструктура сплава после насыщения рением и вакуумного отжига (удельный привес по рению составил 6,5 г/м<sup>2</sup>) показана на рис. 2. По результатам микрорентгеноспектрального исследования установлено, что во внешнем слое покрытия образуется твердый раствор никеля в рении с содержанием рения до 77% (по массе), а ближе к границе «покрытие–сплав» – твердый раствор рения в никеле с содержанием рения до ~6–7% (по массе), что превышает содержание рения в сплаве ЖС32.



Рис. 2. Микроструктура (×1000) сплава ЖС32 после насыщения рением (при 1000°С, 4 ч) и вакуумного от-жига (при 1050°С, 3 ч)

Для исследования полученных фаз и их распределения по глубине материала (после насыщения образца из ЖСЗ2 рением по режиму 1000°С, 4 ч) проведен послойный (7–20 мкм) анализ поверхностного слоя сплава ЖСЗ2 с выделением фаз, содержащихся в исследуемом микрослое. Результаты анализа представлены в табл. 1.

Методом растровой электронной микроскопии исследованы образцы из сплава ЖС32 после насыщения рением (привес по рению 6,5 г/м<sup>2</sup>), алитирования (привес по алюминию 40 г/м<sup>2</sup>), вакуумного отжига по режиму 1050°С, 3 ч и испытания на жаростойкость по режиму 1000°С, 700 ч (рис. 3 и 4). По результатам исследования можно заключить, что комплексное жаростойкое покрытие системы «рений+алюминидное покрытие+BO»

Таблица 1

Фазовый состав (по глубине) поверхностного слоя сплава ЖС32 после насыщения рением

Глубина анализируемого слоя, мкм	Фазовый состав
7	Твердый раствор на основе Re
14	Твердый раствор на основе Ке. Фазы: $N_{17}$ Re <sub>8</sub> , $A_{13}$ N <sub>15</sub>
50	Ni по типу Mg
50	Твердый раствор на основе Ni. Фазы: Ni <sub>3</sub> Al, Ni <sub>17</sub> Re <sub>8</sub> , Ni по типу Mg
60	Подложка, сплав ЖС32



Рис. 3. Микроструктура покрытия ЖС32+Re (6,5 г/м<sup>2</sup>)+Al (40 г/м<sup>2</sup>)+BO в исходном состоянии (*a*) и гистограмма распределения алюминия (*б*) и рения (*в*) по толщине покрытия



Рис. 4. Микроструктура покрытия ЖС32+Re (6,5 г/м<sup>2</sup>)+Al (40 г/м<sup>2</sup>)+BO после испытаний на жаростойкость по режиму 1000°C, 700 ч (*a*) и гистограмма распределения алюминия (*б*) и рения (*в*) по толщине покрытия



Рис. 5. Дифрактограмма сплава ЖСбУ после совместного насыщения углеродом и танталом по режиму 1000°С, 2 ч

не обладает достаточной жаростойкостью, так как рений, диффундируя через покрытие к поверхности, превращается в летучий оксид Re<sub>3</sub>O<sub>7</sub>.

### Насыщение танталом

Исследование одностадийного процесса насыщения поверхности танталом и углеродом проводили на образцах из сплава ЖСбУ. В качестве источника тантала использовался мелкодисперсный (<10 мкм) порошок тантала с чистотой 99,98%, в качестве источника углерода служил карбюризационный уголь. Процесс проводили в камерной электропечи (в атмосфере воздуха) по режиму: 1000°С, 2 ч.

Рентгеноспектральным анализом (рис. 5) образцов из сплава ЖС6У (после совместного насыщения углеродом и танталом) выявлены следующие фазы в поверхностном слое: TaC, Ni<sub>3</sub>Al, следы  $Ta_{0.8}O_2$ .

Результаты исследования показали, что одностадийный процесс насыщения поверхности также не может применяться для внутренней полости лопаток ТВД, так как после насыщения рабочая смесь спекалась.

Таким образом, применение вышеперечисленных процессов насыщения поверхности ЖС (рением, танталом) требует проведения дальнейших исследований с целью выбора состава смеси и нецелесообразно для формирования барьерного слоя на поверхности внутренней полости лопаток ТВД.

