

Создание интерметаллидных покрытий электроискровым осаждением титана и алюминия на стальную подложку

С. А. Пячин, А. А. Бурков

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки,
Институт материаловедения Хабаровского научного центра Дальневосточного отделения РАН,
ул. Тихоокеанская, 153, г. Хабаровск, Россия, 680042, e-mail: pyachin@mail.ru*

Изучены возможности формирования алюминидов титана в покрытиях, создаваемых методом электроискрового легирования, и исследования их свойств. Покрытия получены посредством последовательного нанесения титана и алюминия на сталь 35 в различных газовых средах (аргоне, воздухе). Установлено, что в результате такого легирования в поверхностных слоях стальной подложки образуются $TiAl_3$ и $Al_3Ti_{0,75}Fe_{0,25}$, и схема осаждения «титан-алюминий» более предпочтительна. В покрытиях, нанесенных в воздухе без использования защитного газа, дополнительно присутствуют нитрид титана и оксид алюминия. За счет нанесения электроискровых Ti-Al покрытий на сталь 35 удалось увеличить ее микротвердость в 3–4 раза, а жаростойкость – в 11–16 раз.

Ключевые слова: электроискровое легирование, титан, алюминий, интерметаллиды, износостойкость, жаростойкость.

УДК 537.523.4

ВВЕДЕНИЕ

Одним из эффективных способов улучшения свойств поверхности металлов является нанесение упрочняющих и защитных покрытий. В последнее время возрос интерес к созданию покрытий, содержащих алюминиды титана, которые обладают целым рядом уникальных характеристик, таких как низкая плотность, высокий модуль упругости, высокая температура плавления, жаропрочность, стойкость к окислению и возгоранию [1, 2]. Для их получения используют различные методы поверхностного модифицирования, основанные на конденсации вещества из паровой фазы в вакууме [3, 4], бомбардировке поверхности частицами металлов [5–7], переплавлении поверхностного слоя подложки с предварительно нанесенным на нее веществом [8–10] и т.д.

В большинстве случаев создаваемые интерметаллидные покрытия имеют слоистое строение или представляют собой смесь алюминидов титана различного стехиометрического состава. Поэтому с целью гомогенизации их структуры необходим дополнительный отжиг. Получить Ti-Al интерметаллидные покрытия можно также с помощью технологии электроискрового легирования, которая основана на эрозии материала анода под действием электрических разрядов в газовой среде и переносе его на поверхность катода [11]. К преимуществам данного метода относятся простота процесса осаждения, возможность применения в качестве легирующих веществ любых токопроводящих материалов и образование однородного по составу покрытия. Однако с целью получения покрытий удовлетво-

рительного качества необходимо экспериментально подобрать оптимальные режимы нанесения для каждой пары электродных материалов. Подобная проблема возникает и при создании интерметаллидных покрытий.

Следует отметить, что интерметаллиды в электроискровых покрытиях наблюдались и раньше, главным образом при осаждении переходных металлов на стали различных марок [12]. Во многих случаях интерметаллидные фазы в покрытиях получали благодаря легирующему материалу сплавов, которые их уже содержат. При переносе на поверхность подложки интерметаллиды, как правило, сохраняют свой состав. Среди современных исследований, проводимых в данном направлении, можно указать работы по созданию покрытий на основе FeAl и Fe_3Al за счет нанесения сплава железа с алюминием в форме присадочной проволоки на поверхность хромсодержащей стали [13]. Аналогичные соединения были получены путем непосредственного нанесения слоя из FeAl интерметаллидного сплава на аустенитную нержавеющую сталь 316L с помощью электроискрового метода [14]. Данные покрытия показали удовлетворительную коррозионную стойкость. Наноструктурное электроискровое покрытие на основе Al и Al_3Ni было получено на основе эвтектического сплава алюминия и никеля, изготовленного литьем в кокиле [15]. Тем не менее особый интерес представляет изучение возможности формирования интерметаллидных соединений непосредственно в поверхностном слое за счет осаждения металла анода и переплавления его с металлом катода. Такие исследования проводились нами ранее, в

ходе которых для создания Ti-Al соединений с различными стехиометрическими составами методом электроискрового легирования наносили титан на алюминий и, наоборот, алюминий на титан [16]. Установлено, что в обоих случаях, как правило, образуется $TiAl_3$. Интерметаллиды $TiAl$ и Ti_3Al с более высоким содержанием титана были получены, когда поверх алюминиевого покрытия на титановой подложке осаждали второй слой титана. Цель настоящей работы заключалась в аналогичных исследованиях. С той лишь разницей, что интерметаллидные покрытия на основе алюминия и титана пробова­ли получить на стальной подложке.

МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ И ИССЛЕДОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ

Стержни размерами $3 \times 3 \times 30$ мм из электро­технического алюминия и титанового сплава ВТ20 были использованы в качестве анодов, а катоды были изготовлены из среднеуглеродистой стали 35 в виде пластин с размерами $10 \times 10 \times 5$ мм. Поверхности подложек предвари­тельно шлифовали и полировали алмазной пастой, а затем промыли в этиловом спирте и высушили. Покрытия наносились с помощью электроискровой установки IMES-40, разработанной в Институте материаловедения ХНЦ ДВО РАН. Она обеспечивает генерацию импульсов в широких диапазонах периода следования и длительности разрядов с возможностью регулирования частоты колебаний ручного электромагнитного вибратора – держателя анода. Это позволяет уменьшить «схватывание» электродов при остывании расплавленных под действием разрядов металлов. Во время опытов частота следования импульсов была 1 кГц. Длительность разрядов выбиралась из диапазона 0,1–0,6 мс. Амплитуда импульсов тока составляла 110 ± 10 А; межэлектродное напряжение – 30 ± 5 В. Средняя мощность разрядных импульсов равнялась $3,3 \pm 0,8$ кВт. Покрытия наносили в среде защитного газа – аргона либо в воздухе атмосферного давления.

Для оценки количества перенесенного с анода на катод вещества электроды взвешивали через каждую минуту электроискровой обработки на весах Vibra HT с точностью 10^{-4} г. Микроструктура покрытий исследовалась с применением оптического микроскопа МИМ-10 и растрового электронного микроскопа EVO 40HV. Микрозондовый элементный анализ проводился посредством энергодисперсионного спектрометра INCA ENERGY 350, встроенного в электронный микроскоп. Фазовый анализ покрытий исследовался с помощью рентгеновского дифрактометра

ДРОН-7 в Cu-K α излучении. В целях идентификации линий рентгеновских спектров применялся программный пакет PDWin (НПО «Буревестник», Россия). Для измерения микротвердости использовали микротвердомер ПМТ-3М. Износостойкость и толщина покрытий определялись с помощью трибометра Calotester CSM instruments по схеме «вращающийся шар-плоскость» с применением порошка оксида алюминия в качестве абразивного материала. Стойкость полученных образцов к высокотемпературной газовой коррозии исследовали на дериватографе 1000-Q посредством их нагрева и изотермической выдержки при 800°C.

ИССЛЕДОВАНИЕ МОНОПОКРЫТИЙ

На начальном этапе были изучены основные закономерности формирования электроискровых монопокрытий титана и алюминия на стальной подложке. Анализ изменения масс электродов во время нанесения металлов показал, что при воздействии электрических разрядов масса анода уменьшается в результате его эрозии, а масса катода растет за счет осаждения эродированного вещества (рис. 1). Кинетика массопереноса зависит от материала, газовой среды и параметров разрядных импульсов. Скорость разрушения алюминиевого анода несколько выше, чем титанового, что может быть связано с более низкой температурой плавления алюминия. Кроме того, при электроискровой обработке в аргоне эрозия данных металлов и привес катода меньше примерно в два раза, чем в случаях нанесения покрытий в воздухе. Также было установлено, что разрушение анода и приращение массы катода более интенсивны при воздействии более продолжительных разрядных импульсов. Например, с ростом длительности импульсов от 0,3 до 0,6 мс электрическая эрозия титанового анода в воздухе увеличивается, одновременно растет (примерно в 2 раза) и привес катода. Несмотря на то, что при электроискровой обработке вещество анода переносится на противоположный электрод, масса катода увеличивается только до определенного порогового значения, после достижения которого начинает снижаться вследствие отслаивания поверхностного слоя из-за накопившихся в нем остаточных напряжений растягивающего характера, пор и микротрещин [12]. Это служит основной причиной ограничения толщины электроискровых покрытий.

Для разных пар металлов и режимов обработки момент появления порога хрупкого разрушения различен. В наших опытах установлено, что он наступает после 1–2,5 мин/см² осаждения титана, а при нанесении алюминия – после

