

**Механика материалов:
прочность, ресурс, безопасность****Materials mechanics:
strength, durability, safety**DOI: <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2022-88-12-51-63>**МЕТОДЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ХАРАКТЕРИСТИК АДГЕЗИИ
В СИСТЕМАХ С ТЕПЛОЗАЩИТНЫМИ ПОКРЫТИЯМИ**

© Елена Николаевна Федорова^{1,2}, Надежда Вячеславовна Суходоева^{1*},
Владимир Викторович Москвичев^{1,2}, Нина Валерьевна Огорельцева¹,
Юрий Олегович Климкин¹

¹ Сибирский федеральный университет, Россия, 660041, г. Красноярск, Свободный просп., д. 79.

² Красноярский филиал Федерального исследовательского центра информационных и вычислительных технологий, Россия, 660049, г. Красноярск, просп. Мира, д. 53; *e-mail: suhodoevanadezda@gmail.com

*Статья поступила 31 марта 2022 г. Поступила после доработки 8 июня 2022 г.
Принята к публикации 29 июля 2022 г.*

Системы теплозащитных покрытий (ТЗП) широко используют в современных высокотемпературных авиационных газовых турбинах для защиты поверхностей лопаток от газовой коррозии и воздействия высоких рабочих температур. Для прогнозирования долговечности систем с ТЗП одним из ключевых является параметр, характеризующий сопротивление отслоению (адгезию) на поверхностях раздела. Цель работы — анализ существующих методов количественного определения характеристик адгезии для многослойных теплозащитных покрытий и защитных оксидных слоев на поверхности жаропрочных сплавов на основе никеля и выявление причин разброса показателей адгезии. Рассмотрены теоретические предпосылки для определения характеристик адгезии. Показано отсутствие национальных стандартов для их оценки и отмечен значительный разброс значений, полученных при использовании международных документов, регламентирующих испытания, и авторских методик. Значения интенсивности высвобождения упругой энергии деформации варьируются 0,3 до 230 Дж/м² в зависимости от метода определения, условий эксперимента и параметров системы. Причины разброса значений условно разделены на две группы: 1 — внутренние, обусловленные особенностями формирования слоев ТЗП и температурным воздействием, определяющие величину и характер распределения остаточных деформаций и напряжений, а также направление, по которому инициируется разрушение; 2 — внешние, обусловленные особенностями проведения испытаний и обработки результатов. Показана необходимость комплексного подхода к оценке характеристик адгезии, учитывающего влияние внешних и внутренних факторов.

Ключевые слова: система теплозащитных покрытий; защитные оксидные слои; жаропрочные сплавы на основе никеля; поверхности раздела; адгезия; методы определения характеристик адгезии.

**METHODS FOR CHARACTERIZING THE INTERFACIAL ADHESION
IN THERMAL BARRIER COATING SYSTEMS**

© Elena N. Fedorova^{1,2}, Nadezhda V. Sukhodoeva^{1*}, Vladimir V. Moskvichev²,
Nina V. Ogoreltceva¹, Yuri O. Klimkin¹

¹ Siberian Federal University, 79, Svobodny prosp., Krasnoyarsk, 660041, Russia.

² Krasnoyarsk Branch of the Federal Research Center for Information and Computational Technologies, 53, prosp. Mira, Krasnoyarsk, 660049, Russia; *e-mail: suhodoevanadezda@gmail.com

Received March 31, 2022. Revised June 8, 2022. Accepted July 29, 2022.

Thermal barrier coatings (TBC) are widely used to protect the hot section structural components, such as aircraft gas turbine, against hot corrosion and large thermal gradients during the service life. The resistance to interfacial debonding (adhesion) is one of the key factors for predicting the TBC durability during operation. The goal of the study is analysis of the existing approaches to quantification of the interfacial adhesion for multi-layered thermal barrier coating systems and thermally-grown oxide on Ni-based superalloys and discussion of the problem regarding the reasons for a large spread of the adhesion characteristics. Theoretical prerequisites for determining the adhesion characteristics are considered to provide a

theoretical background for quantification of the interfacial adhesion. The absence of national standard tests applicable to TBC is marked along with a significant scatter of the values obtained using international test-regulating documents and proprietary technologies. The values of the intensity of the strain energy release are found to vary from 0.3 to 230 J/m² depending on the method for measuring adhesion, experimental details and type of the system considered. The factors that determine a large spread of the interfacial adhesion values were divided into two groups: 1 — intrinsic, attributed to the features of TBC layer formation and temperature affecting the value and distribution of residual strains and stresses and direction of the failure initiation; 2 — extrinsic, which are related to test conditions and technique of experimental data processing. A complex approach involving both intrinsic and extrinsic parameters is required to address the problem of interfacial adhesion quantification.

Keywords: TBC system; thermally-grown oxide; Ni-based superalloy; interfaces; adhesion; methods for quantification of adhesion characteristics.

Введение

Многие конструктивные элементы энергетического, авиационного и ракетно-космического назначения эксплуатируются в условиях высоких температур и агрессивных сред. В зависимости от уровня нагруженности, условий эксплуатации и типа материала создают и совершенствуют различные технологии защиты металлических поверхностей. С одной стороны, разрабатывают составы и методы подготовки поверхностей сплавов, способствующие росту защитных оксидных слоев непосредственно при высокотемпературном воздействии, с другой — способы нанесения теплозащитных покрытий. При любом решении наряду с исследованием механизмов высокотемпературного окисления и коррозии металлических элементов конструкций важно определять параметры, характеризующие сопротивление отслоению (адгезию) защитных слоев и покрытий. Теплозащитные покрытия представляют собой многослойные системы с выраженной структурной неоднородностью, обусловленной различием термомеханических свойств компонентов, что дополнительно осложняет задачу определения количественных характеристик адгезии.

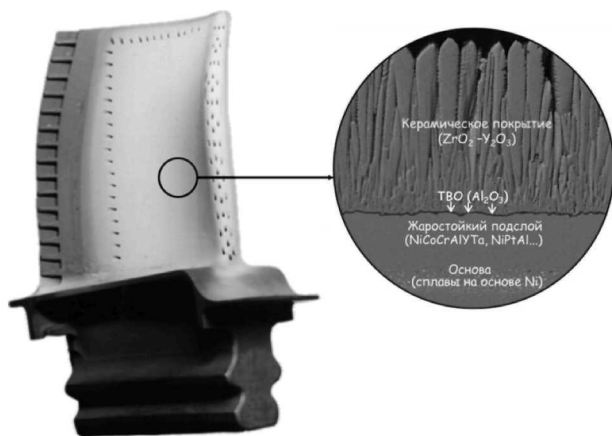


Рис. 1. Рабочая лопатка газотурбинного двигателя и типичная микроструктура теплозащитных покрытий

Fig. 1. A gas turbine engine blade and a typical microstructure of thermal barrier coatings

На рис. 1 показана типичная микроструктура теплозащитных покрытий (ТЗП, или ТБС — Thermal Barrier Coatings), полученных по технологии электронно-лучевого физического осаждения из паровой фазы (ЕВ-РВД), для защиты сплавов на основе никеля, из которых изготовлены рабочие лопатки газовых турбин.

Адгезия на границе раздела основной материал/покрытие в системах ТЗП во многом определяется свойствами защитного оксидного слоя (далее — ТВО, или TGO — Thermally Grown Oxide), который формируется на поверхности жаростойкого металлического подслоя (ЖСП, или BC — Bond Coat) при высокотемпературном воздействии.

Формирование ТВО происходит в результате взаимодействия кислорода, поступающего из внешней системы охлаждения через пористый слой керамического теплобарьерного покрытия (КП, или TC — Top Coat), с алюминием, содержащимся в ЖСП.