# Исследование термодиффузионного процесса насыщения ЖНС углеродом

Использовать известные процессы алитирования или хромоалитирования для защиты поверхности внутренней полости лопаток из ЖНС невозможно, так как (ввиду отсутствия углерода в этих сплавах) сформированный на их поверхности диффузионный алюминидный слой не имеет переходной зоны (ПЗ).

Для решения этой проблемы в ВИАМ разработан процесс насыщения поверхности внутренней полости лопаток углеродом. Насыщение поверхности ЖНС углеродом (цементация) проводили порошковым способом - из мелкодисперсного углеродного порошка (фракция <80 мкм) в камерной электропечи (в атмосфере воздуха). Выбранная фракция порошка углерода обеспечила легкие заполнение внутренней полости лопатки порошком и его удаление из этой полости после насыщения поверхности [28, 29]. Показателем степени насыщения поверхности образцов является удельный привес по массе  $(\Delta m_{\rm C}, г/{\rm M}^2)$ , определяемый экспериментально (разность между массой образца до и после насыщения, отнесенная к площади поверхности образца), который зависит от режима насыщения (температуры процесса и продолжительности выдержки).

Цементацию поверхности ЖНС проводят перед алитированием и хромоалитированием с целью формирования барьерного слоя под жаростойким покрытием, который, оказывая тормозящее действие взаимной диффузии элементов покрытия и подложки, предотвращает появление ВРЗ под покрытием в процессе высокотемпературной экспозиции [30–38].

Исследование процесса термодиффузионного насыщения углеродом проводили на образцах из ЖНС (ЖСЗ6, ВЖМЗ и ВЖМ4).

Порошковый метод, в отличие от газового способа насыщения поверхности, имеет ряд существенных преимуществ:

– позволяет проводить насыщение только поверхности внутренней полости, не затрагивая при этом наружную трактовую поверхность и замок. Необходимость насыщения только одной поверхности лопатки продиктована, во-первых, тем, что обе поверхности рабочей лопатки ТВД (наружная и внутренняя) работают в различных условиях и, исходя из условий работы, для каждой поверхности подбирается конкретное покрытие с соответствующей технологией его нанесения, во-вторых, насыщение только поверхности внутренней полости позволяет насыщать готовую лопатку с уже нарезанным замком и может быть использовано при ремонте лопаток ТВД;

 при необходимости можно проводить насыщение обеих поверхностей рабочей лопатки ТВД (наружной и внутренней);

 простота и экономичность процесса (для порошкового процесса не требуется специальное оборудование, в отличие от газового, и порошок можно использовать многократно).

Экспериментально установлено, что заметное термодиффузионное насыщение поверхности ЖНС углеродом начинается при 900°С и с повышением температуры до 1000–1100°С скорость процесса возрастает до 1–3 г/м<sup>2</sup> за час насыщения.

Микроструктура образцов из сплава ВЖМ4 после цементации по режимам: 1000°С, 4 ч ( $\Delta m_{\rm C}$ =2,5 г/м<sup>2</sup>) и 1100°С, 4 ч ( $\Delta m_{\rm C}$ =5 г/м<sup>2</sup>) представлена на рис. 6.

Результаты фазового анализа (рис. 7) образцов из сплава ВЖМ4 после цементации ( $\Delta m_{\rm C}$ =5 г/м<sup>2</sup>) показали, что основными фазами являются карбид хрома ( $Cr_{23}C_6$  и  $Cr_7C_3$ ) и карбид тантала (TaC).

Методом растровой электронной микроскопии исследована микроструктура образца из сплава ВЖМ4 после цементации ( $\Delta m_C=5$  г/м<sup>2</sup>). По результатам исследования (рис. 8) установлено, что образовавшиеся после цементации карбиды (светлые точки на фотографиях микроструктуры сплава) расположены преимущественно около поверхности образца на глубине до 50 мкм и имеют округлую форму. Размер крупных карбидов в диаметре достигает 0,5 мкм, а диаметр видимых (связано с максимальным разрешением микроскопа) мелких карбидов составляет менее 0,1 мкм (см. рис. 8).

### Исследование кинетики процесса цементации ЖНС

Исследование кинетики процесса цементации проводили на образцах из ЖНС. Углерод использовали в виде порошка и пасты на основе углеродного порошка. В работе исследована зависимость изменения удельного привеса по углероду на поверхности образцов из ЖНС от продолжительности и температуры процесса.

