

УДК 669.017.165:621.793.6

ЖАРОСТОЙКОСТЬ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ НИОБИЯ И МОЛИБДЕНА С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ И ХРОМ-АЛМАЗНЫМ ПОКРЫТИЕМ

© 2026 г. В. П. Коржов^{a,*}, В. М. Кийко^a, Т. С. Строганова^a,
И. С. Желтякова^a

^aИнститут физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН, Черноголовка, 142432 Россия

*e-mail: korzhov@issp.ac.ru

Поступила в редакцию 24.12.2025 г.

После доработки 03.03.2026 г.

Принята к публикации 04.03.2026 г.

В работе исследованы структура и жаростойкость слоистых Nb/Al- и Mo/Al-компози́тов, полученных методом диффузионной сварки под давлением пакета чередующихся фольг ниобия или молибдена и алюминия. В результате формировались структуры компози́тов, состоящие из вязко-пластичных слоев твердого раствора алюминия в тугоплавком металле (Nb или Mo) и слоев интерметаллических фаз (Nb_2Al , Nb_3Al , Mo_3Al), которые имеют повышенную прочность. Для обеспечения жаростойкости на поверхность компози́тных образцов электрохимическим способом наносили хромовые покрытия, модифицированные наноалмазными частицами. Покрытия имели толщину ~55 мкм и воспроизводили рельеф поверхности компози́тов. Испытания на жаростойкость проводили в воздушной атмосфере при температурах 800 и 1000°C с различными временами выдержки и контролем потерь массы. Результаты показали, что покрытия образцов обоих составов были устойчивыми до 1000°C, однако выше этой температуры Mo/Al-компози́т подвергался интенсивной коррозии из-за образования летучих оксидов молибдена, причем разрушение инициировалось в области технологического отверстия в образце. Nb/Al-компози́т продемонстрировал более высокую устойчивость: после 10 часов испытаний геометрическая форма образца компози́та сохранялась, а потери массы практически отсутствовали.

Ключевые слова: ниобий, молибден, компози́т, интерметаллическое соединение, твердофазная технология, диффузионная сварка, многослойная структура, жаростойкость, хром-алмазное покрытие.

DOI: 10.7868/S3034573126070036

ВВЕДЕНИЕ

Жаростойкость конструкционных материалов из тугоплавких сплавов чаще всего достигается легированием их элементами, образующими на поверхности изделий устойчивое защитное покрытие в процессе их эксплуатации или отдельной операцией нанесения жаростойких покрытий на поверхность объектов с последующей их термической обработкой или без обработки.

Для защиты от окисления Nb- [1–9] и Mo-сплавов [10–16] разрабатываются и начинают эффективно использоваться покрытия на ос-

нове силицидов соответствующих тугоплавких металлов — ниобия и молибдена. В частности, в работе [3] на поверхность (Nb—Mo)-сплава наносили защитные слои силицида ниобия, легированного молибденом. Также известно покрытие поверхности (Mo—W)-сплава [16], образованное силицидами молибдена и вольфрама, которое не только обеспечивало защиту от окисления, но и способствовало улучшению характеристик сплава-подложки. В работах [4, 5] использовали такие сложные кремниевые покрытия на основе ниобия, как $Nb_4Fe_4Si_7$ и $(TiNbXCr)_7Si_6$ (X = Fe или Ni). Их испытывали для защиты (Nb—Si)-сплавов

от окисления. Эффективным и относительно простым решением для защиты Nb-сплава, упрочненного интерметаллическим соединением Nb_5Si_3 , в условиях воздействия водяного пара является применение покрытия на основе ортосиликата иттрия Y_2SiO_5 [2].

Следует обратить внимание на исследования [17–19], посвященные композитам с оксидными волокнами в молибденовой матрице. Эти работы отличаются от рассмотренных ранее и представляют интерес в связи с тем, что повышение жаростойкости достигалось за счет использования армирующих волокон, содержащих иттрий. Данные волокна получали методом внутренней кристаллизации [18], что способствовало образованию соединений иттрия с матрицей, которые препятствовали газовой коррозии композитов.

В.П. Исаков и другие [20] проводили исследования структуры и свойств электролитических покрытий хрома с наноалмазными частицами в зависимости от условий осаждения. Было показано, что присутствие частиц наноалмазов (с размером 5–8 нм) изменяет свойства покрытий, а именно способствует формированию мелкозернистой структуры и меньшей пористости. Авторы предполагают, что способность частиц наноалмаза препятствовать движению дислокаций в плоскостях их скольжения приведет к повышению коррозионной стойкости. Кроме того, авторы отмечают, что структура и шероховатость поверхности покрытий определяются концентрацией наноалмазов в электролите, а также структурой поверхности подложки.

Наши исследования были посвящены изучению жаропрочных композитов со слоистой структурой. Особое внимание было уделено разработке композита с наружными слоями на основе жаростойкой фазы “Новотного” [21]. В продолжение данной работы были получены покрытия на основе соединений молибдена и вольфрама с кремнием и углеродом, нанесенные на поверхность многослойного композита Nb/(Si, B) [22], а также покрытия из хрома с наноалмазными частицами.

Модифицированные наноалмазными частицами (с размерами от 4 до 20 нм) композиционные хромовые покрытия, нанесенные на различные металлы и сплавы, такие как алюминий и сталь, дополнительно способствуют повышению жаропрочности, микротвердости, износостойкости и коррозионной стойкости материалов [23, 24, 25]. В работе [26] исследование микротвердости композита на основе системы Nb–Al со слоистой структурой показало, что значение микротвер-

дости хромового покрытия на 15% превышает соответствующий показатель для интерметаллида Nb_2Al . Кроме того, микротвердость покрытия оказалась в пять раз выше, чем у твердого раствора Nb(Al).