Таким образом, вместе с ТВО формируются две поверхности раздела: 1 — между слоями ЖСП и ТВО; 2 — между слоями ТВО и КП (рис. 2). Нарушение адгезии на одной или двух указанных поверхностях раздела в условиях дли-

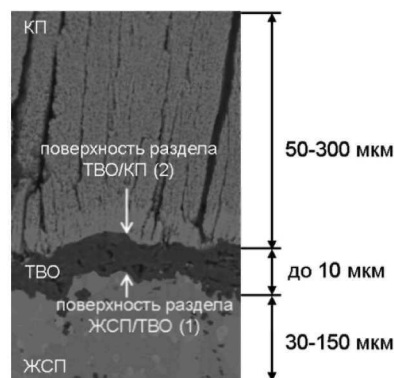


Рис. 2. Изображение фрагмента поперечного среза ТЗП в режиме обратно-отраженных электронов; поверхности раздела: 1 — ЖСП/ТВО; 2 — ТВО/КП

Fig. 2. Backscattered electron (BSE) image of the TBC cross-section for two interfaces: 1 — BC/TGO; 2 — TGO/TC

тельной эксплуатации, обусловленное высокими остаточными напряжениями при циклическом изменении температуры (от 1100 °С до комнатной), является одной из наиболее значимых проблем обеспечения долговечности ТЗП [1].

Способность жаростойких и жаропрочных сталей и сплавов при определенных условиях высокотемпературного воздействия и свойствах поверхности формировать защитные оксиды используют не только в системах с ТЗП. Защитные оксидные слои применяют в качестве естественного барьера диффузии кислорода для различных металлических поверхностей, непосредственно контактирующих с окислительной атмосферой, например, для жаростойких аустенитных сталей, широко используемых в энергетической отрасли [2, 3].

Формирующиеся при окислении жаростойких сталей и жаропрочных сплавов защитные оксидные системы зачастую являются многослойными и характеризуются наличием внутренних поверхностей раздела, что обусловлено различными механизмами роста оксидов за счет диффузии в процессе окисления (анионный, катионный, смешанный механизмы). Вопрос определения адгезии на поверхностях раздела для них также актуален.

Нормативные методы определения характеристик адгезии

В настоящее время испытания для определения количественных характеристик адгезии теплозащитных покрытий и защитных оксидных слоев в России не стандартизированы. Существующие нормативные документы регламентируют испытания на адгезию лакокрасочных покрытий к окрашиваемой поверхности или клеевых соединений и не могут быть применены для рассматриваемых систем, формирующихся за счет диффузионных процессов.

По результатам испытаний, как правило, проводят только качественную оценку адгезии. Например, понятие адгезии согласно ГОСТ 31149–2014 «Материалы лакокрасочные. Определение адгезии методом решетчатого надреза» формулируется как устойчивость к отслаиванию, а результаты испытаний классифицируются с использованием балльной шкалы, которая применяется также в ГОСТ 15140–78 «Материалы лакокрасочные. Методы определения адгезии».

ГОСТ 28574–2014 «Защита от коррозии в строительстве. Конструкции бетонные и железобетонные. Методы испытаний адгезии защитных покрытий» регламентирует методы испытаний для определения адгезии защитных покрытий для бетонных и железобетонных конструкций. При отрыве покрытия количественно

определяется прочность адгезии по силе отрыва, для наклеиваемых пленочных покрытий (толщиной не менее 0,5 мм) — прочность адгезии по силе отклеивания. Определение прочности адгезии лакокрасочных покрытий (одно-, многослойных покрытий или системы покрытий), нанесенных на различные окрашиваемые поверхности, методом отрыва регламентирует ГОСТ 32299–2013 (ISO 4624:2002) «Материалы лакокрасочные. Определение адгезии методом отрыва». Испытания проводят на образцах, предварительно склеенных между собой, а прочность адгезии определяют разрывным усилием. По итогам испытаний характер разрушения оценивают как средний процент площади с соответствующим типом разрушения покрытия (адгезионный или когезионный тип).

Перечисленные методы не могут быть применены для оценки количественных характеристик адгезии в рассматриваемых системах по причине малых толщин защитных оксидных слоев и теплозащитных покрытий (от нескольких мкм до 0,5 мм) и принципиальной разницы в природе формирования границ раздела.

Обзор стандартизированных методов оценки прочности адгезии газотермических покрытий приведен в [4]. Несмотря на то, что некоторые из рассмотренных методов (нормального отрыва, штифтовой, метод сдвига) могут быть адаптированы для покрытий толщиной 0,1–0,5 мм, авторы отмечают неравномерность нагружения по площади контакта покрытия с основным материалом, которая приводит к заниженным/завышенным значениям прочности адгезии.

Зарубежные нормативные документы регламентируют испытания для определения характеристик адгезии тонких покрытий, полученных методами термического напыления. К ним относятся испытания на отрыв (ASTM C633 “Thermal spray coating. Tension testing”, ISO 14916 “Thermal spray coating — Determination of tensile adhesive strength”), метод индентирования (ISO 20267 “Thermal spraying — Determination of interfacial toughness of ceramic coatings by indentation”, ISO 19207 “Thermal spraying — Classification method of adhesive strength by indentation”) и скретч-испытания (ASTM C1624 “Standard test method for adhesion strength and mechanical failure modes of ceramic coatings by quantitative single point scratch testing”, DIN EN 1071-3 “Advanced technical ceramics — Methods of test for ceramic coatings — Part 3: Determination of adhesion and other mechanical failure modes by a scratch test”, ISO 27307 “Thermal spraying — Evaluation of adhesion/cohesion of thermal spraying ceramic coatings by transverse scratch testing”).

В исследовательской практике широко распространены как перечисленные выше стандар-

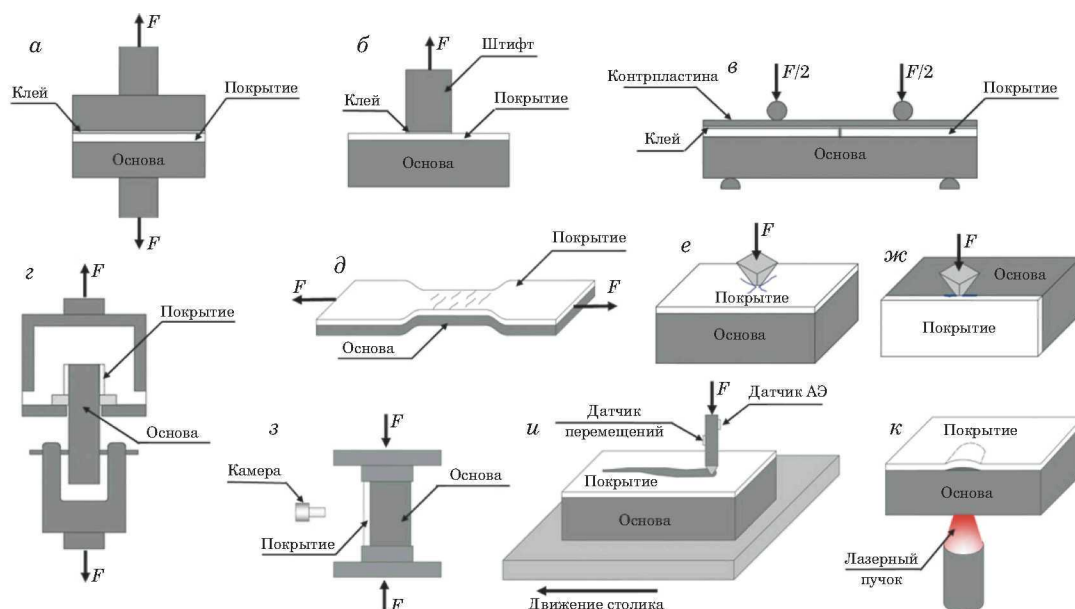


Рис. 3. Схематическое представление методов испытаний для определения характеристик адгезии: *а* — метод нормального отрыва; *б* — штифтовой метод; *в* — четырехточечный изгиб; *г* — barb pullout test; *д* — растяжение; *е* — индентирование поверхности покрытия; *жс* — внедрение индентора на поверхность раздела основной материал/покрытие; *з* — сжатие для инициации вздутия; *и* — скретч-тест; *к* — воздействие лазером для инициации вздутия