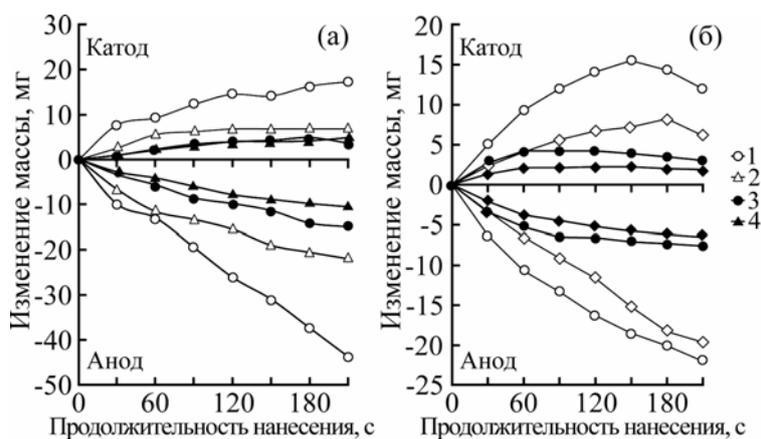


Рис. 1. Изменение массы электродов в процессе электроискрового нанесения алюминия (а) и титана (б) на сталь 35 при различной длительности разрядов t , мс: 1 – 0,6, воздух; 2 – 0,3, воздух; 3 – 0,6, аргон; 4 – 0,3, аргон.

1,5–3 мин/см². Для получения качественных покрытий целесообразно проводить электроискровую обработку более продолжительное время. В аргоне порог разрушения покрытия возникает быстрее, чем в воздухе, поэтому средняя толщина осажденных в аргоне покрытий меньше. Она равна у алюминиевого покрытия 50 и 30 мкм, а у титанового – 75 и 40 мкм соответственно.

Микроструктура монопокрытий алюминия и титана показана на рис. 2. Покрытия неоднородны по толщине из-за осаждения металла преимущественно на выступах, образовавшихся при предыдущих проходах. Определенная посредством электронного микроскопического анализа концентрация алюминия в осажденных поверхностных слоях достаточно высока и достигает 80 ат.%, аналогично велико содержание титана в титановом покрытии – 75 ат.%. Особенностью алюминиевого покрытия является его строение в форме столбчатых кристаллитов, вытянутых перпендикулярно границе «покрытие–подложка», то есть по направлению теплоотвода в стальную основу. Дендриды имеют толщину порядка 0,5–1 мкм. В титановом покрытии подобные структуры отсутствуют.

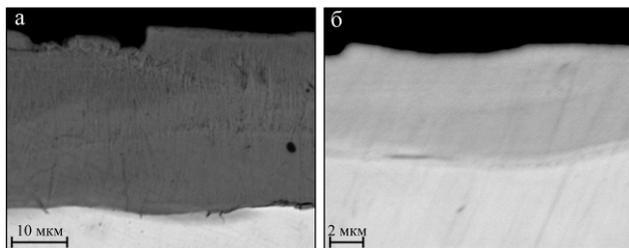


Рис. 2. Микроструктура покрытий алюминия (а) и титана (б) на стали 35.

Методом рентгеновской дифрактометрии установлено, что в алюминиевом покрытии, нанесенном в аргоне, кроме основной фазы алюминия присутствует интерметаллид FeAl₃ (рис. 3). На рентгенограммах пик Al(200) на угле $2\Theta = 44,34^\circ$ обладает наибольшей интенсивно-

стью, подтверждая преимущественное направление роста кристаллитов перпендикулярно поверхности. Все пики алюминия смещены в сторону малых углов, что свидетельствует об увеличении линейного параметра кубической решетки Al до 4,07 Å, превышающего эталонное значение на 0,7%.

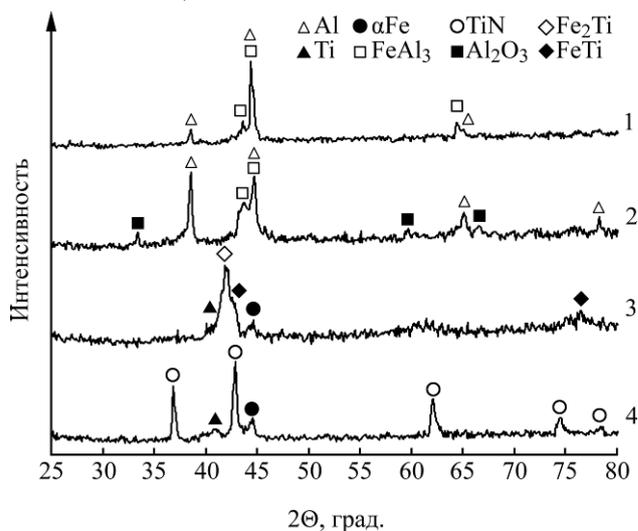


Рис. 3. Рентгеновские дифрактограммы покрытий алюминия (1, 2) и титана (3, 4) на стали 35. Газовая среда: 1, 3 – аргон; 2, 4 – воздух.

