

УДК 669.018.8

СТРУКТУРА, ЖАРСТОЙКОСТЬ, КОРРОЗИОННАЯ И ТРИБОЛОГИЧЕСКАЯ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОКРЫТИЙ, ПРИГОТОВЛЕННЫХ ЭЛЕКТРОИСКРОВОМ ОСАЖДЕНИЕМ ПОРОШКОВ Ni И Al НА СТАЛЬ 35

© 2024 г. А. А. Бурков, М. А. Кулик*

ХФИЦ ДВО РАН, Институт материаловедения ДВО Российской академии наук,
ул. Тихоокеанская, 153, Хабаровск, 680042 Россия

*e-mail: marijka80@mail.ru

Поступила в редакцию 22.04.2024 г.

После доработки 22.08.2024 г.

Принята к публикации 23.08.2024 г.

Впервые порошки никеля и алюминия осаждались методом электроискрового легирования на сталь 35. Изучено влияние соотношения порошков Ni и Al в анодной смеси на структуру покрытий, жаростойкость, коррозионное поведение, а также на коэффициент трения и изнашиваемость. Показано, что при повышении концентрации алюминиевого порошка в анодной смеси от 30 до 70 ат.% средняя концентрация алюминия в покрытиях монотонно возрастала с 39 до 63 ат.%, а никеля – снижалась с 46 до 26 ат.%. Установлено, что применение приготовленных покрытий позволяет повысить жаростойкость изделий из стали 35 при температуре 700°C от 13 до 34 раз. Показано, что наиболее твердым, износостойким и жаростойким является покрытие с самым высоким содержанием алюминия.

Ключевые слова: Ni–Al-покрытие, электроискровое легирование, жаростойкость, твердость, коррозия, износ

DOI: 10.31857/S0002337X24070075, EDN: LQWXJB

ВВЕДЕНИЕ

Известно, что интерметаллиды на основе алюминия (алюминиды) применяют в качестве защитных покрытий при горячем деформировании и термической обработке химически активных металлов [1]. Успех в разработке сплавов на основе алюминидов титана стимулировал исследования по изысканию перспективных жаропрочных материалов на основе алюминидов никеля (Ni₃Al, NiAl) [1]. Интерметаллиды Ni–Al демонстрируют уникальные свойства, такие как высокая температура плавления, низкая плотность, высокая теплопроводность и превосходная стойкость к высокотемпературному окислению, что делает их подходящим материалом покрытия для деталей из среднеуглеродистых сталей, применяемых при высоких температурах [2].

Наибольшее распространение среди алюминидов никеля получили следующие соединения: Ni₃Al, NiAl, Ni₂Al₃ и NiAl₃. Значения их твердости, согласно литературным данным, приведены в табл. 1.

Таблица 1. Твердость фаз по Виккерсу

Фаза	Твердость
NiAl	285.71 HV _(0.0005) [3], 115.45 HV _(0.5) [4]
NiAl ₃	441 HV _(0.05) [4] 510 ± 7 HV _(0.065) [5]
Ni ₂ Al ₃	759 ± 25 HV _(0.065) [5]
Ni ₃ Al	452 HV _(0.3) [12], 642.86 HV _(0.0005) [3]

Углеродистые стали широко используются в различных областях, однако они характеризуются низкой стойкостью к износу,

коррозии и высокотемпературному окислению. Для улучшения этих свойств на поверхность стали наносят интерметаллидные покрытия [6]. Ni–Al-покрытия наносят на поверхность деталей методами механоактивации [6, 7], магнетронного напыления [8, 9], лазерной наплавки [10], газопламенного напыления порошков [11] и электроискрового легирования (ЭИЛ) [12].

В данной работе в качестве метода для нанесения Ni–Al-покрытия использовано ЭИЛ, отличающееся простотой, низкой требовательностью к качеству обрабатываемой поверхности и характеризующееся металлургической связью покрытия с подложкой [13, 14]. Ранее авторы успешно наносили Fe–Cr–Cu-покрытие на нержавеющую сталь модифицированным способом ЭИЛ нелокализованным электродом (ЭИЛНЭ) [15].

Нелокализованный электрод (НЭ) представляет собой набор свободных электрод-гранул, помещенных в контейнер-токопровод, подключенный к положительному выводу генератора импульсов. НЭ обеспечивает автоматизацию процесса нанесения покрытий за счет предопределения критериев принятия решений, поскольку разряды возникают случайным образом по всей поверхности обрабатываемой детали, контактирующей с гранулами. Гранулы Ni и Al в составе НЭ выбраны с целью получения Ni–Al-покрытий. Однако известно, что в составе покрытий, полученных методом ЭИЛ на стальных подложках, обнаруживается много железа (до 45%) [16]. Ранее отмечено [15], что порошки активнее участвуют в формировании покрытия по сравнению с гранулами. Поэтому для минимизации содержания железа в покрытиях осуществлялось введение порошков Ni и Al в НЭ.