Fig. 3. Schematic representation of adhesion characterization techniques: *a* — pull-off method; *b* — pin method; *c* — four-point bending; *d* — barb pullout test; *e* — tensile testing; *f* — coating indentation; *g* — substrate/coating interface indentation; *h* — strain-to-fail compression test to initiate buckling; *i* — scratch test; *j* — laser shock adhesion test to initiate buckling

тизированные, так и другие методы испытаний, адаптированные к рассматриваемым системам с ТЗП, которые не регламентированы стандартами: четырехточечный изгиб специальных образцов с пластиной для увеличения жесткости при различной конфигурации надрезов [5 – 7]; растяжение специальных образцов в камере электронного микроскопа [1, 8, 9]; сжатие для инициации вздутия [10 – 12]; различные варианты испытаний на сдвиг (barb pullout, pushout) [13 – 16]; воздействие лазером для инициации вздутия [17]. Методы индентирования и скретч-испытаний для определения характеристик адгезии теплозащитных покрытий и защитных оксидных слоев подробно представлены в работах [18 – 25]. Количественная оценка адгезии тонких покрытий методом скретч-испытаний выполнена авторами работы [26]. При использовании перечисленных методов испытаний наблюдается существенный разброс определяемых значений, причины которого будут рассмотрены ниже.

Цель данной работы — анализ существующих методов количественного определения характеристик адгезии многослойных теплозащитных покрытий и защитных оксидных слоев, в частности, применительно к жаропрочным сплавам на основе никеля, а также обсуждение причин разброса показателей адгезии.

Теоретические предпосылки методов испытаний

Для определения параметров, характеризующих сопротивление отслоению по поверхности раздела основной материал/покрытие, необходимо инициировать отслоение защитного слоя или покрытия от металлической основы за счет использования некоторой движущей силы или накопленной энергии. При этом критическая величина силы или накопленной энергии, которая приводит к разрушению по границе раздела, является основным измеряемым параметром.

В зависимости от причины, вызывающей отслоение, методы определения характеристик адгезии можно условно разделить на две основные группы: механические, которые реализуются за счет приложения внешней нагрузки при адаптированных к рассматриваемой системе механических испытаний на образцах различной геометрии, и физические, например, локальный нагрев. Схематично различные способы реализации испытаний для определения характеристик адгезии представлены на рис. 3.

Особенности формирования или эксплуатации рассматриваемых систем покрытий в условиях высокотемпературного изотермического или циклического окисления обуславливают необходимость отдельного рассмотрения методов, учитывающих комбинированное физико-химиче-

ское и механическое воздействие. Поэтому необходимо различать испытания при комнатной температуре после окисления и испытания в процессе высокотемпературного воздействия, моделирующего режимы эксплуатации.

К отдельной группе можно отнести неразрушающие методы: математического и численного моделирования; методы получения 3D-изображений и исследования локальных зон разрушения, например, метод конечных элементов (МКЭ) с использованием модели когезионной зоны (CZM — Cohesive Zone Model), теорию функционала плотности (ТФП, или DFT — Density Functional Theory), инфракрасную термографию, рентгеновскую микротомографию, ламинаграфию с использованием синхротронного излучения (SRCL — Synchrotron-radiation computed laminography).

Более подробно остановимся на механических испытаниях, для обработки и анализа результатов которых чаще всего используют подходы линейно-упругой механики разрушения или их сочетание с элементами теории устойчивости в комплексе с расчетами МКЭ.

С термодинамической точки зрения истинная работа адгезии поверхности раздела W_{ad} — это количество энергии, необходимое для образования новых поверхностей в структурно-целостной системе:

$$W_{ad} = \gamma_s + \gamma_c - \gamma_{sc}, \quad (1)$$

где γ_s и γ_c — удельная поверхностная энергия основного материала и покрытия; γ_{sc} — энергия поверхности раздела основной материал/покрытие.

Истинная (термодинамическая) работа адгезии W_{ad} — величина, постоянная для конкретной границы раздела основной материал/покрытие, зависящая от типа связи между контактирующими материалами и от свойств поверхности (чистоты, шероховатости) [27]. Значения истинной работы адгезии поверхности раздела для рассматриваемой пары (металлический материал основы/керамическое покрытие) составляют порядка 0,5 – 2 Дж/м² [27, 28].

Запасенная в материале (на поверхности раздела) упругая энергия высвобождается при росте трещины, что количественно характеризуется величиной интенсивности высвобождения упругой энергии G . Условие распространения трещины при сохранении энергетического баланса:

$$G = -\partial U / \partial A = \Gamma(\Psi), \quad (2)$$

где ∂U — изменение (уменьшение) запасенной энергии упругих деформаций, которая высвобождается по мере роста трещины; ∂A — изменение (увеличение) площади трещины; $\Gamma(\Psi)$ называют

вязкостью разрушения (отслоения) для рассматриваемой поверхности раздела, другими словами, это величина, характеризующая сопротивление распространению трещины вдоль поверхности раздела в зависимости от угла Ψ , который определяется типом нагружения. В упругом случае при использовании классической теории А. Гриффитса вязкость отслоения поверхности раздела $\Gamma(\Psi)$ считается равной термодинамической работе адгезии W_{ad} .

Согласно работам А. Гриффитса, трещина будет расти лишь в том случае, если высвобождаемая при этом энергия достаточна для образования новых поверхностей:

$$\partial U / \partial A + 2\gamma_F = 0, \quad (3)$$

где γ_F — энергия разрушения (отслоения) для рассматриваемой поверхности раздела.

Для экспериментального определения поверхностной энергии Е. Орованом и др. было предложено заменить величину γ_F на удельную энергию разрушения, или интенсивность высвобождения упругой энергии:

$$G = 2\gamma_F. \quad (4)$$

Величина $G = \Gamma(\Psi)$ характеризует не только разрушение молекулярных связей на поверхности раздела двух разнородных материалов, поэтому она отличается от истинной работы адгезии поверхности раздела W_{ad} и может трактоваться как практическая (или фактическая) работа адгезии W , измеряемая при механических испытаниях.

В процессе механических испытаний даже при относительно хрупком разрушении происходит диссипация энергии за счет пластического деформирования, накопления повреждаемости и внутреннего трения в вершине трещины, что показано в работах Е. Орована и Дж. Ирвина, сформулировавших теорию квазихрупкого разрушения [29]. Величина диссипации энергии зависит от угла Ψ , который определяется типом нагружения.

Минимальные критические значения вязкости разрушения (отслоения) поверхности раздела Γ_c (или G_c — интенсивности высвобождения упругой энергии) характерны для малых углов Ψ и наблюдаются при нормальном отрыве (I тип), максимальные — при сдвиге (II тип) (рис. 4) [27].