В покрытии, полученном при нанесении в воздухе, алюминий также является преобладающей фазой, однако анизотропия роста кристаллитов снижается, и соотношение интенсивностей рефлексов алюминия близко к эталону. Помимо Al и интерметаллида FeAl₃ в небольшом количестве присутствует оксид Al₂O₃. Электроискровое покрытие титана, осажденное на сталь в аргоне, представляет собой смесь α-титана, α-железа и их интерметаллидов FeTi и Fe₂Ti. При нанесении титана в воздухе происходит интенсивное взаимодействие Ti с азотом, в результате которого формируемое покрытие насыщается нитридом титана. Составы покрытий, полученных при разных значениях длительности разрядов, практически не отличаются.

Таблица 1. Режимы нанесения двойных покрытий

Обозначение	Газовая среда	Первый слой				Второй слой			
		Осаждаемый металл	Период следования разрядов, мс	Длительность разрядов, мс	Продолжительность осаждения, с	Осаждаемый металл	Период следования разрядов, мс	Длительность разрядов, мс	Продолжительность осаждения, с
Ст/Al/Ti(а)	Аргон	Алюминий	1	0,5	90	Титан	1	0,3	90
Ст/Al/Ti(в)	Воздух	Алюминий	1	0,5	60	Титан	1	0,4	60
Ст/Ti/Al(а)	Аргон	Титан	1	0,5	90	Алюминий	1	0,3	90
Ст/Ti/Al(в)	Воздух	Титан	1	0,5	80	Алюминий	1	0,5	60

ИССЛЕДОВАНИЕ ДВОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ

Для получения алюминидов титана поверх алюминиевого покрытия был нанесен титан, а на титановое покрытие – соответственно алюминий. Для исследований отбирались образцы, обладающие наименьшей шероховатостью и наибольшей сплошностью. Параметры их получения указаны в табл. 1.

Кинетика изменения масс электродов при комбинированном осаждении металлов имела особенность, а именно если нанесение первого слоя из титана или алюминия, как правило, приводило к увеличению массы катода, то при осаждении следующего слоя значительный привес стальной подложки не наблюдался (рис. 4). В некоторых случаях происходил обратный процесс – масса катода снижалась, хотя металл на его поверхность переносился, о чем свидетельствуют данные химического анализа. Максимального привеса катода удалось достичь в случае схемы осаждения «первый слой – титан, второй слой – алюминий» в воздухе. При этом средняя толщина покрытия была в 2–4 раза больше по сравнению с другими комбинациями (табл. 2).

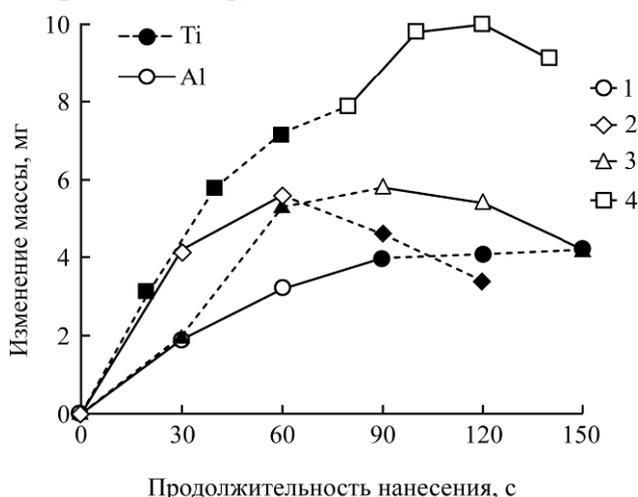


Рис. 4. Изменение массы катода из стали 35 в процессе последовательного осаждения титана и алюминия: 1 – Ст/Al/Ti (а); 2 – Ст/Al/Ti (в); 3 – Ст/Ti/Al (а); 4 – Ст/Ti/Al (в).

Таблица 2. Характеристики полученных покрытий

№ п/п	Образец	Средняя толщина, мкм	Средняя микротвердость, ГПа	Износостойкость, $10^3 \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$
1	Ст/Al/Ti(а)	31	10,5	2,2
2	Ст/Al/Ti(в)	40	9,1	3,8
3	Ст/Ti/Al(а)	21	7,9	3,4
4	Ст/Ti/Al(в)	82	6,8	5,0

На СЭМ изображениях поперечных сечений полученных образцов с покрытиями отчетливо видно, что осажденные поверхностные слои по структуре отличаются от материала основы

(рис. 5). Однако покрытия не являются двухслойными, хотя они созданы в два этапа при осаждении металлов разной плотности. Это свидетельствует о достаточно интенсивном перемешивании металлов в расплавленном состоянии, несмотря на малую площадь и короткую продолжительность каждого акта электроразрядного воздействия. По данным электронного микронзондового анализа основные элементы (Al, Ti и Fe) распределены по глубине практически равномерно, и лишь у самой границы между покрытием и основой можно различить небольшое повышение содержания металла как остаточный признак первого слоя (рис. 6).