Цель настоящей работы заключалась в разработке и испытании защитного хромового покрытия, нанесенного на стержни слоистых композитов. Поскольку стержни с размерами 5×5 мм² и длиной 55 мм изготавливались путем нарезки из многослойных пластин, покрытие требовалось наносить на поверхности, различающиеся как по структуре, так и по геометрии: две гладкие поверхности, две многослойные и две многослойные торцевые. Структура композита состояла из пластичных слоев ниобия (Nb) или молибдена (Mo), чередующихся со слоями интерметаллических соединений Me_2Al и Me_3Al (где Me — Nb или Mo), которые обеспечивают композитам повышенную прочность.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Композиты получали с использованием твердофазной технологии, основанной на диффузионной сварке в вакууме под давлением многослойных пакетов Me/Al. Пакеты размером $\sim 40 \times 55$ мм² и толщиной ~ 5 мм “складывали” из Mo- или Nb-фольг толщиной 40–50 мкм и более тонких алюминиевых Al-фольг толщиной 9 мкм. Процесс сварки осуществлялся при следующих параметрах: давление — 8.5 МПа, температура — 1300°C и время выдержки — 15 минут. В процессе диффузионной сварки пакеты отделялись от пуансонов с использованием прокладок из термически расширенного графита (ТРГ), в результате чего на их поверхностях формировался сплошной слой карбидов ниобия NbC или молибдена MoC, что придавало поверхностям характерный рельеф. Полученную многослойную пластину (рис. 1а) разрезали на стержни квадратного сечения размером 5×5 мм².

Подготовленные для нанесения жаростойких покрытий Mo/Al- и Nb/Al-стержни показаны на рис. 1б, в. Для обеспечения возможности их подключения к электрической цепи в процессе нанесения защитных покрытий вблизи одного из торцов стержня выполнялось сквозное отверстие или вырезался паз (на рисунке эти элементы обозначены светлыми контурами).

Электрохимический способ нанесения покрытий на поверхности многослойных композитов был разработан в Институте металловедения,

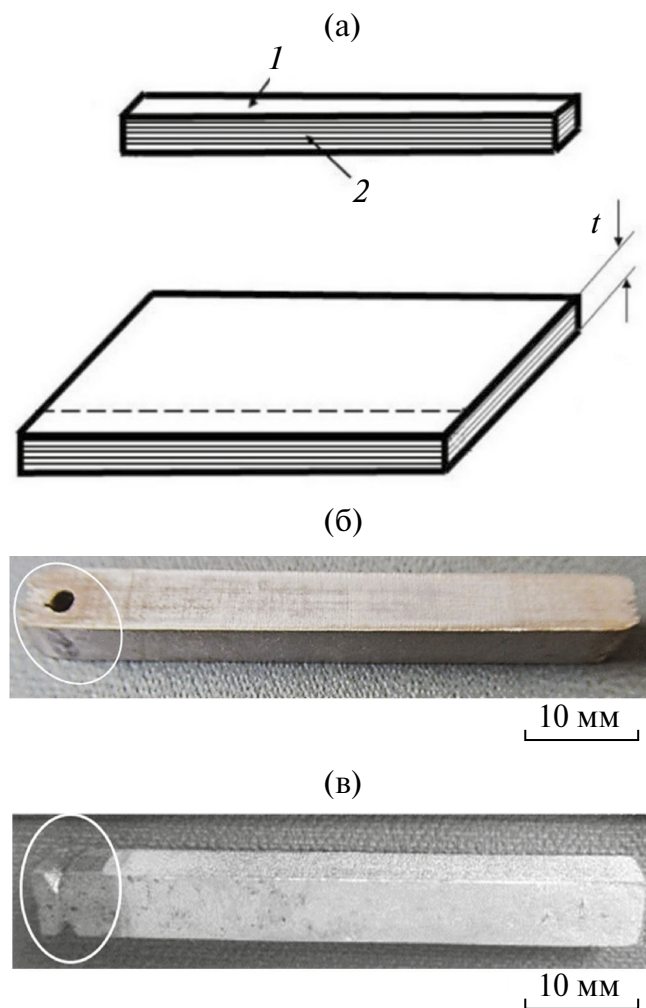


Рис. 1. Сваренная многослойная пластина и вырезанный из нее стержень квадратного сечения (t — толщина пластины, 1 — гладкая и 2 — многослойная поверхности стержня (а). Общий вид многослойной стержней из молибдена с отверстием (б) и ниобия с пазом (в), подготовленных к нанесению покрытий.

оборудования и технологий с гидро- и эрозионным центром Болгарской АН, используя Nb- и Mo-стержни [27].

Подготовительный этап нанесения хромовых покрытий с алмазными наночастицами на Nb- и Mo-стержни включал несколько ключевых стадий. Сначала образцы подвергали шлифовке, после чего их обезжировали и обрабатывали смесью кислот HF , HNO_3 и H_3PO_4 в пропорциях 1:1:1 или 1:1:2 для удаления оксидных пленок с поверхности. Завершающим этапом подготовки являлось погружение образцов в кислотно-щелочной раствор, после чего их соединяли с катодом и помещали в электролит для хромирования. Анодом

был специальный сплав свинца. Такая предварительная обработка стержней способствовала формированию на их поверхности равномерных и плотных покрытий. Для их нанесения использовали стандартный электролит для хромирования с соотношением хромового ангидрида к серной кислоте 100:1 [6, 10]. Его химический состав состоял из CrO_3 — 220 г/л и H_2SO_4 — 2.2 г/л. Основные электрохимические параметры процесса хромирования были установлены следующим образом: плотность тока — 45–55 А/дм², продолжительность — 45 мин, оптимальная температура — 55°C.