При рассмотрении методов испытаний (см. рис. 3) и описании процессов разрушения ТЗП используют различные обозначения и термины для определяемых величин. Итак, по результатам механических испытаний находят следующие характеристики:

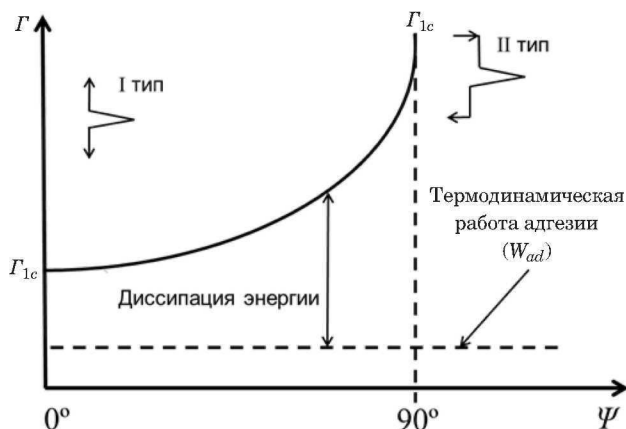


Рис. 4. Вязкость разрушения Γ (отслоения) поверхности раздела как функция угла Ψ

Fig. 4. Interfacial fracture toughness as a function of Ψ angle [adapted from 27]

1) прочность адгезии при отрыве или сдвиге — напряжения $\sigma_{\text{адг}}$ или $\tau_{\text{адг}}$, характеризующие возникновение отслоения по поверхности раздела (Па);

2) интенсивность высвобождения упругой энергии деформации G , или удельную энергию разрушения, равную практической (фактической) работе адгезии W в упругом случае, или равнозначную величину, которую называют вязкостью разрушения (отслоения) поверхности раздела Γ (Дж/м²);

3) коэффициенты интенсивности напряжений при различных типах нагружения: K_I — при отрыве, K_{II} — при сдвиге, $K_{I+II} = f(\Psi)$, где $\Psi = \text{tg}^{-1}(K_{II}/K_I)$, — при смешанном нагружении (Па · м^{1/2}).

При определении характеристик адгезии в процессе испытаний с использованием схем, представленных на рис. 3, регистрируют критические значения нагрузок F , при которых появляется отслоение на поверхности раздела, критические размеры дефектов l , размеры отпечатка индентора d , смещения берегов трещин (v), физические характеристики (например, сигнала акустической эмиссии при скретч-испытаниях). По этим данным на основе соответствующих моделей расчетными методами определяют критические значения напряжений σ_c , интенсивности высвобождения упругой энергии G_c , коэффициента интенсивности напряжений K_c .

Экспериментальные оценки и причины разброса характеристик адгезии

Анализ литературных данных свидетельствует о значительном разбросе определяемых характеристик адгезии для рассматриваемых систем, например, в зависимости от метода опре-

деления, условий эксперимента и характеристик системы значения интенсивности высвобождения упругой энергии деформации варьируются 0,3 до 230 Дж/м² (табл. 1).

Среди причин разброса значений экспериментально определяемых характеристик адгезии также можно выделить внутренние особенности рассматриваемых систем ТЗП или защитных оксидных слоев, обусловленные режимами формирования и поведения при высокотемпературном воздействии, и внешние, связанные с условиями испытаний и подходами, используемыми при анализе и обработке результатов.

Учёт внутренних и внешних особенностей вносит значительный вклад в понимание как химических, так и физико-механических аспектов определения характеристик адгезии и может существенно изменить взгляд на интерпретацию полученных результатов.

Внутренние особенности рассматриваемых систем теплозащитных покрытий, такие как материал ЖСП, сегрегация примесей на поверхности раздела ЖСП/ТВО, метод нанесения КП, влияют на однородность химического, фазового состава и микроструктуру слоев ТЗП, а также геометрические параметры системы (толщину слоев и геометрию поверхностей раздела), определяют величину и характер распределения остаточных напряжений в ТВО и направление формирования поверхностей разрушения. В зависимости от перечисленных факторов разрушение может инициироваться на одной из поверхностей раздела (см. табл. 1): 1 — между слоями ЖСП и ТВО; 2 — между слоями ТВО и КП (адгезионный механизм). Разрушение может также зарождаться внутри слоев ТВО и КП (когезионный механизм).

К внешним причинам разброса значений при определении характеристик адгезии могут быть отнесены следующие факторы: влияние моды (типа) нагружения и выбор соответствующего метода испытаний; особенности эксперимента (использование клеевых соединений, точность при нанесении надрезов, чувствительность измерительной аппаратуры); сложность точного определения механизма разрушения, а следовательно и выбора модели для расчета, в которой могут быть не учтены неоднородность микроструктуры ТВО через физико-механические свойства, остаточные напряжения в ТВО, пластическое поведение и ползучесть материала ЖСП или основы.

Методические и технологические факторы

В табл. 1 приведены значения характеристик адгезии, полученные при использовании различных методов испытаний, а также особенности

Таблица 1. Характеристики адгезии, полученные при различных методах испытаний**Table 1.** Adhesion characteristics obtained using different testing techniques

Метод испытаний, схема	Особенности ТЗП			Поверхность раздела при разрушении (см. рис. 2)	Температурное воздействие	Характеристики адгезии, Дж/м ²	Источник
	ЖСП	Толщина ТВО — $h_{\text{ТВО}}$, мкм	Метод нанесения КП				
Barb pullout — сдвиг (см. рис. 3, з)	NiCoCrAlY	0,5	EB-PVD	1 и 2	Только нанесение КП	60 – 90	[14]
Pushout — сдвиг	NiAlPt	2,2 – 2,7	APS	2	Изотермическое: $T = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 10, 50, 200\text{ ч}$	230 $\Rightarrow$ 30 (влияние хим. состава ЖСП, t)	[15]
	NiAlPtHf, 2,6 – 3,5						
	NiCoCrAlY	3,3 – 3,8					
	NiCoCrAlY	до 12	APS	1, 2, по слою ТВО, по слою КП (влияние T , t , $h_{\text{ТВО}}$)	Изотермическое: $T = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 10, 50, 100, 200\text{ ч}$	92 $\Rightarrow$ 11 ($900\text{ }^{\circ}\text{C}$, влияние t) 115 $\Rightarrow$ 211 $\Rightarrow$ 74 ($1150\text{ }^{\circ}\text{C}$, влияние t)	[16]
Strain-to-fail — сжатие для инициации вздутия (см. рис. 3, з)	Pt-диффуз. γ -Ni- γ' -Ni ₃ Al на René N5, CMCX-4 (образцы лопаток)	0,5 (после нанесения КП), 3 ($t = 45\text{ ч}$)	EB-PVD	René N5: 1, CMCX-4: 1, по слою ТВО	Изотермическое: $T = 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 15, 30, 45\text{ ч}$, циклическое (для оценки срока службы): 10 мин нагрев, $T = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 60\text{ мин}$, 10 мин охлаждение	René N5: 33 $\Rightarrow$ 12 (влияние t), CMCX-4: 30 $\Rightarrow$ 21 (влияние t)	[11]
Сжатие для инициации вздутия и модель когезионной зоны МКЭ	NiCrAlY	—	APS	ЖСП/КП (без учета влияния ТВО)	Только нанесение КП	100 – 130	[12]
Четырехточечный изгиб, различное положение надреза (см. рис. 3, в)	β -(Ni, Pt)Al	0,5 (после нанесения КП) 5 – 6 ($t = 100\text{ ч}$)	EB-PVD	1, 2 и по слою ТВО	Циклическое: 8 мин нагрев, $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $1070\text{ }^{\circ}\text{C}$, $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 60\text{ мин}$, 4 мин охлаждение	0,3 – 50 (влияние положения надреза и механизма отслоения)	[7]
Wedge indentation — внедрение индентора на поверхность раздела (см. рис. 3, ж)	CoNiCrAlY	2,9 ($t = 10\text{ ч}$), 6,5 ($t = 200\text{ ч}$)	APS	1, 2, по слою ТВО, по слою КП (слияние и сквозное распространение трещины)	Изотермическое: $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 0, 10, 50, 100, 200\text{ ч}$	117 $\Rightarrow$ 136 $\Rightarrow$ 20 (влияние t)	[21]
Laser shock adhesion test — воздействие лазером для инициации вздутия (см. рис. 3, к)	(Ni, Pt)Al	0,7 – 1 (после нанесения КП), 2 – 4 ($N = 200$ циклов)	EB-PVD	2	Циклическое: 10 мин нагрев, $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 50\text{ мин}$, 15 мин охлаждение до $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($N = 500$ циклов)	5 – 36 (влияние N)	[17]

Примечание: T — температура; t — время изотермической выдержки; N — количество циклов при циклическом режиме; EB-PVD — технология электронно-лучевого физического осаждения из паровой фазы; APS — технология атмосферного плазменного напыления.