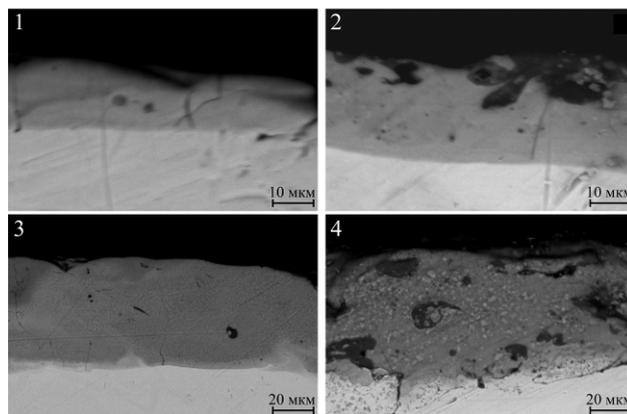


Рис. 5. СЭМ изображения сечений образцов: 1 – Ст/Al/Ti (а); 2 – Ст/Al/Ti (в); 3 – Ст/Ti/Al (а); 4 – Ст/Ti/Al (в).

В покрытии Ст/Al/Ti(а) концентрации алюминия и титана примерно одинаковые ~ 40 ат.%. В остальных покрытиях концентрация Al составляет около 60–70 ат.%, что в 2–6 раз больше, чем Ti. На сечении покрытия Ст/Ti/Al(а) можно различить (рис. 5, фото 3) мелкозернистую структуру с поперечным размером 0,5–1 мкм. По сравнению со слоями, полученными в аргоне, микроструктура электроискровых покрытий, осажденных в воздухе, менее однородна. Более темные области, изображенные на рис. 5 (фото 2, 4), имеют меньшую плотность и по химическому составу соответствуют оксиду алюминия, более светлые – нитриду титана. В покрытиях наблюдаются микротрещины, которые образуются под действием остаточных напряжений, возникающих в неоднородном материале как следствие высоких скоростей нагрева и охлаждения. Трещины распространяются, как правило, либо вдоль границы между покрытием и стальной основой, либо направлены к поверхности образца.

Рентгеновские дифрактограммы двойных покрытий показаны на рис. 7. В результате их анализа установлено, что при нанесении титана поверх алюминиевого слоя в аргоне образуется алюминид титана TiAl_3 . Однако титан присутствует в покрытии Ст/Al/Ti(а) как отдельная фаза из-за его плохой растворимости в сплавах

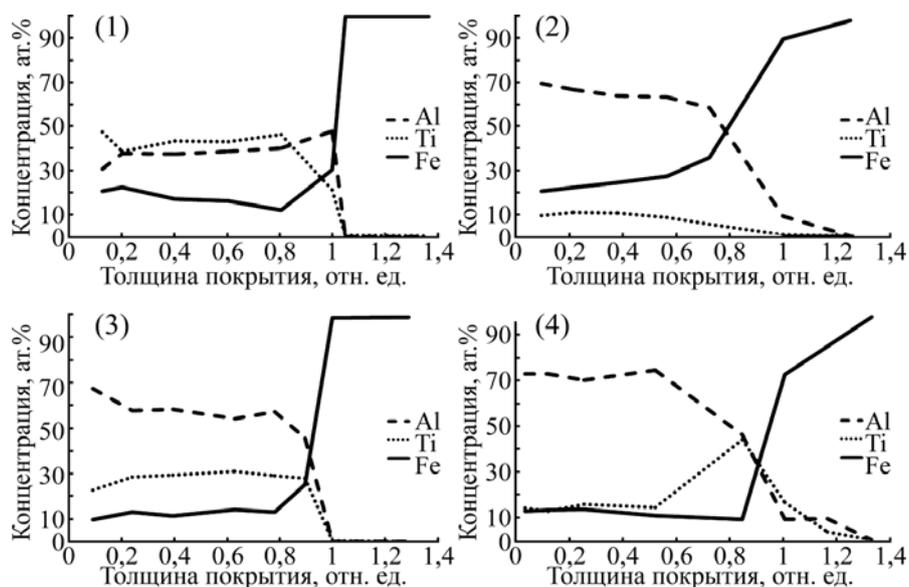


Рис. 6. Распределение элементов по глубине, приведенной к толщине покрытия, в образцах: 1 – Ст/Al/Ti (а); 2 – Ст/Al/Ti (в); 3 – Ст/Ti/Al (а); 4 – Ст/Ti/Al (в).