Второй электролит готовили в виде водной суспензии с концентрацией наноалмазов 10%. Перед использованием суспензию активировали в ультразвуковой ванне, после чего ее добавляли в стандартный электролит для хромирования, достигая конечной концентрации наноалмазов 10 г/л.

Предварительно обработанные образцы композита, соединенные с катодом, погружали в полученный электролит, после чего осуществляли процесс электроосаждения металлического хрома.

Структуры полученных образцов анализировали, используя цифровые электронные сканирующие микроскопы Tescan VEGA — II XMU и CamScan MV230 (VEGA TS 5130MM), оснащенные детекторами вторичных и отраженных электронов и энергодисперсионными рентгеновскими микроанализаторами. Данное оборудование позволило провести анализ элементного состава исследуемых объектов с пространственным разрешением 5 мкм. На основании анализа диаграмм состояния систем Mo—Al и Nb—Al [28] были идентифицированы химические соединения.

Испытания композитов на жаростойкость проводили в воздушной атмосфере печи с нагревателями из (Fe—Cr—Al)-сплава. Удельную характеристику жаростойкости q рассчитывали после каждого опыта по формуле: $q = (m_1 - m_2)/S$, где m_1 и m_2 — массы композитов с покрытием соответственно до и после опытов, S — площадь поверхности образца до испытаний. Массу определяли взвешиванием, жаростойкость — по разработанной методике, используя образец при нарастающем времени его выдержки в воздушной атмосфере печи. Экспериментальная точка на графиках соответствовала одному циклу из нагрева, выдержки при выбранной температуре и охлаждения.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Микроструктура Nb/Al-компози́та представляла собой многослойную систему, состоящую из чередующихся слоев твердого раствора алюминия в ниобии Nb(Al) толщиной 50 мкм и трехслойной диффузионной зоны интерметаллидов, включающей внешние слои Nb₂Al толщиной ~20 мкм и внутренний слой Nb₃Al толщиной ~10 мкм (рис. 2). Формирование такой слоистой структуры обусловлено диффузионными процессами, протекающими при изготовлении композита. Наличие четко выраженных интерметаллических фаз Nb₃Al и Nb₂Al свидетельствует о последовательном протекании реакций твердофазного взаимодействия между компонентами системы. В опубликованной ранее работе были представлены результаты исследования микроструктуры и электрохимического хромового покрытия, модифицированного наноалмазными частицами и нанесенного на ниобий-алюминиевый композит [26]. Рентгеноспектральный анализ подтвердил образование двух интерметаллических фаз — Nb₂Al и Nb₃Al, а также зафиксировал присутствие углерода в хромовом покрытии, что свидетельствовало о наличии наноалмазных частиц в его структуре. Методом рентгеноструктурного анализа установлен состав покрытия, который был представлен хромом с кубической и гексагональной кристаллическими решетками (с преобладанием гексагональной). Полученные

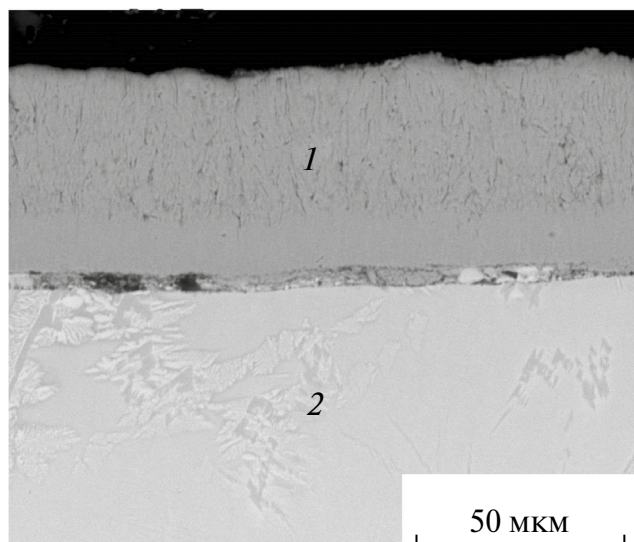


Рис. 3. Участок поперечного сечения композитного образца с покрытием: 1 — покрытие, 2 — композит.

покрытия характеризовались высокой плотностью и точным воспроизведением рельефа поверхности композитной подложки при средней толщине слоя покрытия ~55 мкм (рис. 3). Микроструктура композита Mo/Al состояла из чередующихся слоев твердого раствора алюминия в молибдене и интерметаллида Mo₃Al [27].

На рис. 4 показана одна из двух поверхностей многослойного Mo-стержня, приходящихся