рассматриваемых систем и температурного воздействия.

Авторы работ [13 – 16] для определения интенсивности высвобождения энергии деформации G_i , или вязкости отслоения поверхности раздела G_i , использовали метод сдвига при несколько отличающихся схемах реализации — burb pullout [14] (см. рис. 3, *з*), pushout [13, 15, 16]. Данный метод позволяет инициировать разрушение по типу II (сдвиг, $\Psi = 90^\circ$), который наиболее близок к механизму разрушения слоя ТВО в условиях сжатия на этапе охлаждения. В работе [14] описаны результаты испытания образцов непосредственно после нанесения ТЗП методом EB-PVD на поверхность жаростойкого подслоя NiCoCrAlY. Значения интенсивности высвобождения энергии деформации G составили 60 – 90 Дж/м², при этом авторы отмечали локальное разрушение сразу по двум поверхностям раздела — 1 и 2. Необходимо отметить, что при обработке результатов испытаний не учитывались свойства ТВО ($h = 0,5$ мкм) и возникающие в слое остаточные напряжения, значения физико-механических свойств материалов ЖСП и КП были взяты из литературных источников.

Авторы работы [15] привели значения $G_{II} = 30 - 230$ Дж/м² для поверхности раздела 2 (ТВО/КП) в зависимости от химического состава ЖСП и времени изотермической выдержки при $T = 1050$ °С, которое составляло t , равное 10, 50, 200 ч (см. табл. 1). При этом независимо от состава ЖСП отмечался рост значений вязкости разрушения при $t = 50$ ч, который авторы предположительно связали с пластической деформацией ЖСП и подтвердили падением значений твердости по Виккерсу.

При увеличении времени выдержки до 200 ч, значения вязкости разрушения снижались, что авторы объясняют увеличением толщины ТВО и ростом остаточных напряжений, которые в данной работе не приведены. Необходимо также отметить отсутствие детального микроструктурного анализа, а также информации о физико-механических свойствах слоев и методике обработки результатов испытаний и расчета G_i .

В работе [16] в развитие предыдущих работ с применением метода pushout более детально исследована вязкость разрушения в системе ТЗП, при этом керамическое покрытие нанесено методом ASP на поверхность NiCoCrAlY. Испытания проводили после изотермического окисления при T , равной 900, 1150 °С, при различном времени выдержки t — 10, 50, 100, 200 ч. Показано, что в зависимости от температуры и времени выдержки формируется ТВО различного фазового состава: α -Al₂O₃, образуется шпинель

(Ni, Co)(Cr, Al)₂O₄ на выпуклых участках при $T = 1150$ °С. Отмечается, что разрушение может происходить как по поверхностям разделов 1 — ЖСП/ТВО, 2 — ТВО/КП, так и по слоям ТВО и КП. При определении G_i авторы учитывали долю отслоений по площади поверхности при обработке результатов испытаний и аналитически оценивали остаточные термические напряжения, однако при этом использовали физико-механические свойства для массивных материалов из литературных источников. Недостатки методов испытаний burb pullout, pushout заключаются в применении специальной оснастки и трудоемкости процесса подготовки образцов.

Измерение прочности адгезии методом четырехточечного изгиба [5 – 7] (см. рис. 3, *в*), как в случае испытаний при сдвиге, осложняется достаточно трудоемким процессом подготовки образцов для испытаний. Перед испытаниями необходимо обеспечить точное нанесение надреза и применение склеивающих композиций для пластины, увеличивающей жесткость тонких покрытий. В зависимости от конфигурации образца и расположения надреза значения интенсивности высвобождения упругой энергии деформации составили от 0,3 до 50 Дж/м².

Методика испытаний при сжатии для инициации вздутия и последующего отслоения покрытия от материала основы (strain-to-fail test) с использованием высокоскоростной видеокамеры для наблюдения развития разрушения (изменения радиуса вздутия) в процессе окисления при $T = 1050$ °С предложена в работах [10, 11] (см. рис. 3, *з*). Авторы определяли вязкость отслоения для КП, нанесенного по технологии EB-PVD на поверхность Pt-диффузионного γ -Ni- γ' -Ni₃Al слоя в качестве ЖСП для образцов монокристаллических сплавов René N5 и CMCX-4. Разрушение инициировано по типу I (отрыв), обработка результатов измерений основана на модели кругового отслоения (кругового вздутия/выпучивания) [30].

С увеличением изотермической выдержки до 15 ч значения вязкости разрушения уменьшались на 30 – 60 % — до 21 и 12 Дж/м² для CMCX-4 и René N5 соответственно (см. табл. 1), при этом авторы [11] учитывали остаточные термические напряжения (–2,2 – 2,8 ГПа), которые определяли экспериментально методом люминесцентной спектроскопии, и модуль Юнга покрытия, полученный методами индентирования и при изгибе консольной балки. В работах [10, 11] также приведен микроструктурный анализ закономерностей разрушения, найденные значения вязкости отслоения авторы сравнивают с результатами других исследований при разрушении по типу I. Согласно представленным данным, значе-

ния G_1 в зависимости от метода испытаний, материала ЖСП, условий изотермического окисления варьируются в диапазоне от 8 до 50 Дж/м².

Сочетание сжатия для инициации вздутия и модели когезионной зоны МКЭ использовали авторы [12], которые проводили расчетно-экспериментальные исследования без высокотемпературного окисления и без учета формирования слоя ТВО. Полученные значения вязкости разрушения для границы раздела КП/ЖСП составили 100 – 130 Дж/м² (см табл. 1), что значительно отличается от ранее полученных результатов [10, 11].

Метод индентирования для определения вязкости разрушения в системе ТЗП использовали при различных вариантах приложения нагрузки и типах индентора. Например, Vasinota и Beuth применяли индентор Роквелла, который внедряли в верхний керамический слой КП (см. рис. 3, *е*) с образованием круговой трещины в зоне, где происходило отслоение КП и/или ТВО от металлической поверхности (ЖСП/сплав) [18]. Авторы измеряли радиус круговой трещины (при известных толщине слоев, механических свойствах и остаточных напряжениях). Для обработки результатов использовали модель кругового вздутия, предложенную Д. Хатчинсоном с соавторами [30]. Подробный анализ такого подхода, основанный на решении задачи о цилиндрическом изгибе плоской пластины, к концам которой приложены сжимающие напряжения и изгибающие моменты, представлен в [31, 32]. Авторы определяли критическое напряжение (σ_c), интенсивность высвобождения упругой энергии деформации (G). Индентор в виде клина также использовали авторы работы [20] для иницирования отслоения покрытия по поверхности раздела в результате пластического деформирования материала основы. Сложность корректного измерения размеров дефекта заключалась в многослойности исследуемой системы, разрушение могло происходить не только по поверхности раздела металл/оксид, но и через толщину слоев покрытия. При обработке полученных данных необходимо также учитывать влияние пластических свойств металлической основы, результаты измерений чувствительны к анизотропии и пористости верхнего слоя КП.