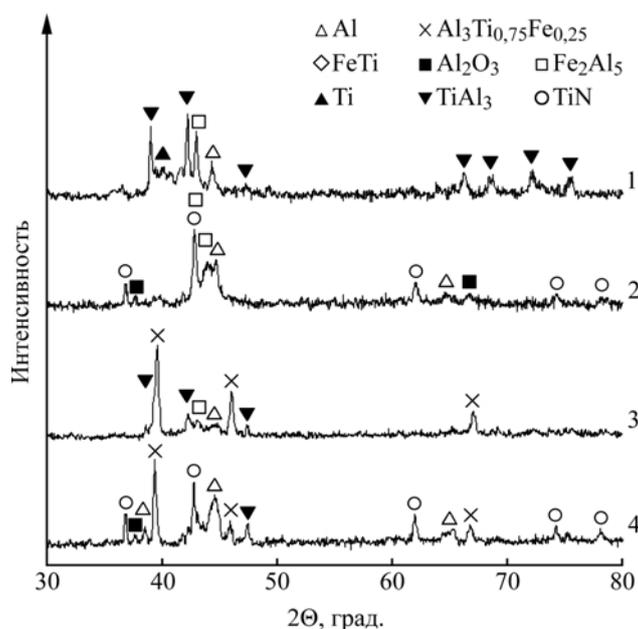


Рис. 7. Рентгеновские дифрактограммы покрытий: 1 – Ст/Al/Ti (а); 2 – Ст/Al/Ti (в); 3 – Ст/Ti/Al (а); 4 – Ст/Ti/Al (в).

Fe-Al [17]. Кроме того, от первого слоя остается алюминид железа Fe_2Al_5 , близкий по составу исходному $FeAl_3$. Если проводить аналогичное осаждение в воздухе, то при переносе титан активно взаимодействует с азотом в условиях протекания электрических разрядов, и формируемое покрытие содержит нитрид титана. Алюминиды титана в Ст/Al/Ti(в) не удалось достоверно обнаружить с помощью рентгеновской дифрактометрии, хотя соотношение между атомной концентрацией алюминия и титана близко к 3 (рис. 6). При другой последовательности осаждения металлов, когда на сталь вначале наносят алюминий, а затем – титан, в поверхностном слое образуются интерметаллиды $TiAl_3$ и его аналог $Al_3Ti_{0,75}Fe_{0,25}$, в котором часть атомов титана замещена железом. Рентгенограммы образцов

Ст/Ti/Al(а) и Ст/Ti/Al(в) схожи. С той лишь разницей, что в полученном в воздухе покрытии дополнительно присутствуют нитрид TiN и оксид Al_2O_3 .

РЕЗУЛЬТАТЫ ИСПЫТАНИЯ ПОЛУЧЕННЫХ ПОКРЫТИЙ

Микротвердость была определена по методу Виккерса при нагрузке 0,5Н на различных участках поверхности образцов с покрытиями. Результаты измерений показали, что микротвердость полученных покрытий в 3–4,5 раза выше, чем у стальной основы (табл. 2). Наибольшее значение HV имеет модифицированная поверхность образца Ст/Al/Ti(а), в котором содержание титана более высокое по сравнению с остальными. Испытания на микроабразивный износ по схеме

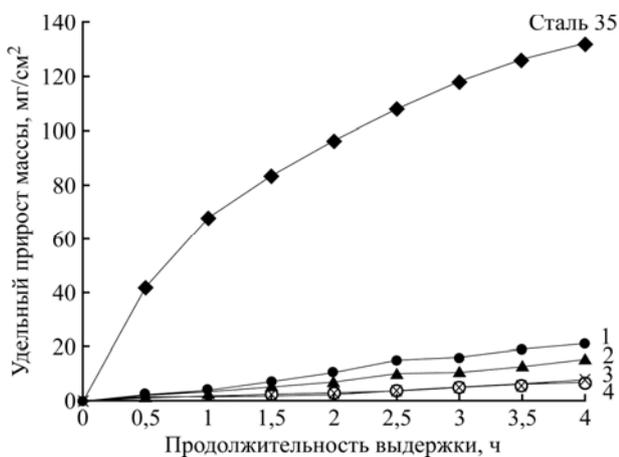


Рис. 8. Термогравиметрические кривые изотермического окисления стали 35 и образцов с покрытиями: 1 – Ст/Al/Ti (а); 2 – Ст/Al/Ti (в); 3 – Ст/Ti/Al (а); 4 – Ст/Ti/Al (в). Температура – 800°C.

«шар – плоскость» были выполнены при скорости вращения 90 об/мин. Износостойкость рассчитывалась на основании экспериментальных данных по формуле

$$W = \Delta V / (l \cdot N),$$

где ΔV – объем изношенного участка; l – длина пути трения; N – нагрузка. В проведенных испытаниях $N = 0,2Н$ и $l = 30$ м. Полученные значения износостойкости представлены в табл. 2. Из нее видно, что созданные в воздухе покрытия имеют более высокое сопротивление износу по сравнению с образцами, полученными в аргоне. Данные результаты можно объяснить присутствием в них нитрида титана, который широко используется для повышения стойкости режущего инструмента.