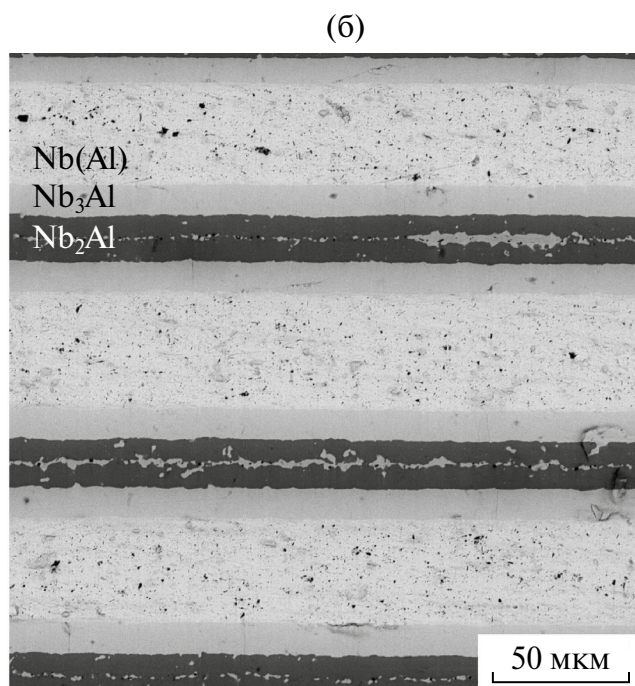
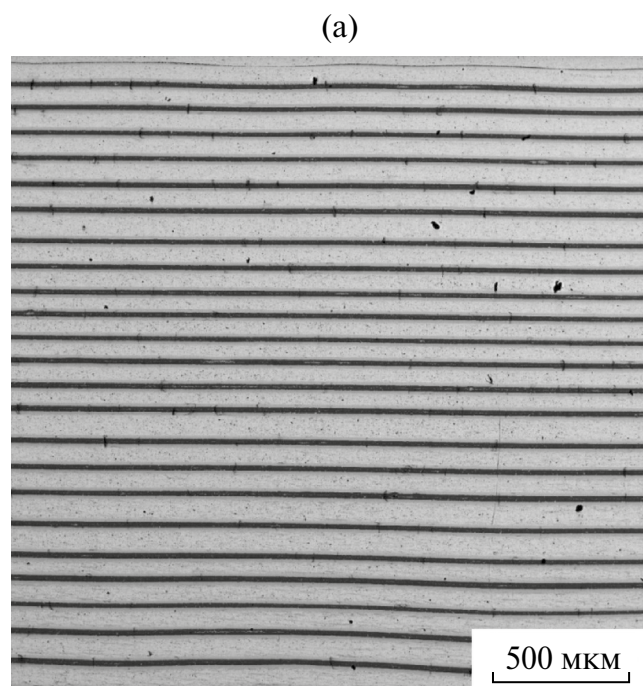


Рис. 2. Микроструктура слоистого Nb/Al-компози́та после диффузионной сварки под давлением.

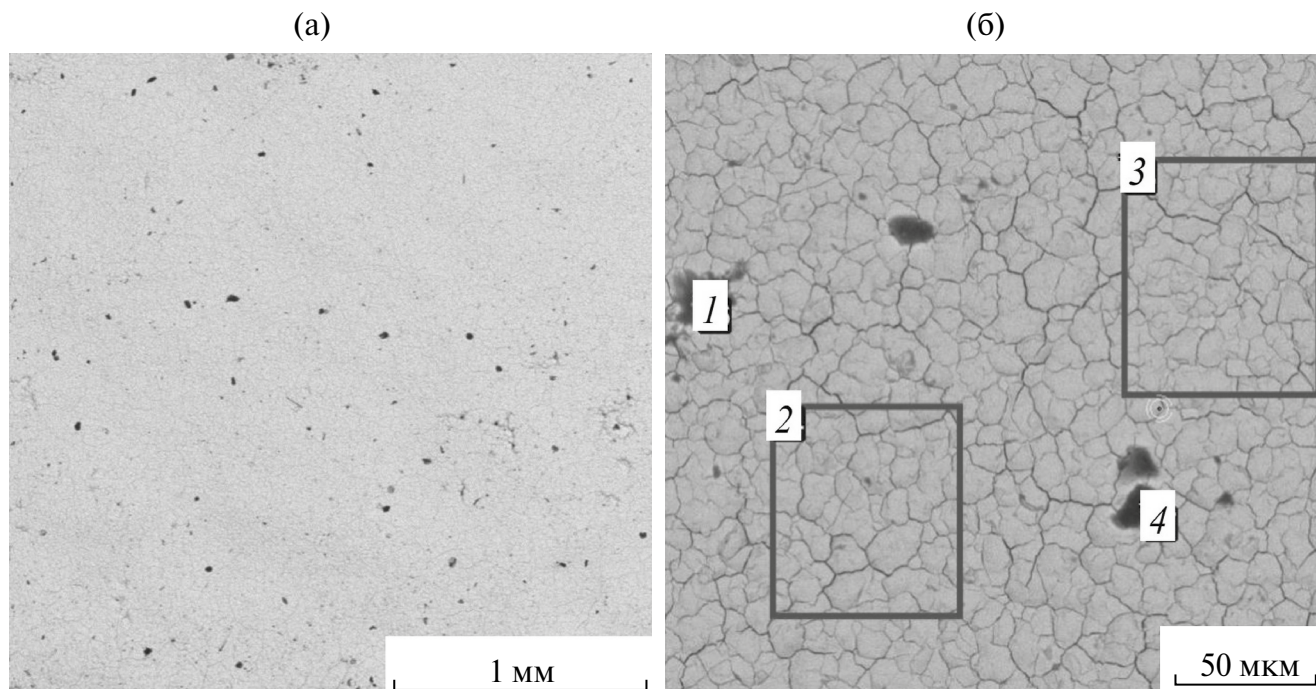


Рис. 4. Микроструктура хром-алмазного покрытия на Мо-границе Мо/Al-стержня при малом (а) и большом (б) увеличении: 1 и 4 — включения с Cr; 2 и 3 — площадки рентгеновского спектрального анализа.

на Мо-фольги с покрытием. Покрытие демонстрирует однородную и непрерывную структуру без признаков отслоения или разрушения. При большом увеличении видно, что покрытие состоит из зерен равноосной формы со средним размером от 20 до 40 мкм. Кроме того, присутствуют включения темного контраста размером от нескольких до 10–15 мкм, равномерно распределенные по поверхности покрытия.