Авторы [21, 33, 34] использовали пирамиду Виккерса для индентирования по поверхности раздела между керамическими и металлическими слоями ТВО/ЖСП (см. рис. 3, *ж*). В результате определяли либо критический коэффициент интенсивности напряжений K_{IFC} [33, 34] на основании стандарта ISO 20267:2017, либо интенсивность высвобождения упругой энергии деформации (G) [21], используя энергетический под-

ход. В табл. 1 приведены результаты [21], полученные при внедрении индентора в виде клина на поверхность раздела между слоями ЖСП (CoNiCrAlY) и КП ($ZrO_2 - 8Y_2O_3$), нанесенными по технологии ASP. Значения G в зависимости от времени изотермической выдержки при $t = 1100$ °C уменьшились от 117 (0 ч) до 20 Дж/м² (200 ч). Максимальные значения 136 Дж/м² наблюдались при $t = 10$ ч. Такое поведение авторы связали с повышением влияния остаточных термических напряжений при изотермической выдержке более 10 ч, которая приводит к увеличению толщины ТВО, и накоплением микроповреждений.

В качестве основных недостатков метода следует отметить проблему позиционирования индентора строго вдоль поверхности раздела, а также сложность точного измерения длин трещин, которые учитываются при расчете характеристик адгезии, по причине их распространения в глубину образца.

Роль остаточных напряжений

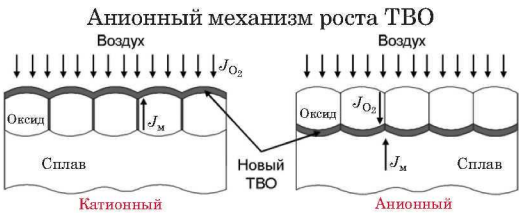
Значительное влияние на полученные в результате испытаний значения характеристик адгезии оказывает учет остаточных деформаций и напряжений, возникающих в слое ТВО при изотермических и циклических температурных режимах и определяющих целостность системы металл/оксид.

Именно остаточные деформации и напряжения, причины которых кратко обобщены в табл. 2, могут приводить к появлению трещин в защитном оксидном слое, ускорять поступление кислорода к защищаемой поверхности сплава, быть причиной потери адгезии и развития отслоений.

Необходимо отметить, что критерий Пиллинга – Бедвордса [35] (см. табл. 2) имеет ряд ограничений для количественного определения деформаций и напряжений, возникающих при росте ТВО. Например, критерий не применим при катионном механизме диффузии, при котором новый оксид формируется на внешней свободной поверхности. В этом случае в новом слое ТВО не возникает напряжений, связанных с заполнением формирующимся оксидом объема расходуемого металла. Напротив, при анионном механизме роста при вычислении напряжений с использованием критерия Пиллинга – Бедвордса получают завышенные значения. Подход также не предполагает учет релаксации напряжений при пластической деформации или разрушении, комплексных механизмов переноса и диффузию по границам зерен. Подробно недостатки подхода Пиллинга – Бедвордса проанализированы в одной из

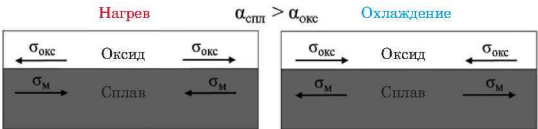
Таблица 2. Причины возникновения остаточных деформаций и напряжений
Table 2. Factors that cause residual deformations and stresses

Тип	Причина возникновения
Деформации и напряжения при формировании и росте ТВО	Различие молярных объемов металлического материала основы ($V_{\text{спл}}$) и оксида ($V_{\text{окс}}$). Критерий сплошности Пиллинга – Бедвордса: $m = V_{\text{окс}}/V_{\text{спл}}$. При $m < 1$ оксидный слой не может быть сплошным; при $1 < m < 2,5$ формируется сплошной оксидный слой, который может иметь защитные свойства.
	Различие параметров кристаллических решеток металлического материала основы и формирующегося оксида (эпитаксиальные напряжения).
	Изменение химического состава металлического материала основы и формирующегося оксида вследствие селективного окисления.
	Точечные дефекты. Уменьшение площади контактной поверхности, изменение параметров кристаллических решеток.



Геометрия образцов и форма поверхности, которая определяет особенности формирования ТВО: анионный на выпуклой и вогнутой поверхностях, катионный на выпуклой и вогнутой поверхностях [35].

Термические деформации и напряжения	Различие коэффициентов линейного температурного расширения (КЛТР) металлического материала основы (сплав на основе Ni) и оксида, а применительно к системе ТЗП — различие КЛТР слоев ЖСП и ТВО.
-------------------------------------	---



основополагающих работ D. R. Clarke [36], который предложил теорию, учитывающую латеральную деформацию при формировании оксидного слоя. Современный подход к анализу деформаций и напряжений роста при формировании ТВО подробно представлен в работах [37 – 40].

Согласно многочисленным экспериментальным данным напряжения роста в ТВО при изотермических режимах окисления достигают значений от 20 – 200 МПа до 1 ГПа [41], при циклических режимах эти напряжения практически полностью нивелируются в результате ползучести металлического материала основы (жаростойких сталей и жаропрочных сплавов). При циклических режимах основное влияние на долговечность конструктивных элементов с ТЗП имеют термические напряжения сжатия, которые возникают во время охлаждения и составляют 2,5 – 5 ГПа.

Для оценки остаточных напряжений используют различные методы: рентгеноструктурный анализ (РСА), рамановскую спектроскопию, фотолюминесцентную спектроскопию (ФЛС), фотолюминесцентную пьезоспектроскопию (ФЛПС), оптико-флуоресцентную спектроскопию (ОФС).

Для определения остаточных термических напряжений и их распределения в слое ТВО в зависимости от температурных режимов, параметров ползучести, геометрии поверхностей раздела, размера и формы микроструктурных дефектов широко применяют метод конечных элементов с использованием модели когезионной зоны. Подробный обзор современного состояния вопроса приведен в работе [42].

Влияние неоднородности фазового состава и микроструктуры

Существенный разброс значений характеристик адгезии связан также с неоднородностью фазового состава и микроструктуры формирующегося слоя ТВО. Как показано в работе [16], слой ТВО в зависимости от состава ЖСП, температуры и времени выдержки, помимо $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, может быть представлен комплексными оксидами, например, соединением шпинельного типа $(\text{Ni}, \text{Co})(\text{Cr}, \text{Al})_2\text{O}_4$. Влияние микроструктуры оксидного слоя на значения работы адгезии при скретч-испытаниях показано и учтено при проведении расчетно-экспериментальных исследований в работах [25, 43].

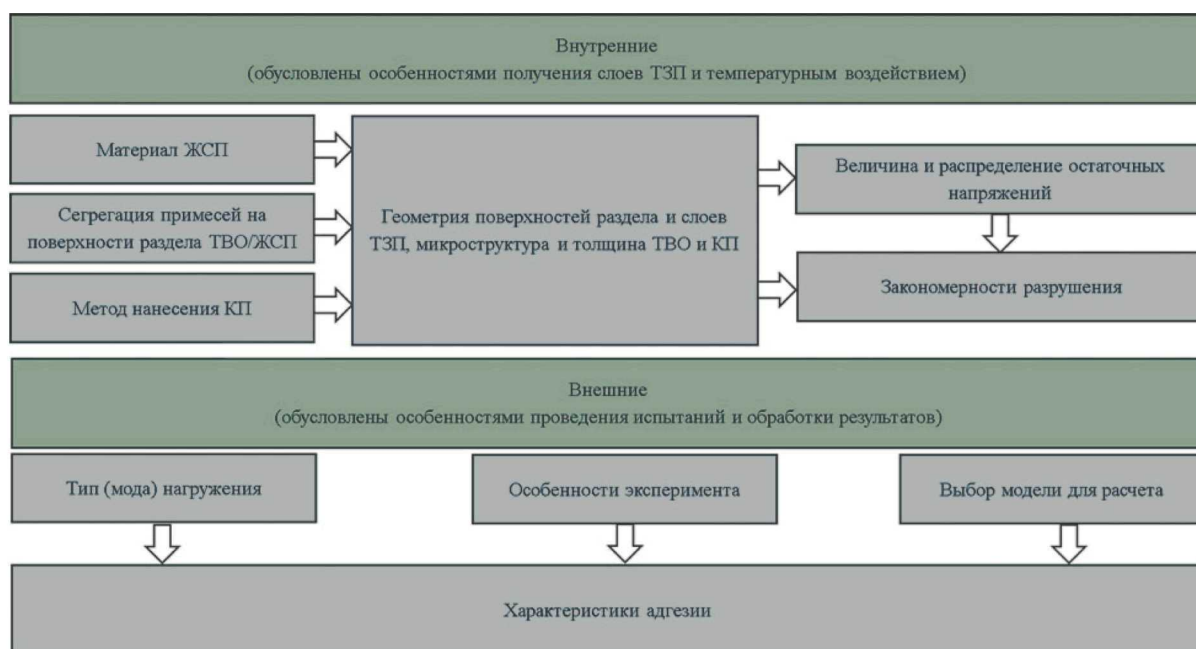


Рис. 5. Основные причины разброса характеристик адгезии

Fig. 5. The main factors determining a spread of the interfacial adhesion characteristics