Цель данной работы – исследование влияния соотношения порошков Ni и Al на структуру, жаростойкость, коррозионные и трибологические характеристики Ni–Al-покрытия на стали 35.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

НЭ состоял из эквимолярной смеси никелевых и алюминиевых гранул с добавлением порошков никеля и алюминия в различных

соотношениях (табл. 2). Рентгенофазовый анализ порошков показал, что они состоят только из фазы никеля или фазы алюминия. Средний размер частиц порошков алюминия и никеля, измеренный методом произвольных секущих по ASTM E112-12, составил 18.0 ± 10.3 и 11.3 ± 6.4 мкм (рис. 1б). Гранулы изготавливали из никелевой пластины и алюминиевого круга, используя приемы токарной обработки. Гранулы имели прямоугольную и цилиндрическую формы с размером 4 ± 1 мм. Гранулы и порошок засыпались в контейнер-токопровод, в который затем погружалась подложка. В качестве подложки использовались цилиндры из стали 35 диаметром 12 мм и высотой 10 мм. Схема установки для осаждения покрытий ЭИЛНЭ приведена на рис. 1а.

Таблица 2. Состав НЭ и маркировка соответствующих покрытий

Маркировка	Доля гранул, об. %	Соотношение гранул, ат. %		Доля порошка, об. %	Соотношение порошков, ат. %	
		Al	Ni		Al	Ni
Al30	95	50	50	5	30	70
Al50					50	50
Al70					70	30

Покрытия наносились на установке для электроискрового осаждения покрытий НЭ [17]. В качестве источника импульсного напряжения использовался генератор IMES-40, который вырабатывал прямоугольные импульсы тока длительностью 100 мкс, частотой 1000 Гц и амплитудой 68 ± 5 А в разряде при напряжении 20 ± 1 В. Подложка подключалась к отрицательному выводу генератора импульсов, а контейнер с гранулами – к положительному. В рабочий объем контейнера подавался аргон со скоростью 5 л/мин. Общее время нанесения покрытия составляло 10 мин.

Фазовый состав покрытий определяли на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7 в CuK_α -излучении ($\lambda = 0.154$ нм). Микроструктуру покрытий исследовали на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Vega 3 LMN (Tescan, Чехия), оснащенном энер-

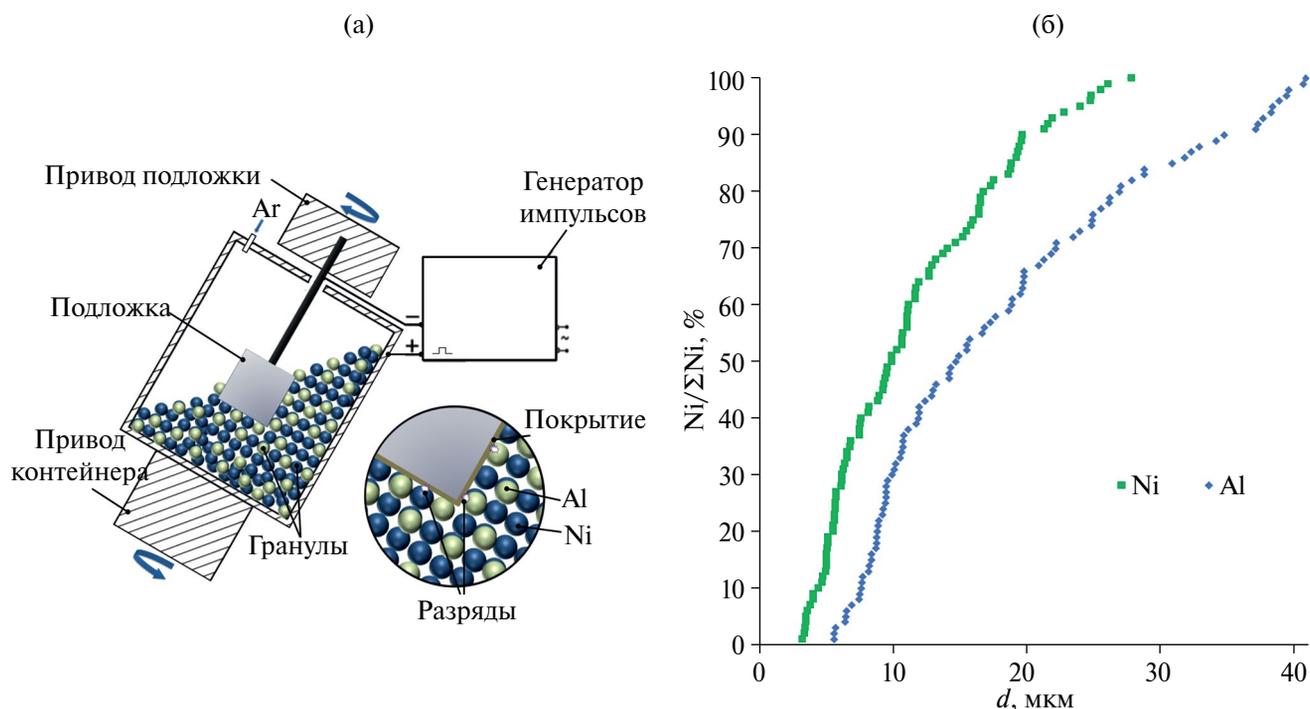


Рис. 1. Схема установки для осаждения покрытий методом ЭИЛНЭ (а) и интегральное распределение частиц по диаметру (б).