Согласно рентгеновскому спектральному анализу, покрытие на 97 ат. % состояло из хрома, остальное — кислород (рис. 4б; 2 и 3). Темные включения 1 и 4 имели состав тоже с преобладанием хрома: 25.8–68.3 ат. % Cr; 3.6–4.5 ат. % Al; 2.6–7.4 ат. % Si и 14.4–45.1 ат. % O₂. Молибден, как металл подложки, не обнаружен ни в одном из спектров.

На рис. 5 представлена структура покрытия на одной из поверхностей стержня с многослойной структурой Mo/Mo₃Al/Mo/.../Mo. Анализ микрофотографий выявил, что в некоторых областях покрытие повторяет рельеф подложки. Кроме того, наблюдаются особенности микроструктуры (рис. 5б), которые могут свидетельствовать о неполном формировании покрытия на многослойной поверхности стержня. Присутствие вкраплений светлого контраста (точки анализа 1 и 3) указывает на наличие частиц, со-

державших молибден. Результаты спектрального анализа подтверждают локальную концентрацию молибдена до 61 ат. % в данных областях, тогда как остальной состав представлен хромом, алюминием и кислородом. Средние концентрации элементов, определенные по спектрам 2 (слой Mo₃Al) и 4 (слой Mo) демонстрируют доминирование хрома и кислорода: 98.3 ат. % Cr; 1.6 ат. % O; 0.07 ат. % Mo; 0.03 ат. % Al. Полученные данные свидетельствуют о возможном окислении поверхности и диффузии элементов, приводящих к формированию смешанных оксидных фаз на поверхности покрытия.

ИСПЫТАНИЯ КОМПОЗИТОВ НА ЖАРОСТОЙКОСТЬ

Результаты испытаний на жаростойкость Mo/Al- и Nb/Al-образцов композитов с покрытиями представлены на рис. 6. В случае Mo/Al-композита наблюдалось интенсивное взаимодействие молибдена с газовой средой печи, сопровождавшееся образованием летучих оксидов, что приводило к самопроизвольному удалению формирующейся окалины с поверхности образцов.

При температуре 800°C Mo/Al-композит с покрытием демонстрировал стабильность массы в течение всего периода испытаний (250 мин). Однако при 1000°C уже на начальной стадии

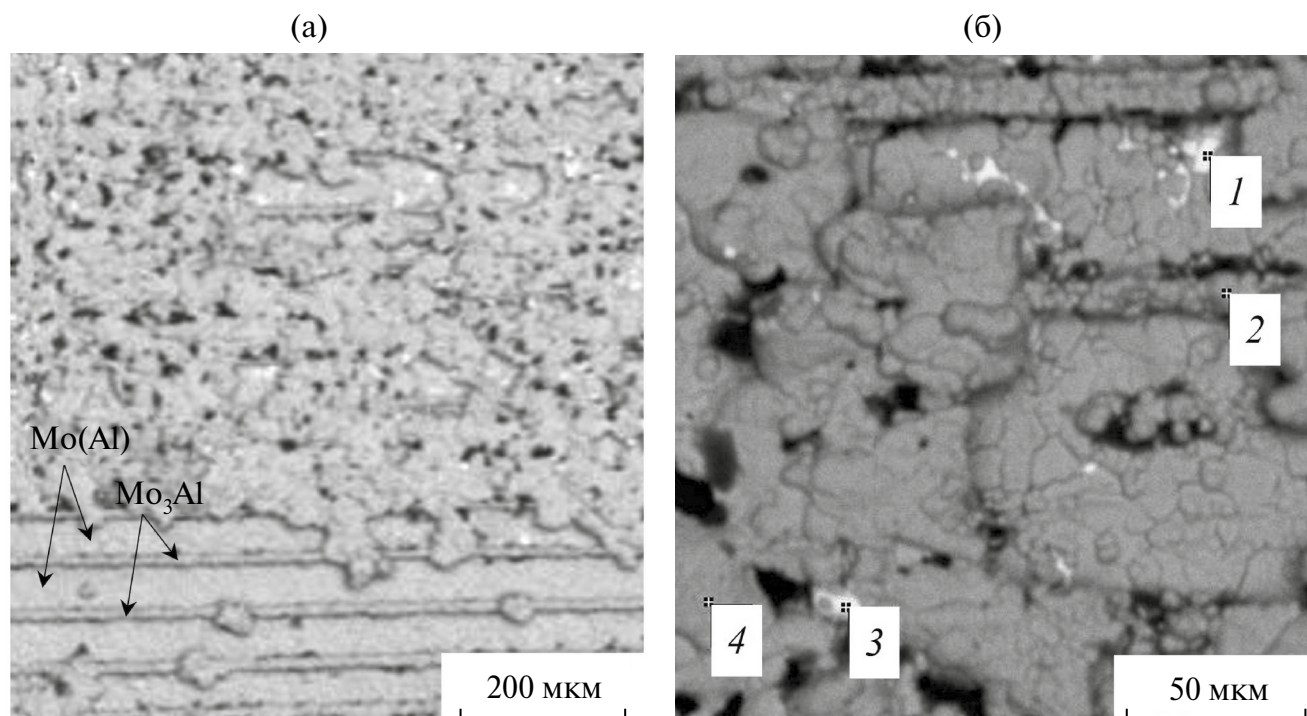


Рис. 5. Микроструктура хром-алмазного покрытия на многослойной грани Mo/Al-стержня при малом (а) и большом (б) увеличениях: 1, 2, 3 и 4 — “точки” локального рентгеноспектрального анализа.

