

ЗАЩИТА ПОВЕРХНОСТИ ВНУТРЕННЕЙ ПОЛОСТИ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛОПАТОК ТУРБИНЫ ГТД ИЗ СОВРЕМЕННЫХ БЕЗУГЛЕРОДИСТЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

Рассмотрены вопросы защиты поверхности внутренней полости охлаждаемых лопаток турбины из безуглеродистых жаропрочных никелевых сплавов (БЖС), содержащих тугоплавкие элементы рений, вольфрам, тантал, хром. Показано, что насыщение углеродом поверхности внутренней полости лопаток перед стадией алитирования или хромалитирования способствует формированию характерной переходной диффузионной зоны под алюминидным покрытием, содержащей карбиды тугоплавких металлов, входящих в состав сплава. Переходная зона на основе $\beta(\text{NiAl})$, $\gamma'(\text{Ni}_3\text{Al})$ и карбидов (Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3) NbC, TiC) препятствует диффузии элементов покрытия в жаропрочный сплав и образованию вторичной реакционной зоны (ВРЗ) под алитированным слоем, состоящей из хрупких топологически плотноупакованных фаз, что способствует существенному повышению ресурса лопаток турбины ГТД.

Ключевые слова: лопатки турбины ГТД, безуглеродистые жаропрочные сплавы

Проблемы повышения мощности, надежности и долговечности ГТД неотъемлемо связаны с работоспособностью сопловых и рабочих лопаток.

Создание современных авиационных ГТД V и VI поколений требует разработки новых жаропрочных сплавов и целого ряда защитных и упрочняющих покрытий, предназначенных для обеспечения работоспособности и ресурса деталей и лопаток турбины ГТД. Вследствие значительного повышения температуры газа на входе в турбину, намечается рост рабочей температуры лопаток турбины на 50–100°C и более. Поэтому создание двигателей V поколения возможно при использовании для рабочих лопаток турбины высокого давления новых монокристаллических безуглеродистых жаропрочных никелевых сплавов (ЖС) с повышенным содержанием Re, Ta, W, Ru. Вследствие большого содержания тугоплавких элементов новые безуглеродистые ЖС обладают низкой жаростойкостью, и лопатки турбины могут использоваться при условии эффективной защиты их поверхности от воздействия высоких температур газового потока в двигателе.

Ресурс, надежность и технико-экономические показатели газотурбинных двигателей связаны с износом и изменением физико-химических свойств поверхности наиболее ответственных деталей ГТД. Одними из главных причин изменения физико-химических свойств поверхности является высокотемпературная газовая коррозия трактовой поверхности лопаток турбины ГТД, которая во многих случаях приводит к досрочному съему и ремонту двигателей. В настоящее время большинство деталей ГТД имеют защитные или упрочняющие покрытия, которые в значительной мере определяют ресурс и надежность ГТД.

Для защиты поверхностей лопатки турбины (как внутренней полости, так и внешней трактовой) от высокотемпературной газовой коррозии необходимо создать на поверхностях лопатки покрытия с высокой жаростойкостью и термостабильностью в контакте с никелевым ЖС.

Выбор типа защитного покрытия производится исходя из условий работы лопаток и состава никелевого ЖС. При этом необходимо учитывать, что требования к покрытию для защиты поверхности внутренней полости охлаждаемой лопатки турбины ГТД значительно отличаются от требований к покрытию, предназначенному для защиты внешней трактовой поверхности лопатки турбины. Это связано как со значительной разницей в уровне рабочих температур на внешней и внутренней поверхностях пера лопатки, так и с большими отличиями в составе газовой среды, взаимодействующей с внешней и внутренней поверхностями лопаток. Температура внешней и внутренней поверхностей лопаток турбин при современном уровне тепловых потоков в ГТД отличается на 100–150°C. Внешняя трактовая поверхность лопаток турбин современных

ГТД работает при температурах 1100–1150°C и в агрессивной среде продуктов сгорания авиационного топлива, а поверхность внутренней полости – при более благоприятных температурных условиях в значительно менее агрессивной воздушной среде.