Микроструктурные аспекты разрушения ТВО на поверхности двух типов нержавеющей аустенитных сталей с близким химическим составом — AISI 304L и AISI 303, отличающихся содержанием серы, детально исследованы авторами [44] с использованием in-situ испытаний на растяжение в камере электронного сканирующего микроскопа. Установлена корреляция между механизмами разрушения, микроструктурой, механическими и адгезионными свойствами оксидных слоев. Микроструктурные отличия между двумя сталями в процессе окисления авторы объясняют объемным содержанием включений MnS в основном материале. Показано, что вязкость разрушения границы раздела металл/оксид в значительной степени определяется толщиной оксидного слоя, химическим составом основного материала и локализацией зон внутреннего окисления.

Использование теоретических значений физико-механических свойств, полученных на стандартных образцах без учета неоднородности микроструктуры, также оказывает значительное влияние на значения показателей адгезии. Например, при проведении уточнённых расчетов работы адгезии после скретч-испытаний установлено [25, 41, 43], что при использовании экспериментальных значений модуля Юнга, определенных методом наноиндентирования, работа адгезии на 20 % больше, чем полученная с учетом его теоретических значений.

Закключение

Отмечено отсутствие национальных стандартов для определения количественных характеристик адгезии теплозащитных покрытий и защитных оксидных слоев. Представлен обзор методов определения характеристик адгезии, разрабатываемых коллективами авторов, а также регламентированных зарубежными нормативными документами. Отмечен значительный разброс значений показателей адгезии, полученных разными методами. Причины такого разброса схематично показаны на рис. 5 и условно могут быть разделены на две группы — внешние и внутренние.

В зависимости от перечисленных внутренних факторов разрушение в системе ТЗП инициируется на одной из поверхностей раздела: 1 — между слоями ЖСП и ТВО; 2 — между слоями ТВО и КП (адгезионный механизм). Разрушение может также зарождаться внутри слоев ТВО и КП (когезионный механизм).

Внешние факторы, которые во многом связаны с проведением испытаний, обработкой результатов и выбором модели для количественного определения характеристик, напрямую влияют на получаемые значения.

Таким образом, при количественном определении характеристик адгезии для многослойных теплозащитных покрытий и защитных оксидных слоев требуется комплексный подход, учитывающий влияние перечисленных факторов.

Благодарности

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (код научной темы FSRZ-2020-0011).

ЛИТЕРАТУРА (REFERENCES)