Процесс насыщения проводили при постоянной температуре (диапазон температур: 900–1100°С) в течение 1, 2 и 4 ч. Контроль процесса насыщения и расчет значения удельного привеса по углероду проводили по изменению массы образца. Полученные результаты представлены в табл. 2.

Исследование влияние режима цементации (температура, продолжительность) на фазовый

состав поверхности образцов из сплава ЖСЗ6 проводили в диапазоне температур от 900 до 1100°С. Результаты исследований фазового состава в зависимости от режимов насыщения приведены в табл. 3.

Для расчета остаточных напряжении на поверхности образцов из ЖНС после цементации и цементации с вакуумным отжигом (ВО), проведена цементация четырех пластин из сплава ЖСЗ6 по режиму 1000°С, 4 ч. Две пластины после цементации прошли ВО по режиму 1050°С, 3 ч. С одной стороны пластин был удален слой толщиной ~20 мкм. По образовавшемуся прогибу f(рис. 9) определяли тип напряжения (сжимающее или растягивающее). По известной формуле [39] с некоторым приближением рассчитаны значения остаточных напряжений в образцах после цементации, а также после цементации с ВО:

$$\sigma = \frac{4}{3} \cdot \frac{f \cdot E(H - \Delta h)^2}{L^2 \cdot \Delta h}$$

Образовавшийся прогиб свидетельствует о том, что в поверхности образца возникли сжимающие напряжения. Подставив числовые значения  $(L, H, \Delta h, E \ inf)$  в формулу, получили следующие значения остаточных напряжений в поверхностном слое:

– для образцов после цементации ~700 МПа;

– для образцов после цементации с ВО ~525 МПа.

Установлено, что в результате ВО происходит уменьшение значений остаточных напряжений – на ~25%.

С целью исследования защитных свойств жаростойких покрытий проведены сравнительные испытания на изотермическую жаростойкость (при температуре 1000°С на базе испытаний 700 ч) образцов из сплава ВЖМ4 с термодиффузионными жаростойкими покрытиями с барьерным слоем и без него. Для этого образцы из сплава ВЖМ4 в исходном состоянии и после предварительного насыщения углеродом ( $\Delta m_{\rm C}$ =3,6 г/м<sup>2</sup>) подвергали диффузионным процессам насыщения поверхности алюминием ( $\Delta m_{\rm AI}$ =40 г/м<sup>2</sup>) и хромом ( $\Delta m_{\rm Cr}$ =8 г/м<sup>2</sup>) с алюминием ( $\Delta m_{\rm AI}$ =40 г/м<sup>2</sup>) по серийной технологии: – образец *I* – ВЖМ4+АI (40 г/м<sup>2</sup>);

-00pa3eq 1 - DMM4+AI (40 17M),

- образец 2 – ВЖМ4+С  $(3,6 \ \Gamma/m^2)$ +Al  $(40 \ \Gamma/m^2)$ ; – образец 3 – ВЖМ4+С  $(3,6 \ \Gamma/m^2)$ +Cr  $(8 \ \Gamma/m^2)$ + +Al  $(40 \ \Gamma/m^2)$ .

Результаты испытаний приведены в табл. 4.

По результатам испытаний видно, что образец 3 имеет лучшие показатели жаростойкости.

Проведены металлографические исследования образцов из сплава ВЖМ4 с термодиффузионными покрытиями, с барьерным слоем после испытаний на изотермическую жаростойкость по режиму: 1000°С, 700 ч. Установлено, что глубина ВРЗ уменьшается с увеличением величины удельного привеса по углероду ( $\Delta m_{\rm C}$ ) после цементации.