В большинстве случаев разрушение лопаток турбины начинается с зарождения микротрещин на поверхности внутренней полости лопатки. Для защиты поверхности внутренней полости охлаждаемых лопаток турбин обычно используются алюминидные диффузионные покрытия на основе NiAl–Ni₃Al с невысоким (не более 22–24%) содержанием алюминия.

В настоящее время в промышленности для защиты внутренней полости охлаждаемых лопаток турбины применяются два процесса: хромоалитирование из смеси порошков (разработка Академии им. Н.Е. Жуковского) и газовое циркуляционное алитирование или хромоалитирование (разработка УПИ им. С.М. Кирова).

Однако непосредственно использовать известные процессы для защиты внутренней полости лопаток из современных безуглеродистых ЖС невозможно. Из-за отсутствия углерода в этих сплавах сформированный на их поверхности диффузионный алюминидный слой не имеет переходной зоны, состоящей преимущественно из карбидов тугоплавких металлов. Переходная зона, характерная для диффузионного покрытия на углеродсодержащих ЖС, препятствует при высокотемпературной эксплуатации диффузии алюминия и хрома из покрытия в ЖС. Отсутствие переходной зоны у диффузионного алюминидного покрытия приводит к быстрому снижению концентрации легирующих элементов в покрытии в процессе работы лопатки, за счет их диффузии в поверхностный слой материала лопатки. При этом из-за диффузии в поверхностном слое материала лопатки на глубину, значительно превышающую толщину покрытия, образуется вторичная реакционная зона – ВРЗ (рис. 1), состоящая из хрупких топологически плотноупакованных пластинчатых фаз (ТПУ фаз), которые снижают прочностные характеристики безуглеродистого ЖС (длительную жаропрочность, предел выносливости, термостойкость).

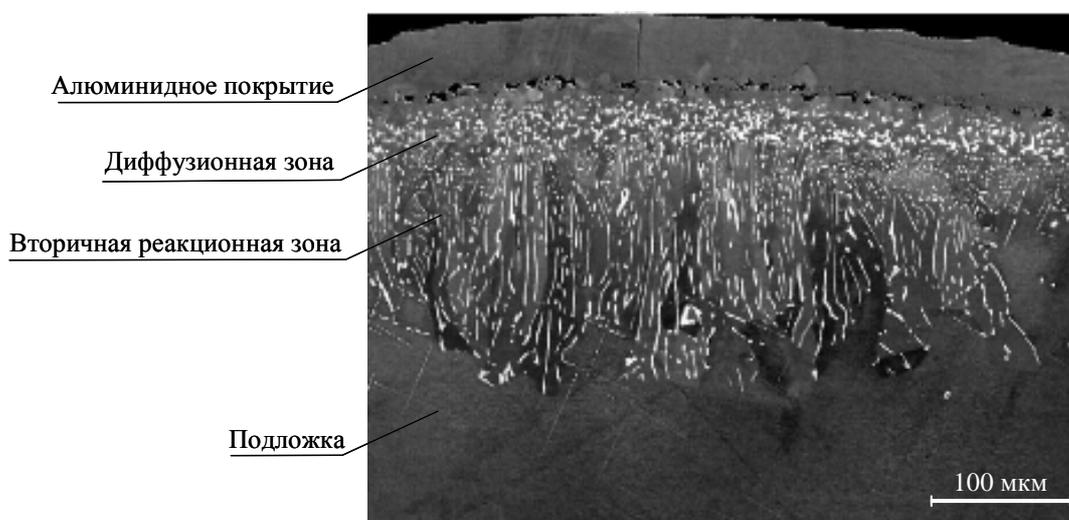


Рис. 1. Вторичная реакционная зона с ТПУ фазами

Одновременно с этим вследствие диффузии легирующих элементов из покрытия в ЖС резко снижается жаростойкость покрытия [1, 2].