нагрева наблюдалась значительная потеря массы (рис. 6, кривая 1), что в конечном итоге привело к “выгоранию” внутренней части композитного стержня при сохранении целостности защитного покрытия.

Напротив, Nb/Al-композит с покрытием проявил значительно более высокую жаростойкость.

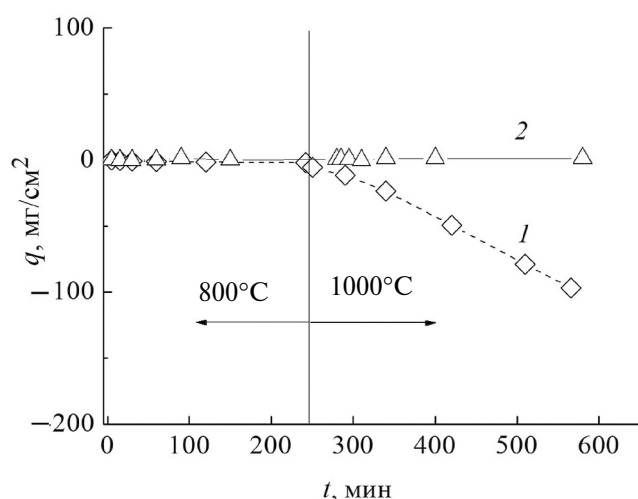


Рис. 6. Удельные изменения массы q Mo/Al- (1) и Nb/Al-образцов (2) композитов с хром-алмазным покрытием в зависимости от времени выдержки t на воздухе при 800°C в течение 4 ч и 1000°C в течение 6 ч.

Кинетика изменения его массы (рис. 6, кривая 2) характеризовалась линейной зависимостью в течение всего времени испытаний (10 ч, включая 6 ч при 1000°C). Отсутствие окалины после каждого цикла нагрева свидетельствует о минимальном взаимодействии материала с газовой средой. Горизонтальный характер кривой $q(t)$ подтверждает отсутствие заметного окисления образца.

Морфологические изменения поверхности Mo/Al- и Nb/Al-композитов в ходе испытаний представлены на рис. 7 и 8, соответственно. Первоначально предполагалось, что деградация Mo/Al-композита при 1000°C обусловлена недостаточным качеством защитного покрытия. Однако микроструктурный анализ выявил, что разрушение инициировалось в области технологического отверстия, предназначенного для электропровода (рис. 8а, б, в), в отличие от Nb/Al-композита, имеющего аналогичную конструктивную выемку. При этом неперфорированный торец Mo/Al-стержня сохранял целостность, что указывает на критическое влияние наличия отверстия на кинетику коррозионного процесса. Вероятно, локальное отсутствие или дефектность покрытия в области отверстия способствовали проникновению окислительной среды внутрь композита.

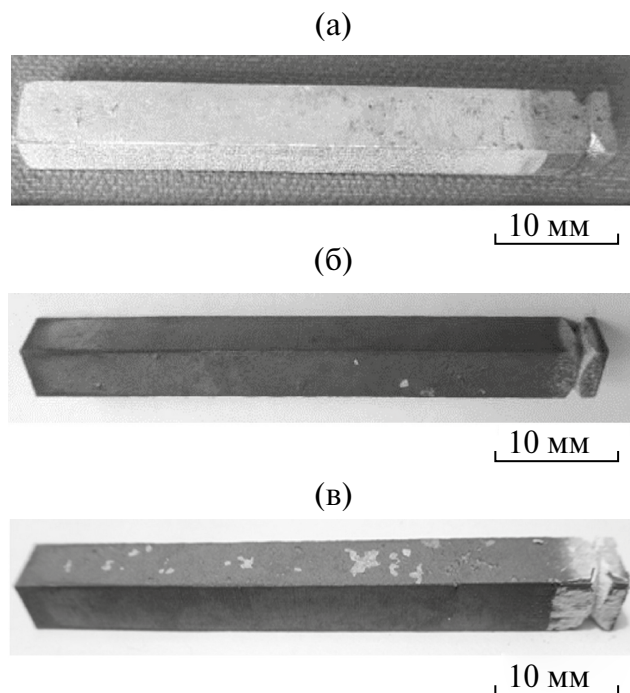


Рис. 7. Композит Nb/Al: до испытаний (а), после нагрева на воздухе при 800°C в течение 90 мин (б) и при 800°C, 280 мин + 1000°C, 300 мин (в).

Аналогичный механизм деструкции наблюдался для другого образца Mo/Al-композита (рис. 8б): коррозия, развивавшаяся из области отверстия, приводила к разрушению внутренних слоев и последующему растрескиванию хрупкого покрытия вследствие потери механической опоры. На рис. 8г визуализируются остатки покрытия (участки черного контраста) на сохранившемся Mo-слое, тогда как боковые области, лишенные опоры, подверглись полному разрушению.

Nb/Al-композит после испытаний при 1000°C сохранил исходную геометрию (рис. 7), включая торцевую выемку для электрического контакта. Единственным наблюдаемым изменением являлось потемнение поверхности покрытия после экспозиции при 800°C и образование локальных светлых участков после нагрева до 1000°C (рис. 7в). При этом стержень оставался геометрически стабильным после суммарного времени испытаний (280 мин при 800°C + 300 мин при 1000°C).

Проведенные исследования позволяют сделать вывод о необходимости оптимизации как технологии нанесения защитных покрытий (включая обработку технологических отверстий), так и конструктивного исполнения композитных элементов для обеспечения их длительной эксплуатации в высокотемпературных условиях.