Показано, что после испытаний на жаростойкость при 1000°С, 700 ч на образцах из ЖНС с



Рис. 6. Микроструктура (×1000) поверхности образца из сплава ВЖМ4 после цементации по режиму:  $a - 1000^{\circ}$ С, 4 ч ( $\Delta m_{\rm C}$ =2 г/м<sup>2</sup>). Толщина цементованного слоя 4–6 мкм;  $\delta - 1100^{\circ}$ С, 4 ч ( $\Delta m_{\rm C}$ =5 г/м<sup>2</sup>). Толщина цементованного слоя 10–12 мкм. Электрохимическое травление



Рис. 7. Дифрактограмма сплава ВЖМ4 после цементации ( $\Delta m_{\rm C}$ =5 г/м<sup>2</sup>)



Рис. 8. Микроструктура (*a* − ×7000; *б* − ×18000) сплава ВЖМ4 после цементации (Δ*m*<sub>C</sub>=5 г/м<sup>2</sup>). Светлые точки − образовавшиеся после цементации карбиды



Рис. 9. Расчет остаточных напряжении на поверхностности образцов из сплава ЖСЗ6:

a – исходный образец из сплава ЖС36 после цементации по режиму 1000°С, 4 ч; H – толщина исходного образца (2,3 мм);  $\Delta h$  – толщина удаленного цементованного слоя (20 мкм); L – длина образца (100 мм);  $\delta$  – образец после удаления цементованного слоя; f – прогиб после удаления цементованного слоя толщиной 20 мкм;  $f_1$ =0,052 мм (образец без вакуумного отжига),  $f_2$ =0,039 мм (образец после вакуумного отжига); E – модуль упругости, равный для карбида хрома (Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>) 327·10<sup>3</sup> МПа



Рис. 10. Микроструктура (×1000) сплава ВЖМ4 с разным удельным привесом по углероду ( $\Delta m_{\rm C}$ ) после испытаний на жаростойкость при 1000°С, 700 ч: 1 (*a*), 2 (*б*), 3 (*в*) и 4 г/м<sup>2</sup> (*г*). Удельный привес по алюминию  $\Delta m_{\rm AI}$ =40 г/м<sup>2</sup>

### Таблица 2

	Значение характеристики после режима насыщения при температуре, °С														
Yapayzapuatuwa 900			950			1000		1050		1100					
ларактеристика	в течение, ч														
	1	2	4	1	2	4	1	2	4	1	2	4	1	2	4
Удельная степень насыщения поверхности углеродом, г/м <sup>2</sup>	1,1	1,8	2,2	1,3	2,2	2,7	1,8	2,9	3,5	2,9	4,4	5,2	4,3	6,3	7,3

Кинетика насыщения углеродом поверхности образцов из сплава ЖСЗ6

#### Таблица 3

#### Фазовый анализ поверхности образцов из сплава ЖСЗ6 после различных режимов цементации

Режим насыщения	Фазовый состав
900°С в течение 1, 2 и 4 ч 950°С в течение 1 ч	Ni <sub>3</sub> Al, NbC, TiC
950°С в течение 2 ч	Ni <sub>3</sub> Al, NbC, TiC,W <sub>2</sub> C
950°С в течение 4 ч 1000°С в течение 1, 2 и 4 ч 1050°С в течение 1, 2 и 4 ч 1100°С в течение 1, 2 и 4 ч	Ni <sub>3</sub> Al, NbC, TiC, W <sub>2</sub> C, Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub> , Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>

Таблица 4

Удельное изменение массы образцов из сплава ВЖМ4 с комплексными термодиффузионными покрытиями с барьерным слоем и без него при испытаниях на изотермическую жаростойкость

Условный номер	Удельное изменение массы, г/м <sup>2</sup> , при 1000°С в течение, ч									
образца	10	50	150	200	350	400	500	700		
1	3,5	4,8	5,2	5,4	6,0	6,2	6,7	6,8		
2	3,6	4,1	4,6	4,7	4,9	5,0	5,2	5,4		
3	3,2	3,7	4,2	4,3	4,5	4,6	4,8	5,0		

Таблица 5

#### Сравнительные испытания на длительную прочность образцов из сплава ЖСЗ6 (при 1000°С)

Состояние	Продолжительность испытаний, ч	σ, МПа	Долговечность*, ч
Без покрытия	100	255	99; 112
	500	185	372
Цементация+алитирование+вакуумный отжиг	100	255	105; 121
	500	185	387; 389

\*Образцы сняты до разрушения.