Наиболее высокой износостойкостью обладало покрытие, полученное путем осаждения титана на сталь с последующим нанесением алюминия в воздухе, однако она только в 1,5 раза превышала износостойкость стальной подложки. Это объясняется тем, что основу полученных двойных покрытий, как правило, составляет интерметаллид $TiAl_3$. Он менее плотный и прочный среди других интерметаллидов системы Ti-Al, таких как $TiAl$ и Ti_3Al , и имеет большую ценность в качестве материала для защиты от высокотемпературной коррозии [1]. В ходе термических испытаний было установлено, что при продолжительном нагреве образцов с покрытиями при температуре 800°C в воздушной среде их массы постепенно увеличивались (рис. 8). Как показал рентгенофазовый анализ, приращение массы обусловлено образованием оксида железа (III), о чем свидетельствует наличие соответствующих рефлексов на дифрактограммах всех испытанных образцов (рис. 9). Также замечено, что при нагреве образцов происходят фазовые изменения, в результате которых тройной ин-

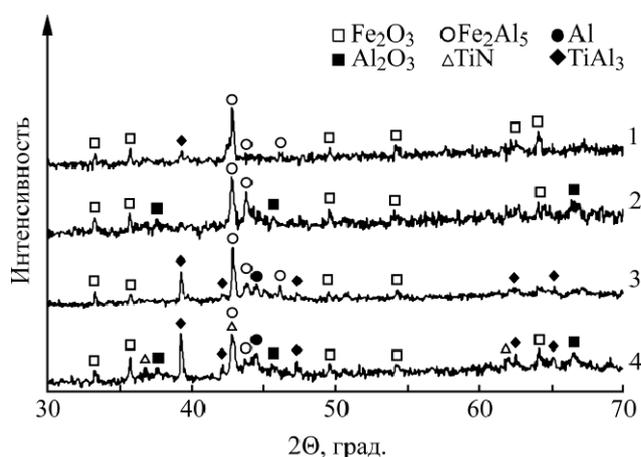


Рис. 9. Рентгеновские дифрактограммы покрытий после выдержки в течение 4 ч при 800°C: 1 – Ст/Al/Ti (а); 2 – Ст/Al/Ti (в); 3 – Ст/Ti/Al (а); 4 – Ст/Ti/Al (в).

терметаллид $Al_3Ti_{0,75}Fe_{0,25}$ модифицируется в алюминид титана $TiAl_3$. В целом термические испытания показали, что защитные покрытия снижают скорость окисления стали в 3,4–6,5 раза, при этом удельный прирост массы снижается в 11–16 раз. Наиболее высокой жаростойкостью обладают интерметаллидные покрытия Ст/Ti/Al(а) и Ст/Ti/Al(в) из-за повышенного содержания интерметаллида $TiAl_3$.

ВЫВОДЫ

В результате проведенных исследований установлено, что при электроискровом нанесении алюминия в качестве первого слоя и титана в качестве второго на сталь 35 в аргоне первоначально формируется интерметаллид $FeAl_3$, а затем – $TiAl_3$. При обратной комбинации осаждения металлов вначале образуются $FeTi$ и Fe_2Ti , а потом осаждение алюминия поверх данного титанового покрытия приводит к образованию интерметаллидов $TiAl_3$ и $Al_3Ti_{0,75}Fe_{0,25}$, причем в большем количестве. Таким образом, в полученных покрытиях количественное соотношение между алюминием и титаном смещено в сторону первого. Для образования других интерметаллидов системы Ti-Al необходимо увеличить концентрацию титана в покрытиях. Скорее всего, этого можно будет добиться, увеличив относительное время нанесения титана либо многократно повторив цикл осаждения титана и алюминия. Данные предположения требуют проверки и являются целью наших дальнейших исследований.

Примечательно, что распределение Ti и Al по глубине покрытий достаточно однородно. Это свидетельствует об их интенсивном перемешивании, несмотря на то что металлы осаждались в два этапа. Для полученных в воздухе интерметаллидных покрытий характерно наличие нитри-

да титана и оксида алюминия, что повышает микротвердость и износостойкость поверхностных слоев. Образцы с интерметаллидными покрытиями имеют жаростойкость, превышающую жаростойкость стали 35 в 11–16 раз, что говорит о перспективности их практического использования.

Работа выполнена при финансовой поддержке Президиума ДВО РАН (проект 12-1-П8-02 «Физико-химические закономерности формирования ультрамелкодисперсных и наноструктурных композиционных материалов и покрытий на основе алюминидов титана и исследование их свойств»).