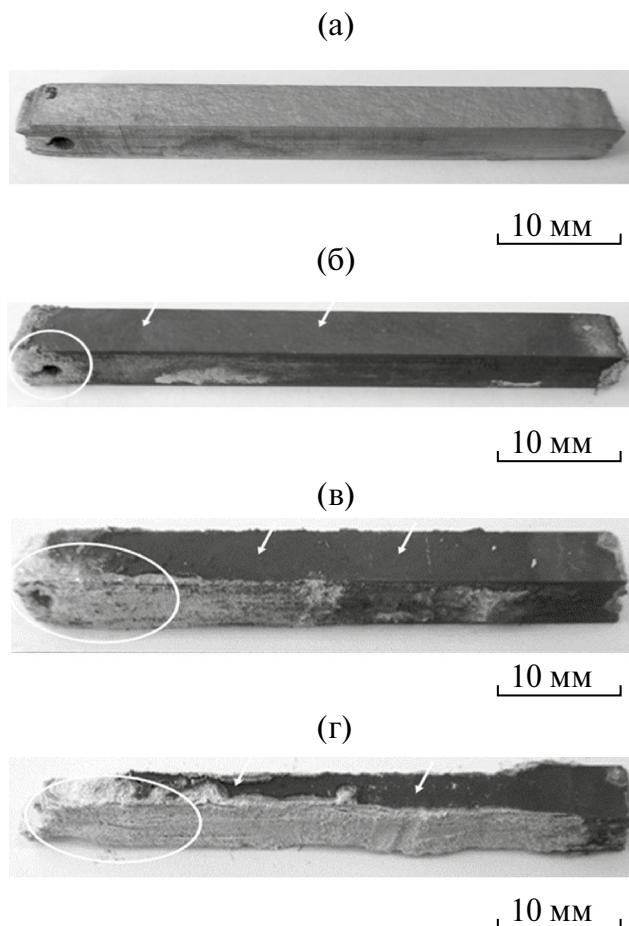


Рис. 8. Композит Mo/Al до испытаний (а), после нагрева на воздухе при 800°C в течение 60 мин (б), 800°C, 242 мин + 1000°C, 30 мин (в) и 800°C, 242 мин + 1000°C, 60 мин (г). Стрелками показано покрытие, нетронутое температурной коррозией.

ВЫВОДЫ

1. Показано, что диффузионной сваркой под давлением из пакета чередующихся фольг Mo (Nb)–Al можно получать слоистые Mo/Al- и Nb/Al-композиты. Их структура представлена твердым раствором Al в Mo (Nb) и интерметаллическими фазами (Mo_3Al или $\text{Nb}_2\text{Al}/\text{Nb}_3\text{Al}$). Электрохимическим способом сформировано хромовое покрытие толщиной 55 мкм, модифицированное нанодиазными частицами, на поверхности многослойных композитов.

2. Nb/Al-композит демонстрирует высокую жаростойкость до 1000°C без существенной потери массы, тогда как Mo/Al-композит при этой температуре подвержен интенсивному окислению с образованием летучих соединений. Разрушение Mo/Al-композита инициируется в зонах технологических отверстий, что приводит к распространению коррозии внутрь материала.

3. Качество и целостность покрытия критически влияют на устойчивость композитов к высокотемпературной коррозии. Наличие сквозных отверстий в Mo/Al-композитах снижает их жаростойкость из-за локального нарушения защитного слоя, в то время как образцы Nb/Al-композита с выемками вместо отверстий сохраняют стабильность.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена в рамках государственного задания Института физики твердого тела РАН.