#### Таблица б

## Сравнительные испытания на МнЦУ образцов из сплава ВЖМЗ (при 20°С; σ=294 МПа)

Состояние	Число циклов до разрушения ( $N=\tau_{p} \cdot 10^{6}$ )
Без покрытия	1,7; 2,7; 3,2; 4,5; 5,6
Цементация	23,7*; 25,4*
Цементация+вакуумный отжиг	8,9
Цементация+алитирование+вакуумный отжиг	3,6; 3,7; 6,6

\*Образцы сняты с испытаний без разрушения.

комплексным жаростойким покрытием, удельным привесом по углероду на поверхности образцов ( $\Delta m_C$ ), равным 1 г/м<sup>2</sup>, образуется сплошной слой ВРЗ по всему периметру образца, имеющий толщину, равную ~4–5 от толщины покрытия. На образцах из ЖНС с комплексным жаростойким покрытием ( $\Delta m_C$  от 2 до 3 г/м<sup>2</sup>) ВРЗ образуется на участках, где под жаростойким покрытием пере-

ходная зона не сформирована. На образцах с удельным привесом по углероду, равным более  $4 \text{ г/m}^2$ , BP3 не наблюдается (рис. 10).

Проведены испытания на длительную прочность и усталость образцов в исходном состоянии, после цементации и с жаростойким алюминидным покрытием с барьерным слоем для исследования влияния полученных термодиффузионных покрытий на характеристики механической прочности литейных ЖНС для лопаток ГТД с монокристаллической структурой.

Испытания на длительную прочность проводили на образцах из сплава ЖСЗ6 в исходном состоянии (без покрытия), после цементации ( $\Delta m_{\rm C}=3.8 \text{ г/m}^2$ ), алитирования по серийной технологии ( $\Delta m_{\rm AI}=39 \text{ г/m}^2$ ). Режим испытаний и время до разрушения образцов из ЖНС приведены в табл. 5.

По результатам испытаний видно, что термодиффузионное жаростойкое покрытие не снижает гарантированных паспортных характеристик длительной прочности у сплава ЖСЗ6.

Проведены сравнительные испытания на многоцикловую усталость (МнЦу) на базе испытаний  $2 \cdot 10^7$  циклов образцов из сплава ВЖМЗ (после цементации, цементации с вакуумным отжигом) с термодиффузионным жаростойким покрытием, сформированным на поверхности образцов после цементации ( $\Delta m_{\rm C}$ =3,8 г/м<sup>2</sup>) и алитирования по серийной технологии ( $\Delta m_{\rm Al}$ =39 г/м<sup>2</sup>), и образцов в исходном (без покрытия) состоянии (табл. 6).

Согласно работе [40], наличие карбидов снижает предел выносливости гладких образцов при 900°С – на ~10%. Результаты сравнительных испытаний образцов из сплава ВЖМЗ после цементации и в исходном состоянии (см. табл. 6) показали, что после цементации снижения долговечности не наблюдается. Происходит уменьшение долговечности на цементованных образцах после ВО, что связано со снижением остаточных сжимающих напряжений в поверхностном слое ЖС после ВО.

Испытания на МнЦУ показали, что покрытия не оказывают существенного влияния на характеристики циклической прочности сплава ВЖМЗ.

### Обсуждение и заключения

Исследованы термодиффузионные процессы насыщения поверхности ЖС тугоплавкими элементами с целью формирования барьерного слоя под жаростойким алюминидным покрытием. Экспериментально установлено:

 комплексное жаростойкое покрытие Re+Al+BO – не обладает достаточной жаростойкостью. Это связано с тем, что рений, диффундируя через покрытие к поверхности, превращается в «летучий» оксид Re<sub>3</sub>O<sub>7</sub>;

 процессы одностадийного насыщения танталом и углеродом не могут применяться для насыщения поверхности внутренней полости лопаток ТВД вследствие склонности к спеканию.

Впервые исследован процесс цементации ЖНС. В качестве источника углерода выбран порошок углерода с размером частиц менее 100 мкм, при использовании которого (за 4 ч насыщения при температуре 1000°С) удельный привес по углероду на поверхности образцов из сплава ЖСЗ6 составил 3,5 г/м<sup>2</sup>. Показано, что порошок углерода выбранной фракции легко заполняет внутренние полости лопаток ТВД, имеющих различную конфигурацию. После насыщения порошок легко удаляется из внутренней полости.