1. **Evans H. E.** Oxidation failure of TBC systems: An assessment of mechanisms / *Surf. Coat. Technol.* 2011. Vol. 206. P. 1512 – 1521.
2. **Kofstad P.** High Temperature Corrosion. — New York: Elsevier Science Publishing Co., 1988. — 558 p.
3. **Fedorova E., Braccini M., Parry V., et al.** Comparison of damaging behavior of oxide scales grown on austenitic stainless steels using tensile test and cyclic thermogravimetry / *Corrosion Sci.* 2016. Vol. 103. P. 145 – 156. DOI: 10.1016/j.corsci.2015.11.012
4. **Zaytzev A. N., Aleksandrova Yu. P., Yagopolsky A. G.** Comparative analysis of methods for assessing adhesion strength of thermal spray coatings / *Izv. Vuzov. Machinostroenie.* 2021. N 5(734). P. 48 – 59 [in Russian]. DOI: 10.18698/0536-1044-2021-5-48-59
5. **Hofinger I., Oechsner M., Bahr H.-A., Swain M. V.** Modified four-point bend specimen for determining the interface fracture energy for thin, brittle layers / *Int. J. Fracture.* 1998. Vol. 92. P. 213 – 220. DOI: 10.1023/A:1007530932726
6. **Théry P.-Y., Poulain M., Dupeux M., Braccini M.** Adhesion energy of a YPSZ EB-PVD layer in two thermal barrier coating systems / *Surface Coatings Technol.* 2007. Vol. 202. N 4 – 7. P. 648 – 652. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2007.06.014
7. **Vaunois J.-R., Poulain M., Kanouté P., Chaboche J.-L.** Development of bending tests for near shear mode interfacial toughness measurement of EB-PVD thermal barrier coatings / *Eng. Fracture Mech.* 2017. Vol. 171. P. 110 – 134. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2016.11.009
8. **Nagl M. N., Evans W. T., Hall D. J., Saunders S. R. J.** An in situ investigation of the tensile failure of oxide scales / *Oxid. Met.* 1994. Vol. 42. P. 431 – 449. DOI: 10.1007/BF01046759
9. **Ambhorn S. C., Dherbey F. R., Toscan F., et al.** Determination of mechanical adhesion energy of thermal oxide scales on AISI 430Ti alloy using tensile test / *Mater. Sci. Technol.* 2007. Vol. 23. P. 497 – 501. DOI: 10.1179/174328407X168964
10. **Zhao X., Liu J., Rickerby D. S., et al.** Evolution of interfacial toughness of a thermal barrier system with a Pt-diffused γ/γ' bond coat / *Acta Mater.* 2011. Vol. 59. P. 6401 – 6411. DOI: 10.1016/j.actamat.2011.07.001
11. **Liu C., Zhang X., Chen Y., Xiao P.** Effect of superalloy substrate on the lifetime and interfacial toughness of electron beam physical vapor deposited thermal barrier coatings / *Surface Coatings Technol.* 2019. Vol. 378. P. 124937. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.124937
12. **Zhu W., Yang L., Guo J. W., et al.** Determination of interfacial adhesion energies of thermal barrier coatings by compression test combined with a cohesive zone finite element model / *Int. J. Plasticity.* 2015. Vol. 64. P. 76 – 87. DOI: 10.1016/j.ijplas.2014.08.003
13. **Kim S. S., Liu Y. F., Kagawa Y.** Evaluation of interfacial mechanical properties under shear loading in EB-PVD TBCs by pushout method / *Acta Mater.* 2007. Vol. 55. P. 3771 – 3781. DOI: 10.1016/j.actamat.2007.02.027
14. **Guo S. Q., Mumm D. R., Karlsson A. M., Kagawa Y.** Measurement of interfacial shear mechanical properties in thermal barrier coating systems by a barb pullout method / *Scripta Mater.* 2005. Vol. 53. P. 1043 – 1048. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2005.07.012
15. **Hasegawa M., Yamaoka S.** Delamination property of modeled air plasma sprayed-thermal barrier coatings under shear loading: effect of difference in chemical composition of bond coat / *Proc. Mater. Sci.* 2016. Vol. 12. P. 83 – 88. DOI: 10.1016/j.mspro.2016.03.015
16. **Hasegawa M., Endo T., Fukutomi H.** Effects of Heat Exposure Time and Temperature on the Delamination Behavior of Air Plasma-Sprayed Thermal Barrier Coatings under Shear Loading / *Mater. Trans.* 2016. Vol. 57. N 7. P. 1138 – 1146. DOI: 10.2320/matertrans.M2016077
17. **Guipont V., Bégué G., Fabre G., Maurel V.** Buckling and interface strength analyses of thermal barrier coatings combining Laser Shock Adhesion Test to thermal cycling / *Surface Coatings Technol.* 2019. Vol. 378. P. 124938. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.124938
18. **Vasinonta A., Beuth J. L.** Measurement of interfacial toughness in thermal barrier coating systems by indentation / *Eng. Fract. Mech.* 2001. Vol. 68. P. 843 – 860. DOI: 10.1016/S0013-7944(00)00130-2
19. **Kiyohiro I., Takashi S., Makoto F., Masayuki A.** Improvement of Oxidation Resistance and Adhesion Strength of Thermal Barrier Coating by Grinding and Grit-Blasting Treatments / *J. Therm. Spray Tech.* 2020. Vol. 29. P. 1728 – 1740. DOI: 10.1007/s11666-020-01057-y
20. **Begley M. R., Mumm D. R., Evans A. G., Hutchinson J. W.** Analysis of a wedge impression test for measuring the interface toughness between films/coatings and ductile substrates / *Acta Mater.* 2000. Vol. 48. N. 12. P. 3211 – 3220. DOI: 10.1016/S1359-6454(00)00108-7
21. **Wang Y. M., Weng W. X., Chi M. H.** Investigation into the evolution of interface fracture toughness of thermal barrier coatings with thermal exposure treatment by wedge indentation / *J. Mater. Res.* 2020. Vol. 35. Issue 13. P. 1715 – 1725. DOI: 10.1557/jmr.2020.79
22. **Bull S. J., Berasetegui E. G.** An overview of the potential of quantitative coating adhesion measurement by scratch testing / *Tribol. Int.* 2006. Vol. 39. P. 99 – 114. DOI: 10.1016/j.triboint.2005.04.013
23. **Burnett P. J., Rickerby D. S.** The Mechanical Properties of Wear Resistant Coatings I: Modelling of Hardness Behavior / *Thin Solid Films.* 1987. N 148. P. 41 – 50. DOI: 10.1016/0040-6090(87)90119-2
24. **Attar F., Johannesson T.** Adhesion evaluation of thin ceramic coatings on tool steel using the scratch testing technique / *Surface Coatings Technol.* 1996. Vol. 78. N 1 – 3. P. 87 – 102. DOI: 10.1016/0257-8972(94)02396-4
25. **Fedorova E., Monceau E. D., Oquab D.** Quantification of growth kinetics and adherence of oxide scales formed on Ni-based superalloys at high temperature / *Corrosion Sci.* 2010. Vol. 52. N 12. P. 3932 – 3942. DOI: 10.1016/j.corsci.2010.08.013
26. **Devyatkina T. I., Belyaev E. S., Rogozhin V. V., Maksimov M. V.** Study of the effect of electrolyte composition on adhesion and other properties of a coating-base system / *Zavod. Lab. Diagn. Mater.* 2021. Vol. 87. N 10. P. 34 – 39 [in Russian]. DOI: 10.26896/1028-6861-2021-87-10-34-39
27. **Volinsky A. A., Moody N. R., Gerberich W. W.** Interfacial toughness measurements for thin films on substrates / *Acta Mater.* 2002. Vol. 50. P. 441 – 466. DOI: 10.1016/S1359-6454(01)00354-8
28. **Parry V., Chandra-Ambhorn S., Nilsonthi T., Braccini M.** In chapter Mechanical behavior of thermal oxide scales on stainless steels / *Solid State Phenomena.* 2020. Vol. 300. P. 25 – 46.
29. **Moskvichev V. V.** Fundamentals of structural strength of technical systems and engineering structures: In 3 parts. Part 1: Problem statement and analysis of limit states. — Novosibirsk: Nauka, 2002. — 106 p. [in Russian].
30. **Hutchinson J. W., Thouless M. D., Liniger E. G.** Growth and configurational stability of circular, buckling-driven film delaminations / *Acta Metall. Mater.* 1992. N 2. P. 295 – 308. DOI: 10.1016/0956-7151(92)90304-W
31. **Hutchinson R. G., Hutchinson J. W.** Lifetime assessment for thermal barrier coatings: test for measuring mixed mode delamination toughness / *J. Am. Ceram. Soc.* 2011. Vol. 94. P. 85 – 95. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2011.04499.x
32. **Pestrikov V. M., Morozov E. M.** Fracture mechanics. Course of lectures. — St. Petersburg: EPC Professiya, 2012. — 552 p. [in Russian].

33. **Liu Y., Vidal V., Roux S. Le, et al.** Influence of isothermal and cyclic oxidation on the apparent interfacial toughness in thermal barrier coating systems / *J. Eur. Ceram. Soc.* 2015. Vol. 35. P. 4269 – 4275. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2015.07.018
34. **Ito K., Shima T., Fujioka M., Arai M.** Improvement of Oxidation Resistance and Adhesion Strength of Thermal Barrier Coating by Grinding and Grit-Blasting Treatments / *J. Therm Spray Tech.* 2020. Vol. 29. P. 1728 – 1740. DOI: 10.1007/s11666-020-01057-y
35. **Schutze M.** Protective Oxide Scales and Their Breakdown. — The Institute of Corrosion and Wiley Series on Corrosion and Protection, 2006. — 165 p.
36. **Clarke D. R.** The lateral growth strain accompanying the formation of a thermally grown oxide / *Acta Mater.* 2003. Vol. 51. P. 1393 – 1407. DOI: 10.1016/S1359-6454(02)00532-3
37. **Grosseau-Poussard J.-L., Panicaud B., Ben Afia S.** Modeling of stresses evolution in growing thermal oxides on metals. A methodology to identify the corresponding mechanical parameters / *Comput. Mater. Sci.* 2013. Vol. 71. P. 47 – 55. DOI: 10.1016/j.commatsci.2013.01.013
38. **Zhang G., Wang H., Shen S.** A chemomechanical coupling model for stress analysis of oxide scale growing between ceramic coating and substrate / *Acta Mech.* 2017. Vol. 228. P. 3173 – 3183. DOI: 10.1007/s00707-017-1887-3
39. **Demizieux M.-C., Desgranges C., Martinelli L., et al.** Morphology and Buckling of the Oxide Scale after Fe-9Cr Steel Oxidation in Water Vapor Environment / *Oxidation Met.* 2019. Vol. 91. P. 191 – 212. DOI: 10.1007/s11085-018-9873-2
40. **Fang X. F., Li Y., Yue M. K., Feng X.** Chemo-mechanical coupling effect on high temperature oxidation: A review (Science China Technological Sciences). — *Sci. China Tech. Sci.*, 2019. — 62 p. DOI: 10.1007/s11431-019-9527-0
41. **Moskvichev V. V., Makhutov N. A., Shokin Yu. I., et al.** Applied problems of structural strength and fracture mechanics of technical systems. — Novosibirsk: Nauka, 2021. — 796 p. [in Russian].
42. **Burov A., Fedorova E.** Modeling of interface failure in a thermal barrier coating system on Ni-based superalloys / *Eng. Failure Anal.* 2021. Vol. 123. P. 105320. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2021.105320
43. **Sukhodoeva N. V.** Investigation of the patterns of degradation of protective oxide layers and thermal barrier coatings on single-crystal nickel-based heat-resistant alloys under high-temperature exposure. Thesis. Specialty 05.16.09. — Tomsk, 2019. — 144 p. [in Russian].
44. **Pascal C., Braccini M., Parry V., et al.** Relations between microstructure induced by oxidation and room-temperature mechanical properties of the thermally grown oxide scales on austenitic stainless steels / *Mater. Char.* 2017. Vol. 127. P. 161 – 170. DOI: 10.1016/j.matchar.2017.03.003