БЛАГОДАРНОСТИ

Авторы выражают благодарность Владимиру Петкову, научному сотруднику Института металловедения, оборудования и технологий с гидро- и аэродинамическим центром Болгарской АН, за помощь в нанесении защитных покрытий на композиты и Алексею Николаевичу Некрасову, старшему научному сотруднику Института экспериментальной минералогии им. академика Д.С. Коржинского РАН, в проведении электронно-микроскопических исследований микроструктуры образцов.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Wang W., Zhang B., Zhou C. // Corrosion Science. 2014. V. 86. P. 304.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2014.06.011>
2. Lange A., Braun I. R., Mechnich I. P., Buttner C. C., Schulz U., Portebois L., Mathieu S., Vilasi M., Drawin S. // Materials at High Temperatures. 2015. V. 32. № 1–2. P. 74.
<https://doi.org/10.1179/0960340914Z.000000000079>
3. Sun J., Fu Q., Guo L., Wang L. // ACS Applied Materials & Interfaces. 2016. P. 15838.
<https://doi.org/10.1021/acsami.6b04599>
4. Knittel S., Mathieu S., Vilasi M. // Surface & Coatings Technology. 2013. V. 235. P. 144.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2013.07.027>
5. Knittel S., Mathieu S., Portebois L., Drawin S., Vilasi M. // Surface & Coatings Technology. 2013. V. 235. P. 401.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2013.07.053>
6. Portebois L., Mathieu S., Bouizia Y., Vilasi M., Mathieu S. // Surface & Coatings Technology. 2014. P. 1.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.05.058>
7. Vilasi M., Francois M., Podor R., Steinmetz J. // J. Alloys and Compounds. 1998. V. 264. P. 244.
[https://doi.org/10.1016/S0925-8388\(97\)00234-X](https://doi.org/10.1016/S0925-8388(97)00234-X)
8. Yan J., Wang Y., Liu L., Wang Y. and Chen F. // J. Thermal Spray Technology. 2015. V. 24 (6). P. 1093.
<https://doi.org/10.1007/s11666-015-0258-7>
9. Zhang P., Chen C., Chen Z., Ren X., Shen C., Feng P. // Ceramics International. 2018. P. 1.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2018.11.103>
10. Kochanski A., Jarlaczynska A., Baranowska J. // Materials. 2021. V. 14. P. 6940.
11. Shenyang C., Sainan L., Lairong X., Zheng F., Wei L., Bei Z. // Surface & Coatings Technology. 2017. V. 324. P. 182.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.05.054>
12. Chakraborty S. P., Banerjee S., Kulwant Singh, Sharma I. G., Grover A. K., Suri A. K. // J. Mat. Proc. Tech. 2008. V. 207. P. 240.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.12.075>
13. Zhenyang C., Yonghuang W., Huiyun L., Gengyu T., Rong P., Shengming P., Xinyang T., Sainan L., Xiaojun Z., Lairong X. // Materials and Design. 2018. V. 155. P. 463.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.06.011>
14. Anton R., Laska N., Schulz U., Obert S., and Heilmair M. // Advan. Eng. Mat. 2020. V. 22. P. 1.
<https://doi.org/10.1002/adem.202000218>
15. Rubshtein A. P., Vladimirov A. B., Plotnikov S. A. // Physics of Metals and Metallography. 2020. V. 121. № 12. P. 1203.
<https://doi.org/10.1134/S0031918X20120121>
16. Bhaskar P., Limaye P. K., Hubli R. C., Suri A. K. // Int. J. Ref. Met. Hard Mat. 2014. V. 44. P. 77.
<https://doi.org/10.1016/j.jrmhm.2014.01.013>
17. Милейко С.Т., Новохатская Н.И. // Композиты и наноструктуры. 2012. № 4. С. 5.
18. Mileiko S. T., Novokhatskaya N. I. // J. Mat. Engin. Perf. 2015. V. 24. (7). P. 2836.
<https://doi.org/10.1007/s11665-014-1305-0>
19. Милейко С.Т., Казьмин В.И. // Механика композитных материалов. 1991. № 5. С. 898.
20. Исаков В.П., Лямкин А.И., Никитин Д.Н., Шалимова А.С., Солнцев А. В. // Физикохимия поверхности и защита материалов. 2010. Т. 46. № 5. С. 506.
21. Желтякова И.С., Коржов В.П., Кийко В.М., Прохоров Д.В. // Деформация и разрушение материалов. 2021. № 6. С. 10.
<https://doi.org/10.31044/1814-4632-2021-6-10-14>
22. Korzhov V. P. // Composite Evolutions Mech. Eng. 2019. V. 2. № 4. P. 11.
<https://doi.org/10.31031/EME.2019.02.000542>
23. Petkov V., Valov R., Simeonova S., Kandeveva M. // Arch. of Foundry Eng. 2020. V. 2020 (4). P. 115.
https://e-university.tu-sofia.bg/e-publ/files/8171_3_20_Petkov_Valov...Kandeveva.pdf

24. *Gidikova N., Sulowski M., Petkov V., Valov R., Cempura G.* // Archives of Metallurgy and Materials. 2017. V. 62. № 4. P. 2421.
<https://doi.org/10.7356/iod.2017.21>
25. *Murugesan S., Monteiro O.R., Suresh R., Khabashesku V.N.* // Research & Development Material Science RDMS. 2017. V. 2. P. 000542.
26. *Petkov V., Aleksandrova M., Valov R., Korzhov V., Kiiko V., Stroganova T.* // International Scientific Journals “Machines. Technologies. Materials”. 2023. V. 17. (2). P. 67.
27. *Petkov V., Aleksandrova M., Valov R., Korzhov V., Kiiko V., Zheltyakova I.* // Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces. 2023. V. 59. № 3. P. 396.
<https://doi.org/10.1134/S2070205123700521>
28. *Лякишев Н.П.* Диаграммы состояния двойных металлических систем. Т. 1. М: Машиностроение, 1996. 992 с.

Heat Resistance of Layered Composites Based on Niobium and Molybdenum with Intermetallic Hardening and Chrome-Diamond Coating

V. P. Korzhov^{1,*}, V. M. Kiiko¹, T. S. Stroganova¹, I. S. Zheltyakova¹

¹*Osipyan Institute of Solid State Physics of the Russian Academy of Sciences, Chernogolovka, 142432 Russia*

**e-mail: korzhov@issp.ac.ru*

The study investigated the structure and heat resistance of layered Nb/Al and Mo/Al composites produced by diffusion bonding under pressure of alternating foils of niobium or molybdenum and aluminum. As a result, composite structures were formed, consisting of ductile solid solution layers of aluminum in the refractory metal (Nb or Mo) and layers of intermetallic phases (Nb₂Al, Nb₃Al, Mo₃Al), which exhibit increased strength. To enhance heat resistance, chromium coatings modified with nanodiamond particles were electrochemically deposited onto the composite samples. The coatings had a thickness of ~55 μm and replicated the surface relief of the composites. Heat resistance tests were conducted in an air atmosphere at temperatures of 800°C and 1000°C with varying exposure times and mass loss monitoring. The results showed that the coatings on both types of composites remained stable up to 1000°C. However, above this temperature, the Mo/Al composite underwent intense corrosion due to the formation of volatile molybdenum oxides, with degradation initiating at the sample's technological hole. In contrast, the Nb/Al composite demonstrated superior stability: after 10 hours of testing, the sample retained its geometric shape, and mass loss was virtually negligible.

Keywords: niobium, molybdenum, composite, intermetallic compound, solid-phase technology, diffusion welding, multilayer structure, heat resistance, chrome-diamond coating.