Проведен расчет остаточных напряжении на поверхностности образцов из сплава ЖСЗ6 после цементации и цементации с ВО. Показано, что в результате цементации в поверхностном слое образцов из сплава ЖСЗ6 образуются сжимающие напряжения, равные ~700 МПа. После вакуумного отжига значения напряжений снижаются на ~25%.

Исследовано влияние термодиффузионных жаростойких алюминидных и хромоалюминидных покрытий с барьерным слоем на механические характеристики жаропрочных ренийсодержащих сплавов и показано, что покрытия обеспечивают гарантированные значения характеристик длительной прочности сплава ЖСЗ6 при температуре 1000°С в течение 100 и 500 ч, а также многоцикловой усталостной прочности монокристаллического сплава ВЖМЗ на базе испытаний  $2 \cdot 10^7$  цикл. Показано, что покрытия не снижают гарантированных значения характеристик сплавов ЖСЗ6 и ВЖМЗ.

#### ЛИТЕРАТУРА

- Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. Никелевые жаропрочные сплавы для литья лопаток с направленной и монокристаллической структурой (часть II) //Материаловедение. 1997. №5. С. 14–16.
- Каблов Е.Н., Ломберг Б.С., Оспенникова О.Г. Создание современных жаропрочных материалов и технологий их производства для авиационного двигателестроения //Крылья Родины. 2012. №3–4. С. 34–38.
- Бокштейн С.З. Строение и свойства металлических сплавов. М.: Металлургия. 1971. 496 с.
- Патон Б.Е. и др. Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления. Киев: Наукова думка. 1987. 256 с.
- Буханова А.А., Толорайя В.Н. О структуре и свойствах монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов /В сб. Жаропрочные и жаростойкие стали и сплавы на никелевой основе. М.: Наука. 1984. С. 213–218.

- Шалин Р.Е. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок /В сб. Суперсплавы. Кн. 1. М.: Металлургия. 1995. С. 9–16.
- Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Никелевые литейные жаропрочные сплавы нового поколения //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 36–52.
- Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Бакрадзе М.М., Мазалов И.С. Высокотемпературные жаропрочные никелевые сплавы для деталей газотурбинных двигателей //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S, С. 52–57.
- Сидоров В.В., Ригин В.Е., Тимофеева О.Б., Мин П.Г. Влияние кремния и фосфора на жаропрочные свойства и структурно-фазовые превращения в монокристаллах из высокожаропрочного сплава ВЖМ4-ВИ //Авиационные материалы и технологии. 2013. №3. С. 32–38.

- Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. Никелевые жаропрочные сплавы для литья лопаток с направленной и монокристаллической структурой (Часть II) //Материаловедение. 1997. №5. С. 14–16.
- Каблов Е.Н., Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Галоян А.Г. Защитные и упрочняющие покрытия лопаток турбин ГТД /В сб. трудов Международной науч.-технич. конф., посвященной 100-летию со дня рождения академика С.Т. Кишкина «Научные идеи С.Т. Кишкина и современное материаловедение». М.: ВИАМ. 2006. С. 55–65.
- Walston W.S., Schaeffer J.C., Murphy W.H. A New Type of Microstructural Instability in Superalloys–SRZ Superalloys–1996 //The Minerals, Metals & Materials Society. 1996. P. 9–18.
- Goward G.W. Progress in coating for gas turbine airfoils //Surface and coating Technology. 1998. №108– 109. P. 73–79.
- Ritzert F., Keller D., Vasudevan V. Investigation of the formation of Topologically Close Packed Phase Instabilities in Nickel-Base Superalloy René N6 /In: NASA/ TM-209277. 1999. P. 1–14.
- Walston W.S., Cetel A., MacKay R., O'Hara K., Duhl D., Dreshfield R. Joint development of a fourth generation single crystal superalloy /In: NASA/TM–213062. 2004. P. 1–17.
- Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технология, покрытия. М.: МИСиС. 2001. С. 57–60.
- Способ получения защитного покрытия на лопатках газовых турбин: пат. 2171315 Рос. Федерация; опубл. 27.07.2001.
- Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Жаростойкие и теплозащитные покрытия для лопаток турбины высокого давления перспективных ГТД //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 60–70.
- Мубояджян С.А., Александров Д.А., Горлов Д.С., Егорова Л.П., Булавинцева Е.Е. Защитные и упрочняющие ионноплазменные покрытия для лопаток и других ответственных деталей компрессора ГТД //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 71–81.
- Способ защиты лопаток газовых турбин: пат. 2280096 Рос. Федерация; опубл. 29.11.2004.
- Способ упрочнения изделия из литейного сплава на никелевой основе: пат. 2230822 Рос. Федерация; опубл. 10.04.2003.
- 22. 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.
- 23. Будиновский С.А., Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Применение аналитической модели определения упругих напряжений в многослойной системе при решении задач по созданию высокотемпературных жаростойких покрытий для рабочих лопаток авиационных турбин //Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. «Машиностроение». 2011. №SP2. С. 26–37.
- Каблов Е.Н. Разработки ВИАМ для газотурбинных двигателей и установок //Крылья родины. 2010. №4. С. 31–33.
- Луценко А.Н., Мубояджян С.А., Будиновский С.А. Промышленные технологические процессы ионной