Отметим, что топологически плотноупакованные фазы образуются в процессе эксплуатации в сплавах с повышенным содержанием тугоплавких элементов рения, вольфрама, хрома, тантала. ТПУ фазы являются хрупкими электронными соединениями переходных элементов. Они выделяются в форме пластин из γ -твердого раствора при его перелегировании хромом, вольфрамом, рением и служат источником преждевременного зарождения и распространения трещин, ведущих к хрупкому разрушению. Кроме того, ТПУ фазы, связывая значительное количество основных легирующих эле-

ментов (хром, вольфрам, рений), обедняют γ -фазу, снижая эффективность твердорастворного упрочнения.

В ренийсодержащих сплавах II и III поколений могут образовываться три типа ТПУ фаз [1]: ромбоэдрическая μ -фаза, тетрагональная σ -фаза и орторомбическая P -фаза.

В работе [3] сообщается, что при исследовании жаропрочных никелевых сплавов III поколения (Rene N6, CMSX-10) обнаружены нестабильная фаза – упоминаемая ВРЗ – вторичная реакционная зона (secondary reaction zone – SRZ) в диффузионном слое под алюминидным покрытием, а также колонии ячеек вдоль малоугловых границ и в дендритных осях 1-го порядка. Вторичная реакционная зона состоит из выделенных под алитированным слоем ТПУ фаз, содержание рения в которых может достигать до 50%. В результате встречной диффузии между покрытием и подложкой нарушается равновесие между (γ/γ')-фазами.

В результате исследований [3, 4] выявлено, что основными факторами, способствующими появлению ВРЗ в жаропрочном сплаве под алюминидным покрытием, являются активность алюминия покрытия и остаточные напряжения в поверхности.

Таким образом, использование известных процессов для защиты поверхности внутренней полости лопаток турбин из современных безуглеродистых ЖС – только алитирования или хромоалитирования – не обеспечивает требуемого ресурса покрытия, и эти процессы могут быть непосредственно применены только при очень ограниченном ресурсе лопатки – не более 100 ч (ресурс лопаток турбин современных ГТД составляет 10^3 ч и более).

Решить проблему образования ВРЗ на поверхности ЖС под покрытием можно путем модификации поверхности перед нанесением алюминидного слоя. Для этого поверхность жаропрочного сплава насыщают рядом элементов (Co, Cr, C и т. д.) [3–7]. Согласно источнику [7], насыщение поверхности жаропрочного сплава хромом или кобальтом – непосредственно перед алитированием – оказывает тормозящее действие образованию ВРЗ под алюминидным покрытием. Углерод, осаждаемый на поверхность жаропрочного сплава перед алитированием, предотвращает появление ВРЗ под алитированным слоем [3–6]. Применение модификации поверхности позволяет использовать жаропрочные сплавы любого состава, и даже с повышенным содержанием рения, вольфрама и тантала. Углерод связывает ТПУ-образующие элементы тантал и вольфрам в карбиды, препятствующие диффузии элементов покрытия в подложку и элементов подложки в покрытие. Во всех приведенных работах для цементации поверхности безуглеродистого ЖС используется метод газовой цементации [3–6].

Остаточные напряжения в поверхности жаропрочного сплава способствуют и ускоряют процесс образования ВРЗ. Поэтому, с целью устранения поверхностных напряжений, перед нанесением алюминидного покрытия необходимо детали из безуглеродистых ЖС подвергнуть высокотемпературной вакуумной термообработке [3, 4].

В данной работе предложен метод защиты внутренней полости охлаждаемых лопаток турбины из жаропрочного безуглеродистого сплава, включающий в себя проведение насыщения поверхности внутренней полости лопаток углеродом перед алитированием.

Насыщение поверхности ЖС углеродом проводили порошковым способом из мелкодисперсного углеродного порошка (фракция меньше 60 мкм) или из пасты на основе углеродного порошка и дистиллированной воды. Процесс проводили в области температур 900–1100°C в течение 2–8 ч. Выбранная фракция порошка углерода обеспечивала легкое заполнение внутренней полости лопатки порошком или пастой на основе углеродного порошка и легкое удаление порошковой смеси или пасты из этой полости. Карбонизация поверхности внутренней полости лопатки из современного безуглеродистого ЖС с последующим алитированием или хромоалитированием обеспечивает формирование переходного слоя на основе карбидов, разделяющего жаропрочный сплав и внешний жаростойкий слой алюминидного покрытия на основе NiAl (β -фаза). Это обеспечивает многократное снижение диффузии алюминия или алюминия и хрома в поверхность безуглеродистого ЖС при рабочей температуре внутренней полости лопатки и соответствующее увеличение ресурса покрытия.