годисперсионным спектрометром (ЭДС) X-max 80 (Oxford Instruments, Великобритания). Шероховатость покрытий была измерена на устройстве “Профилометр 296” (СССР). Краевой угол смачивания дистиллированной водой (УСВ) определяли методом “сидячей капли” при комнатной температуре [18]. Поляризационные испытания проводили в трехэлектродной ячейке с 3.5%-ным раствором NaCl при скорости сканирования 1 мВ/с, используя потенциостат Р-40Х с модулем измерения импеданса (Electro Chemical Instruments, Россия). В качестве рабочего электрода использовали исследуемый образец с площадью экспозиции покрытия 1 см², электродом сравнения служил стандартный хлорсеребряный электрод, а контрэлектродом – графитовый электрод. Перед испытанием образцы выдерживали в растворе 60 мин для стабилизации тока разомкнутой цепи. Плотность коррозионного тока определяли методом экстраполяции Тафеля. Импедансные исследования выполняли в диапазоне частот от 100000 до 0.01 Гц.

Твердость покрытий измеряли на микротвердомере ПМТ-3М при нагрузке 1.96 Н по методу Виккерса (рис. 2). Для оценки трещи-

нотойкости покрытий использовали данные о количестве трещин, исходящих из углов отпечатков индентора, после испытания на микротвердость. Всего было сделано не менее 17 отпечатков на каждый образец. Поскольку максимальное количество трещин, выходящих из углов отпечатка, ограничено

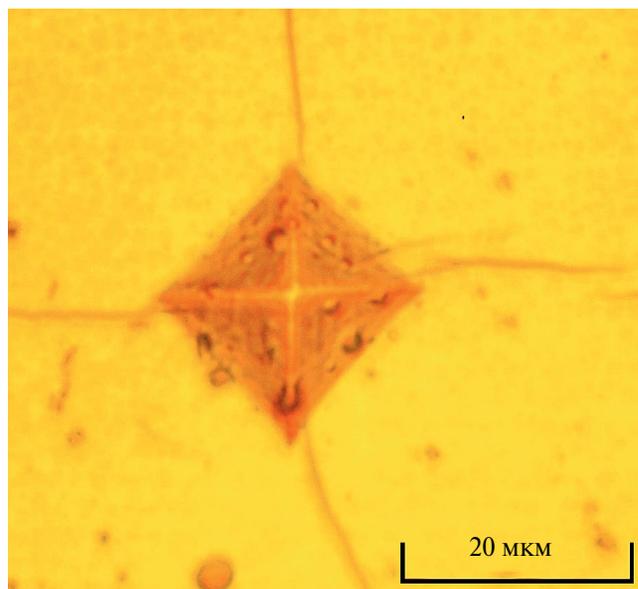


Рис. 2. Оптическая фотография результатов индентирования образца Al70.

четырьмя, формула оценки трещиностойкости (ТС) выглядит следующим образом:

$$ТС = \left(4 - \frac{\sum_{i=0}^4 n_i}{N}\right) \times 100/4,$$

где ТС принимает значение 0 при наличии 4 трещин, выходящих из углов всех отпечатков, и 100 при полном отсутствии трещин у всех отпечатков; n_i – количество трещин, выходящих из углов отпечатка, N – количество отпечатков.

Износостойкость и коэффициент трения образцов измеряли по схеме “штифт на диске” при сухом трении скольжения на скорости 0.47 м/с при нагрузке 25 Н в соответствии с ASTM G99–17. Время тестирования составляло 10 мин. В качестве контртела использовали диски из быстрорежущей стали Р6М5 с твердостью 60 HRC. Износ измеряли гравиметрическим способом. Образец каждого типа испытывали по меньшей мере четырехкратно.

Циклическую жаростойкость исследовали при температуре 700°C. Образцы помещали в разогретую муфельную печь и после выдержки ~6 ч перекладывали в эксикатор до полного остывания, а затем взвешивали. В процессе испытания образцы находились в корундовых тиглях для учета массы отслоившейся окалины. Общее время испытания составляло 100 ч.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Изучение массопереноса важно при испытании новых электродных материалов для установления факта положительного привеса подложки (катода). В противном случае покрытие не формируется, так как скорость эрозии катода превышает скорость отложения анодного материала [19]. С ростом времени электроискровой обработки катода из стали 35 непрерывно набирали массу (рис. 3). Средние значения привеса образцов Al50 и Al70 были практически одинаковыми, тогда как привес образца Al30 был самым высоким – 11.7 мг/см² за 10 мин обработки. Предыдущие исследования показали [12], что при использовании НЭ, состоящей из гранул Ni и Al без порошка, привес катода

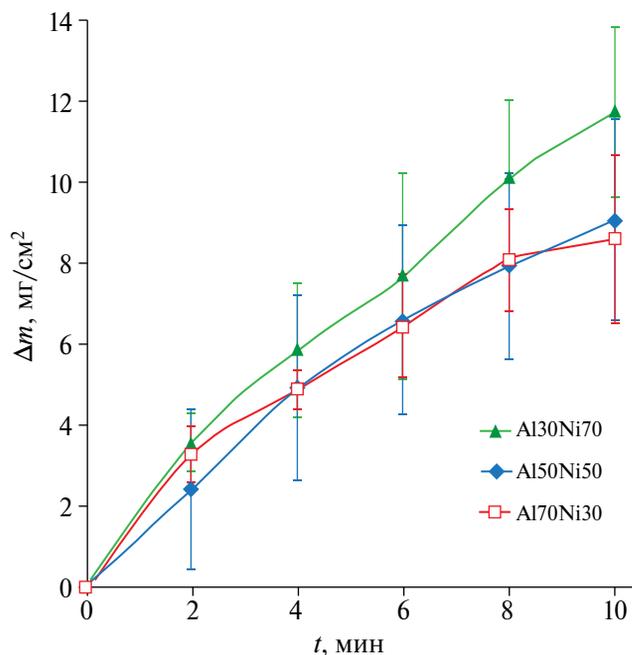


Рис. 3. Зависимости привеса катода от продолжительности ЭИЛНЭ.