обработки поверхности /В сб.: Авиационные материалы и технологии. М.: ВИАМ. 2005. №1. С. 30–40.

- Каблов Е.Н., Мубояджян С.А., Будиновский С.А. Ионно-плазменные защитные покрытия для лопаток газотурбинных двигателей //Металлы. 2007. №5. С. 23–34.
- Muboyadzhyan S.A., Kablov E.N. Vacuum plasma technique of protective coatings production of complex alloys //MиTOM. 1995. №2. C. 15–18.
- Способ защиты от высокотемпературного окисления поверхности внутренней полости охлаждаемых лопаток турбин из безуглеродистых жаропрочных сплавов на основе никеля: пат. 2349678 Рос. Федерация; опубл. 20.03.2009.
- 29. Способ нанесения покрытия для защиты от высокотемпературного окисления поверхности внутренней полости охлаждаемых лопаток турбин из безуглеродистых жаропрочных сплавов на основе никеля: пат. 2471887 Рос. Федерация; опубл. 17.10.2011.
- Substrate stabilization of diffusion aluminide coated nickel-based superalloy: pat. 5.334.263 US; pabl. 1994.
- 31. Method of making a coated Ni base superalloy of improved microstructural stability: pat. 1146134 EP; pabl. 2001.
- 32. Method for fabricating a coated superalloy stabilized against the formation of SRZ: pat. 1522607 EP; pabl. 2005.
- Locci I.E., MacKay R.A., Garg A., Ritzert F. Successful Surface Treatments for Reducing Instabilities in Advanced Nickel-Base Superalloys for Turbine Blades /In: NASA/TM-212920. 2004. P. 1–28.
- 34. Мубояджян С.А., Галоян А.Г., Лесников В.П., Кузнецов В.П. и др. Покрытия для защиты внутренней полости монокристаллических лопаток турбины из безуглеродистых жаропрочных сплавов //Упрочняющие технологии и покрытия. Машиностроение. 2007. №10. С. 49–54.
- 35. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Егорова Л.П., Луценко А.Н., Галоян А.Г. Защитные и упрочняющие покрытия лопаток и деталей ГТД /В сб.: Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007. М.: ВИАМ. 2007. С. 107–124.
- 36. Мубояджян С.А., Галоян А.Г. Защита поверхности внутренней полости монокристаллических лопаток турбины ГТД из современных безуглеродистых жаропрочных сплавов /В сб.: Авиационные материалы и технологии. М.: ВИАМ. 2008. №3. С. 12–17.
- 37. Мубояджян С.А., Галоян А.Г. Комплексные термодиффузионные жаростойкие покрытия для безуглеродистых жаропрочных сплавов на никелевой основе //Авиационные материалы и технологии. 2012. №3. С. 25–30.
- 38. Muboyadzhyan S.A., Galoyan A.C. Diffusion Aluminide Coatings for Protecting the Surface of the Internal Space of Single Crystal Turbine Blades Made of Rhenium and Rhenium Ruthenium Containing High Temperature Alloys: Part I //Russian Metallurgy (Metally). 2012. V. № 9. P. 746–753.
- Биргер И.А. Остаточные напряжения. М.: Машгиз. 1963. 95 с.
- Акимов Л.М. Выносливость жаропрочных материалов. М.: Металлургия. 1977. 152 с.