На рис. 2 показана зависимость удельного привеса от температуры и длительности процесса насыщения поверхности ЖС углеродом.

Перед насыщением поверхности контрольных образцов и внутренней полости лопаток из безуглеродистого ЖС (сплав ЖС36) проводили поэтапную подготовку поверхности внутренней полости лопатки турбины и образцов. Первый этап – промывка лопаток и образцов в щелочном обезжиривающем растворе, после чего промывка в проточной горячей воде. Далее проводили гидроабразивную обработку поверхности образцов и внутренней полости лопаток водной суспензией, содержащей электрокорунд фракцией 30–50 мкм. Затем проводили промывку внутренней полости лопаток и поверхности образцов водой под давлением для удаления электрокорунда. После сушки образцов и лопаток проводили ультразвуковую промывку их в дистиллированной воде и окончательную сушку лопаток и образцов сначала на воздухе, а затем в вакуумном термощкафу при температуре 150–180°C.

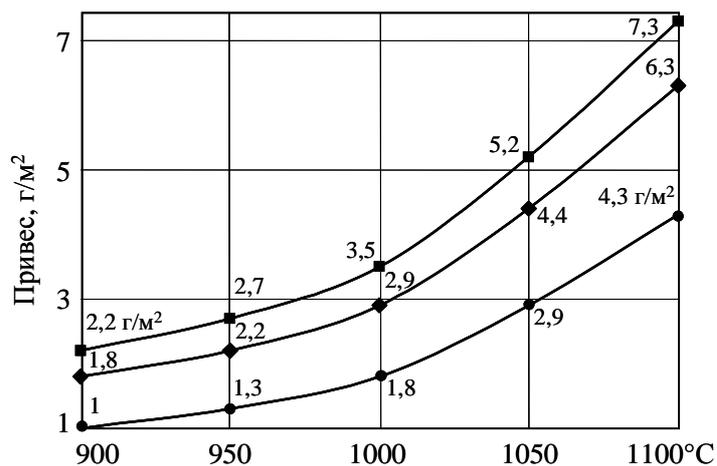


Рис. 2. Зависимость удельного привеса от температуры и длительности процесса насыщения (●, ◆, ■ – 1; 2 и 4 ч соответственно) поверхности ЖС углеродом

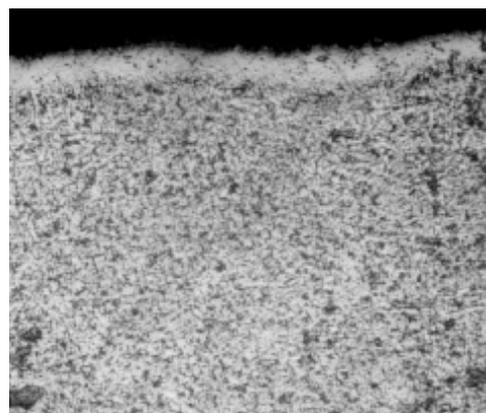


Рис. 3. Микроструктура (×500) поверхности лопатки 1 ступени (ЖС36 + цементация; исследования проводились совместно с ОАО «Турбомет»)