достигал от 0.43 до 3.3 мг/см² за аналогичное время. Таким образом, результаты по массопереносу показывают, что добавление порошков многократно увеличивает привес катода. Это объясняется улучшением условий возникновения разрядов, когда снижается доля холостых импульсов и короткозамкнутых коммутаций в пользу увеличения доли разрядов.

На рис. 4а, 4в, 4д показаны СЭМ-изображения поперечного сечения покрытий в режиме обратно отраженных электронов. Средняя толщина покрытий изменялась от 29 до 41.1 мкм (табл. 3). Покрытия имели плотную структуру без газовых пор со сравнительно узкими трещинами и редкими оксидными включениями. Вблизи переходной зоны наблюдаются области разного контраста, являющиеся следами конвективного перемешивания Ni и Al с железом подложки (рис. 3в). Покрытия Al30 и Al50 имеют плавный переход со сталью 35, что свидетельствует об их высокой адгезии к подложке (рис. 4в, 4г). Исследование микроструктуры покрытий показало, что в образце Al30 наблюдались редкие участки с мелкой ячеистой структурой с размером 0.2–0.5 мкм

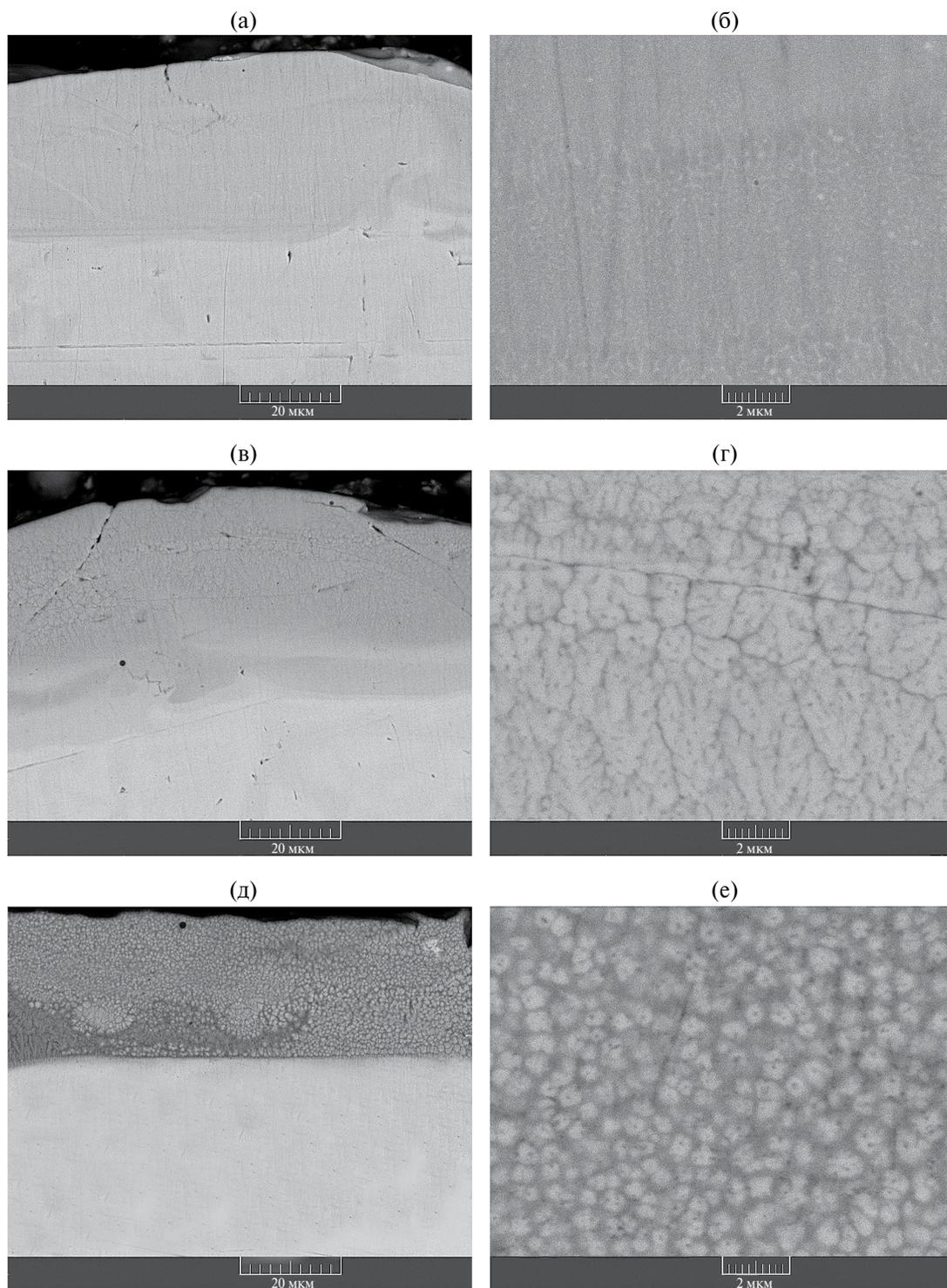


Рис. 4. СЭМ-изображения поперечного сечения покрытий: Al30 (а, б), Al50 (в, г) и Al70 (д, е).