ЛИТЕРАТУРА

- Leyens C., Peters M., Kaysser W.A. Intermetallic Ti-Al Coatings for Protection of Titanium Alloys: Oxidation and Mechanical Behavior. *Surf Coat Tech.* 1997, **94–95**, 34–40.
- Wu X. Review of Alloy and Process Development of TiAl Alloys. *Intermetallics.* 2006, **14**, 1114–1122.
- PalDey S., Deevi S.C., Alford T.L. Cathodic Arc Deposited thin Film Coatings Based on TiAl Intermetallics. *Intermetallics.* 2004, **12**(7–9), 985–999.
- Budilov V., Kireev R., Kamalov Z. Intermetallic Products Formed by Joint Cold Cathode Vacuum Arc Sputtering of Titanium and Aluminium. *Mater Sci Eng A.* 2004, **375–377**, 656–660.
- Setsuhara Y., Ohsako H., Makino Y., Miyake S. Synthesis of Ti-Al Alloys by Ion-beam-enhanced Deposition. *Surf Coat Tech.* 1994, **66**, 495–498.
- Kurzina I.A., Kozlov E.V., Sharkeev Yu.P. et al. Influence of Ion Implantation on Nanoscale Intermetallic-phase Formation in Ti–Al, Ni–Al and Ni–Ti Systems. *Surf Coat Tech.* 2007, **201**, 8463–8468.
- Adachi S., Nakata K. Improvement of Adhesive Strength of Ti–Al Plasma Sprayed Coating. *Surf Coat Tech.* 2007, **201**, 5617–5620.
- Ротштейн В.П., Иванов Ю.Ф., Колубаева Ю.А. и др. Синтез поверхностных сплавов на основе Ti_3Al и TiAl путем импульсного электронно-пучкового плавления системы Al(пленка)/Ti(подложка). *Письма в ЖТФ.* 2011, **37**(5), 72–80.
- Hirose A., Ueda T., Kobayashi K.F. Wear and Oxidation Properties of Titanium Aluminides Formed on Titanium Surface by Laser Alloying. *Mater Sci Eng A.* 1993, **160**(1), 143–153.
- Guo B., Zhou J., Zhang S. et al. Phase Composition and Tribological Properties of Ti–Al Coatings Produced on Pure Ti by Laser Cladding. *Appl Surf Sci.* 2007, **253**, 9301–9310.
- Лазаренко Н.И., Лазаренко Б.Р. Электроискровое легирование металлических поверхностей. *ЭОМ.* 1977, (3), 12–16.
- Верхотуров А.Д. *Формирование поверхностного слоя металлов при электроискровом легировании.* Владивосток: Дальнаука, 1995. 282 с.
- Jamnapara N.I., Frangini S., Avtani D.U. et al. Microstructural Studies of Electrospark Deposited Aluminide Coatings on 9Cr Steels. *Surf Eng.* 2012, **28**(9), 700–704.
- Frangini S., Masci A. Intermetallic FeAl Based Coatings Deposited by the Electrospark Technique: Corrosion Behavior in Molten (Li+K) Carbonate. *Surf Coat Tech.* 2004, **184**, 31–39.
- Heard D.W., Brochu M. Development of a Nanostructure Microstructure in the Al–Ni System using the Electrospark Deposition Process. *J Mater Process Technol.* 2010, **210**, 892–898.
- Пячин С.А., Бурков А.А., Комарова В.С. Формирование и исследование электроискровых покрытий на основе алюминидов титана. *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования.* 2013, (6), 16–24.
- Ghosh G. Aluminium–iron–titanium. In book: Landolt-Bornstein. *New Series. Numerical Data and Functional Relationships in Science and Technology/ Group IV: Physical Chemistry. Vol. 11D1: Ternary Alloy Systems. Phase Diagrams, Crystallographic and Thermodynamic Data.* Part I. Subvolume D. Springer: Berlin-Heidelberg-New York. 2008. P. 223–257.

Поступила 27.11.13

Summary

This paper deals with the formation of titanium aluminide coatings by the electrospark deposition and the investigation of their properties. The coatings were prepared by the sequential deposition of titanium and aluminum onto steel 35 in various atmospheres (argon, air). It has been established that intermetallics $TiAl_3$ and $Al_3Ti_{0.75}Fe_{0.25}$ are formed as a result of the doping of the surface layer on the steel substrate. The preferred deposition arrangement is "titanium–aluminum". Titanium nitride and aluminum oxide have been detected in the coatings deposited in air. The protective coatings allowed us to increase the wear resistance of the steel substrate 3–4 times and the heat resistance – 11–16 times.

Keywords: electrospark deposition, titanium, aluminum, intermetallic, wear resistance, heat resistance.