Насыщение поверхности проводили при температуре 1000°C в течение 4 ч. При указанном режиме для сплава ЖС36 удельный привес составлял 3,5 г/м², что соответствует расчетной глубине цементации 34 мкм. Расчет ведется исходя из следующих данных: известного процентного содержания карбидообразующих тугоплавких элементов, входящих в состав жаропрочного сплава; типа наиболее вероятных образующихся карбидов тугоплавких элементов, входящих в состав сплава. Для этого условно выделяется единичный объем поверхностного слоя. Допуская, что все элементы сплава распределены равномерно, и зная процентное содержание каждого из них в выделенном слое, можно расчетным путем определить максимальное количество углерода, необходимого для полного насыщения слоя. Соответственно, экспериментально полученное значение привеса по углероду позволяет определить глубину проникновения углерода. После насыщения поверхности образцов и внутренней полости лопаток проводили газовое циркуляционное алитирование (ГА) по режиму 980°C в течение 8 ч по технологии ООО «Турбомет». После этого лопатки и образцы были подвергнуты вакуумному отжигу по режиму 1050°C, 3 ч для окончательного формирования защитного алюминиевого покрытия.

Были проведены металлографические и рентгеноструктурные исследования полученных защитных покрытий на контрольных образцах и на одной лопатке после про-

цесса насыщения поверхности ЖС углеродом и после газового циркуляционного алитирования. Исследования показали, что после процесса насыщения поверхности ЖС углеродом (рис. 3) на поверхности ЖС наблюдается диффузионный слой, содержащий мелкодисперсные карбиды Cr_{23}C_6 , Cr_3C_2 (Cr_7C_3), NbC , TiC , W_2C , а также углерод.

После алитирования на поверхности ЖС формируется алюминидное диффузионное покрытие с характерной двухзонной структурой – внешним жаростойким слоем на основе фазы Ni_3Al и внутренним мелкодисперсным переходным диффузионным слоем на основе карбидов из тугоплавких карбидообразующих элементов сплава ЖС36 и фазы Ni_3Al , что характерно для обычных ЖС с карбидным упрочнением (рис. 4).

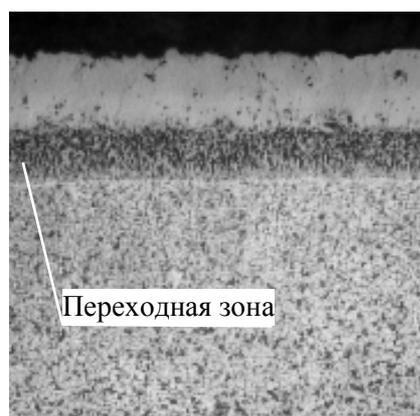


Рис. 4. Микроструктура ($\times 500$) поверхности лопатки 1 степени (ЖС36 + цементация + ГА ($\tau=8$ ч, $T=980^\circ\text{C}$); по данным ОАО «Турбомет»)