(рис. 4б). Сложное обнаружение участков микроструктуры в покрытии Al30 обусловлено малым размером зерен, что вызвано высокими скоростями охлаждения материала после окончания разряда при ЭИЛ. По этой причине трудно выявляемую структу-

ру ЭИЛ покрытий называют “белым слоем” [20]. В покрытии Al50 наблюдались столбчатые дендриты, растущие преимущественно в латеральной плоскости в направлении от подложки к поверхности покрытия, т.е. противоположном отводу тепла (рис. 4г).

Таблица 3. Характеристики покрытий

Образец	Al30	Al50	Al70
Толщина, мкм	34.9 ± 3.6	41.1 ± 2.99	29.0 ± 4.5
Шероховатость (R_a), мкм	4.28 ± 0.61	4.86 ± 0.87	4.22 ± 0.74
УСВ, град	76.4 ± 1.06	77.85 ± 0.87	78.03 ± 0.85
Микротвердость, ГПа	5.60 ± 0.44	5.41 ± 0.48	7.16 ± 0.66
Трещиностойкость, %	44.74	72.22	45.59

Наиболее отчетливо микроструктура выявлялась в покрытия Al70 в виде ячеек диаметром 0.3–0.9 мкм, которые, вероятно, также являются столбчатыми дендритами, расту-

щими преимущественно в базальной плоскости (рис. 4е).

На рис. 5а–5в показаны профили концентраций элементов в сечении покрытий согласно ЭДС-анализу. Распределение Al