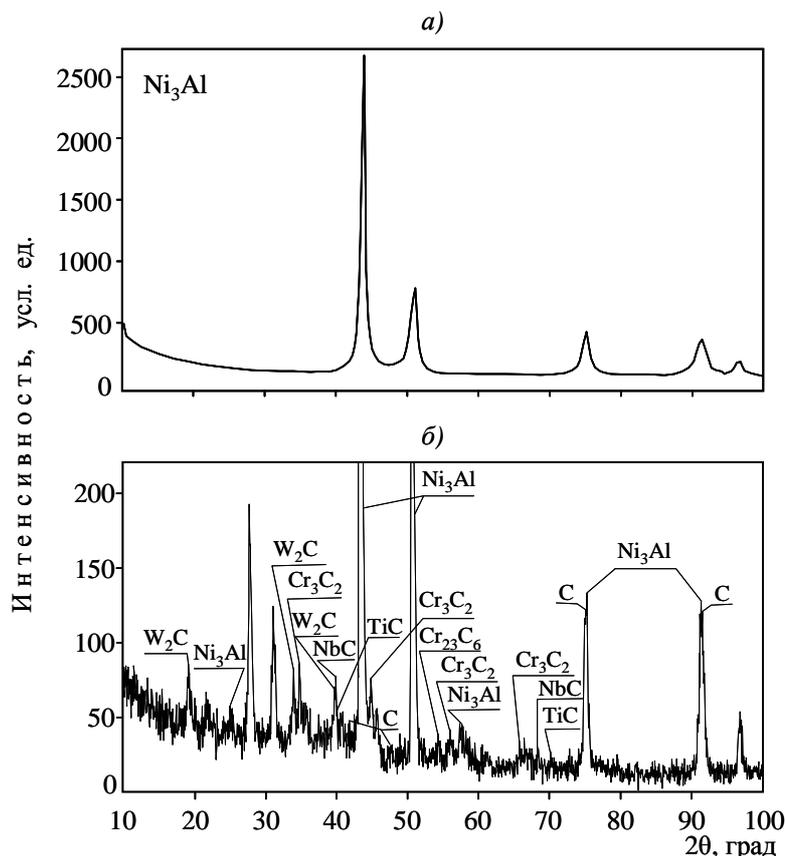


Рис. 5. Рентгенограмма сплава ЖС36 до (а) и после цементации (б) по режиму 1000°C , 4 ч

Рентгеноструктурный анализ проводился на дифрактометре D/MAX-2500 японской фирмы «Rigaku» с монохроматическим $\text{Cu } K_\alpha$ -излучением. Рабочий режим дифрактометра: напряжение 30 кВ, ток 100 мА. Полученные дифрактограммы приведены на рис. 5.

Были проведены испытания полученных лопаток с покрытиями в воздушной среде в течение 1000 ч при температуре 950°C , характерной для внутренней поверхности охлаждаемых лопаток турбин, и повторные металлографические исследования лопаток после испытаний. Исследования показали, что после длительной выдержки на поверхности сплава, примыкающей к покрытию, нет ТПУ фаз, что свидетельствует о минимальной диффузии алюминия и хрома из покрытия в сплав и об эффективности такого способа защиты внутренней полости лопаток из безуглеродистых ЖС от высокотемпературного окисления. Микроструктура покрытия на внутренней полости лопаток после длительной выдержки при температуре 950°C показана на рис. 6.

Элементный состав, % (по массе)					
Al	C	W	Mo	Cr	Ta
19,08	8,71	6,38	1,84	2,92	1,53

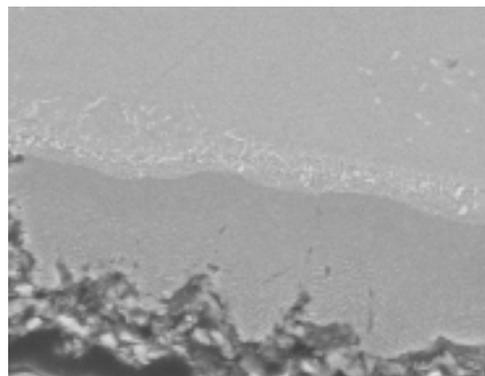


Рис. 6. Микроструктура и элементный состав покрытия цементация+ГА на сплаве ЖС36 после выдержки в печи при 950°С, 1000 ч

Таким образом, насыщение поверхности ЖС углеродом перед нанесением на эту поверхность алюминидного покрытия обеспечивает длительную защиту внутренней полости охлаждаемой лопатки турбины из жаропрочного безуглеродистого сплава, что может найти применение при освоении этих сплавов в промышленности.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. //Материаловедение. 1997. №5. С. 14–17.
2. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Галоян А.Г. Защитные и упрочняющие покрытия лопаток турбин ГТД //Труды Междунар. науч.-техн. конф. «Научные идеи С.Т. Кишкина и современное материаловедение». М.: ВИАМ. 2006. С. 55–65.
3. Walston W.S., Schaeffer J.C. and Murphy W.H. A New Type of Microstructural Instability in Superalloys – SRZ: In Superalloys 1996 //The Minerals, Metals & Materials Society. 1996. P. 9–18.
4. Locci I.E., MacKay R.A., Garg A., Ritzert Fr. Successful Surface Treatments for Reducing Instabilities in Advanced Nickel-Base Superalloys for Turbine Blades.– NASA/TM–212920. 2004. P. 1–28.
5. Substrate stabilization of diffusion aluminide coated nickel-based superalloy: pat. 5.334.263 (US). 1994.
6. Method for fabricating a coated superalloy stabilized against the formation of SRZ: pat. EP 1522607. 2005.
7. A method of aluminizing a superalloy: pat. EP 0821076. 1998.