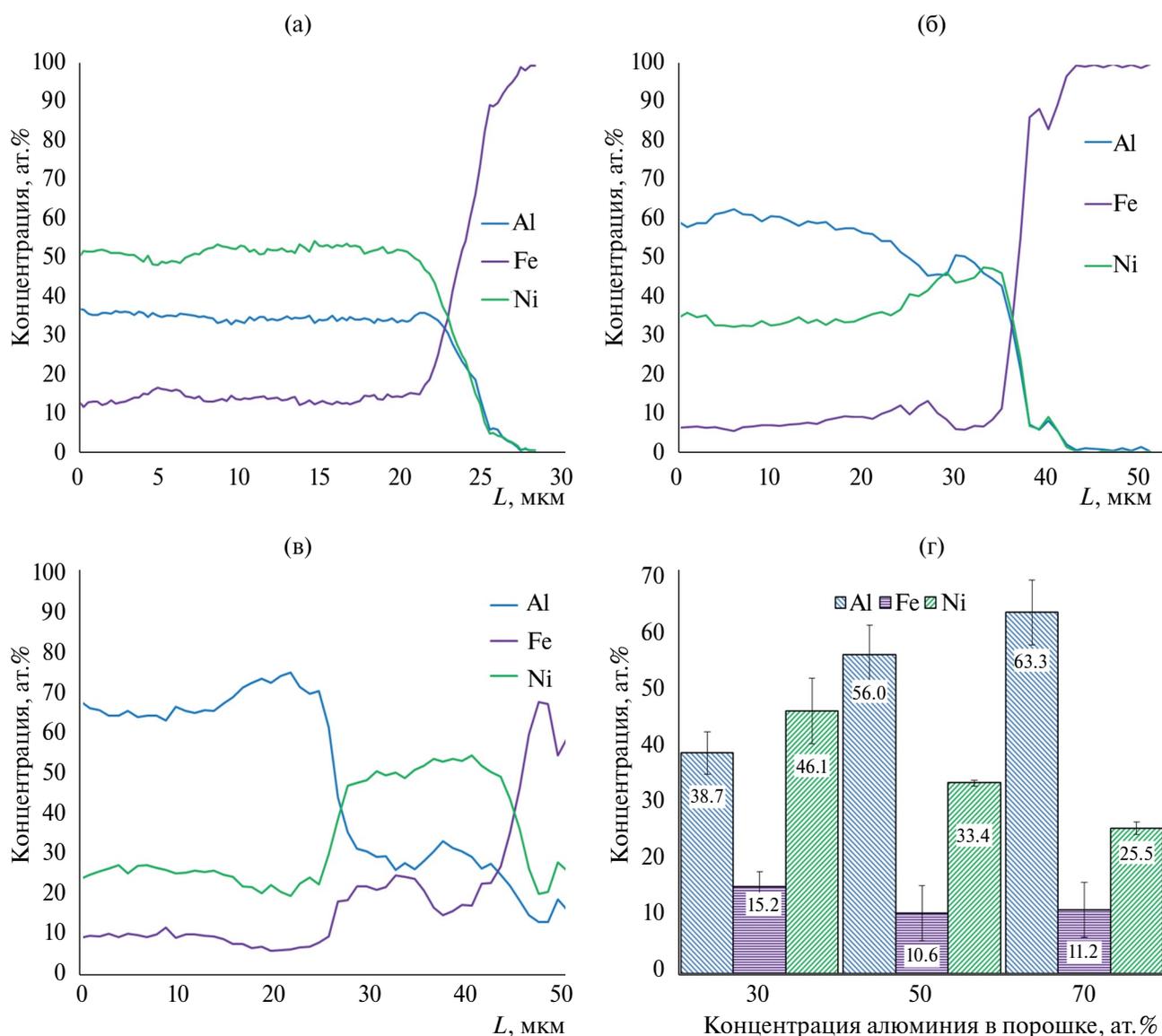


Рис. 5. Распределение элементов по сечению покрытий Al30 (а), Al50 (б), Al70 (в) и зависимость средних значений концентрации элементов в покрытии от концентрации алюминия в Ni–Al-порошке согласно ЭДС-анализу (г).

и Ni по глубине покрытий было достаточно однородным, и только в переходной зоне концентрация железа возрастала. Были вычислены средние значения концентраций металлов в покрытиях по нескольким профилям распределения элементов на разных участках покрытия (рис. 5г). При повышении содержания порошка алюминия в НЭ от 30 до 70 ат.% его средняя концентрация в покрытиях монотонно возрастала с 39 до 63 ат.%, а концентрация никеля, напротив, снижалась с 46 до 26 ат.%. Из-за высокой концентрации никеля покрытие Al30 имело самый светлый оттенок на рис. 4а. С ростом содержания алюминиевого порошка в НЭ концентрация железа в покрытиях также снижалась с 15 до 11 ат.%. Железо проникает в покрытие вследствие конвективного перемешивания материала подложки с компонентами НЭ в микрованне расплава на катоде. Ранее показано, что порошковая форма гораздо активнее участвует в формировании покрытия по сравнению с объемными электродами [21]. Это объясняет невысокую концентрацию железа в Ni–Al-покрытиях. В целом диапазон концентраций Ni и Al в покрытиях, регулируемый изменением соотношений никеля и алюминия в порошке, добавляемом к эквимолярной смеси гранул Ni и Al, ограничен участием материала гранул и стальной подложки в формировании легированного слоя. Применение порошков Ni и Al позволяет существенно сократить долю железа в покрытиях. Так, предыдущие исследования показали [12], что при использовании НЭ, состоящего из гранул Ni и Al без порошка, концентрация железа в покрытиях достигала 49 ат.%.

На рентгеновских спектрах всех покрытий наблюдались рефлексы объемно-центрированной кубической (ОЦК) решетки (рис. 6). Согласно проведенному анализу, ОЦК-решетка может быть представлена интерметаллидами $Al_{0.96}Ni_{1.04}$ (#44-1186), $AlFe_{0.23}Ni_{0.77}$ (#47-1126), $AlFe$ (#33-20) и $\alpha-Fe$ (#6-696), рефлексы которых практически совпадают вследствие близких параметров ячейки.

УСВ всех Ni–Al-покрытий находился в узком диапазоне (77.6° – 78.2°) и был выше,

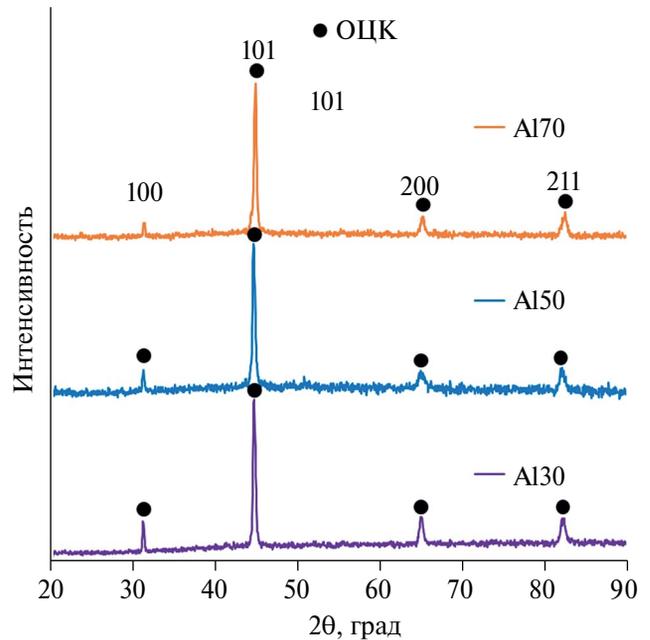


Рис. 6. Рентгеновские дифрактограммы приготовленных Ni–Al-покрытий.

чем у стали 35 (65.9°). Это говорит о том, что нанесение Ni–Al-покрытий позволяет снизить склонность поверхности стальных изделий к загрязнениям и коррозии [22].

Согласно литературным данным, при увеличении содержания алюминия величина микротвердости [7.35 ГПа] в Ni–Al-покрытии возрастает [7]. Микротвердость Ni–Al-покрытий составляла 5.4–7.16 ГПа (табл. 3). Наибольшую микротвердость имел образец Al70, наиболее богатый алюминием (рис. 5г). Поскольку микротвердость стали 35 составляла 2.34 ± 0.27 ГПа, можно заключить, что применение Ni–Al-покрытий позволяет повысить твердость поверхности стальных изделий от 2 до 3 раз. Трещиностойкость Ni–Al-покрытий находилась в диапазоне от 44.7 до 72% с минимумом у образца Al30 и максимумом у Al50, причем она не коррелировала с твердостью покрытий (табл. 3).

Динамика коэффициента трения покрытий при испытании на изнашивание в режиме сухого скольжения показана на рис. 7а. Средние значения коэффициента трения покрытий находились в диапазоне от 0.66 до 0.84, с минимумом у образца Al50. Наиболее высокий коэффициент тре-

ния был у образца с самой высокой концентрацией алюминия — Al70. Высокие значения коэффициента трения стали 35 согласуются с результатами работы [23], где показано, что коэффициент трения в паре сталь X210CrW12—инструментальная сталь GCr15 составляет 0.81 ± 0.13 . Коэффициент трения покрытий Al30 и Al50 был ниже, чем у стали 35 (0.83). Это согласуется с результатами работы [24], где коэффициент трения Fe—Ni—Al-покрытий, полученных дуговой наплавкой, был ниже (0.34—0.42) по сравнению со сталью AISI1010 (0.53) при испытании с контртелом из быстрорежущей стали. Таким образом, их применение позволяет снизить коэффициент трения поверхности деталей из стали 35.

Результаты трибологических испытаний показали, что интенсивность изнашивания Ni—Al-покрытий находилась в диапазоне $3.27 \times 10^{-5} - 5.05 \times 10^{-5}$ мм³/(Н м) с максимумом у образца Al30 и минимумом у Al70 (рис. 7б). Сопоставление результатов испытаний на изнашивание с данными по микротвердости покрытий показало, что они хорошо соответствуют теории Архарда [25]. Так, наиболее износостойким ока-

залось самое твердое покрытие Al70, несмотря на высокий коэффициент трения. В целом данные по износу хорошо коррелируют с концентрацией никеля в покрытиях (рис. 5г), т.е. богатые никелем покрытия обладали низкой износостойкостью. Приведенный износ стали 35 составил 5.52×10^{-5} мм³/(Н м), что на 9—45% выше, чем у образцов с покрытиями. Сравнение результатов настоящей работы с предыдущими данными показало, что Ni—Al-композиты с низкой концентрацией железа обладают меньшей износостойкостью по сравнению с составами, богатыми железом [12].

На рис. 8а показаны кривые Тафеля, построенные по результатам потенциодинамических испытаний композитных покрытий, а также исходной стали 35. Потенциал коррозии (E_{corr}) и плотность тока коррозии (I_{corr}) определяли экстраполяцией анодных и катодных наклонов кривых Тафеля (табл. 4). Согласно полученным данным, потенциал коррозии осажденных покрытий монотонно снижался от -0.63 до -0.88 В с ростом концентрации алюминия в НЭ. Это объясняется низким стандартным электродным

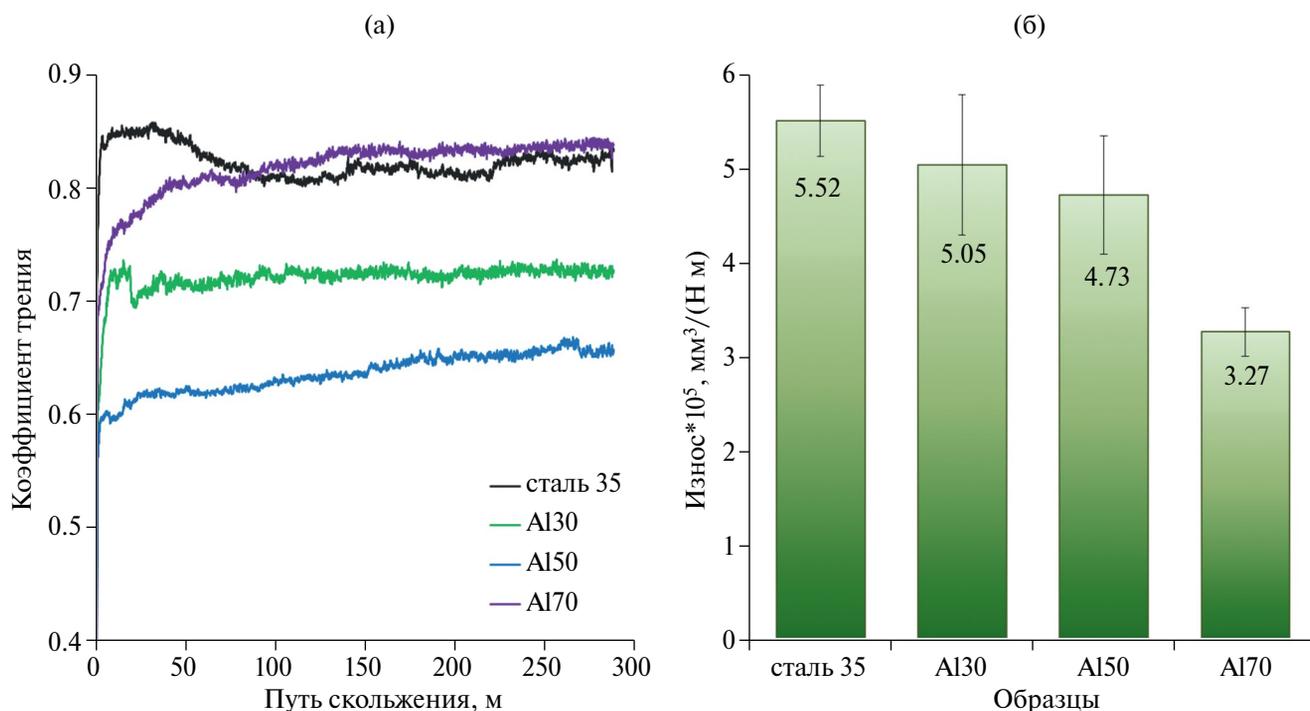


Рис. 7. Динамика коэффициента трения при испытании на скольжение (а) и приведенный износ (б) покрытий по сравнению со сталью 35.

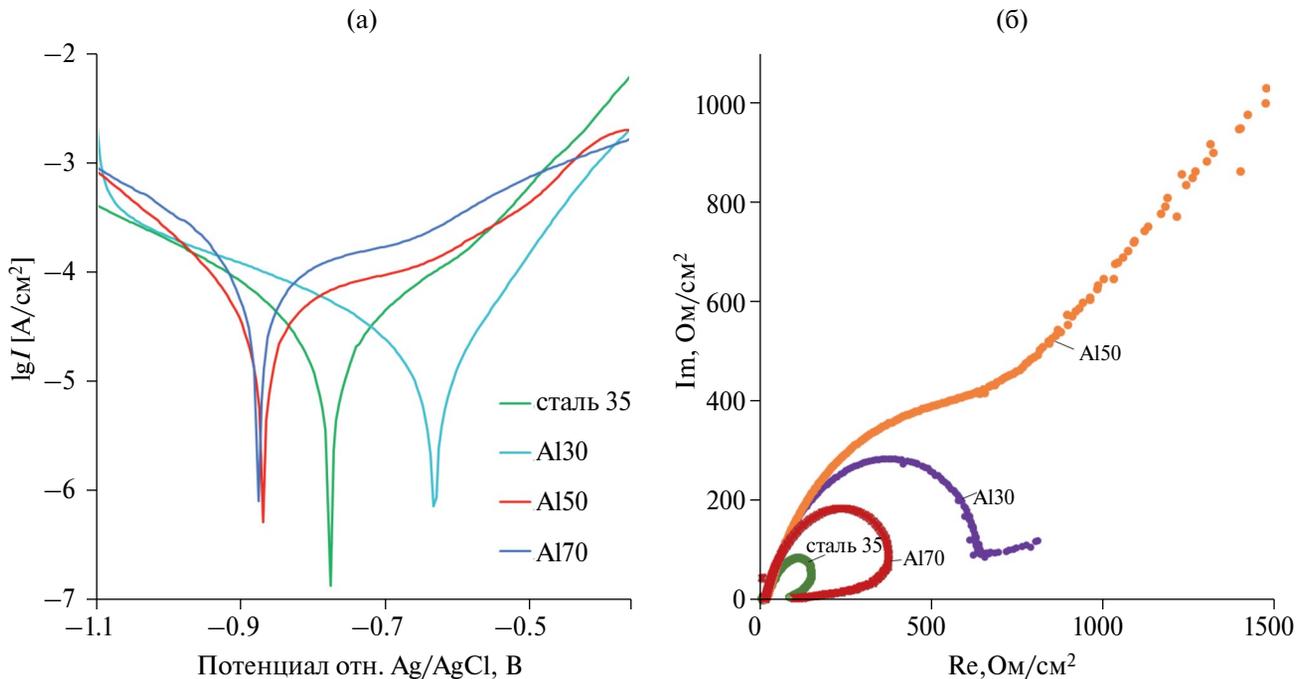


Рис. 8. Потенциодинамические поляризационные кривые (а) и импедансные графики в координатах Найквиста (б) Ni–Al-покрытий по сравнению со сталью 35.

потенциалом алюминия (≤ -1.49 В). Коррозионная плотность тока покрытий находилась в диапазоне от 20.7 до 95.9 мкА/см² с минимумом у образца Al30 и максимумом у Al70 (табл. 4). Плотность тока коррозии стали 35 составляла 30.7 мкА/см². Потенциодинамическая кривая покрытия Al30 демонстрирует меньшие потенциал и ток коррозии по сравнению со сталью 35, что указывает на более высокую стойкость к коррозии. В работе [26] показано, что Al–Ni–Fe-покрытия, приготовленные методом механоактивации, демонстрируют более высокий потенциал коррозии и более низкий ток коррозии по сравнению с подложкой из низкоуглеродистой стали.

Таблица 4. Значения потенциала (E_{corr}) и тока (I_{corr}) коррозии покрытий и стали 35, полученные из поляризационных кривых

Образец	сталь 35	Al30	Al50	Al70
E_{corr} , В	–0.78	–0.63	–0.87	–0.88
I_{corr} , мкА	30.7	20.7	51.2	95.9

Для изучения коррозионных характеристик образцов также использовали спек-

троскопию электрохимического импеданса. Этот метод характеризуется низким уровнем сигнала, который наносит очень небольшой ущерб образцу [27]. Графики Найквиста показаны на рис. 8б. Как правило, емкостная дуга объясняется реакциями переноса заряда, происходящими на границе раздела металл/раствор или связанными с особенностями поверхностного пассивного слоя. Известно, что при увеличении радиуса емкостной дуги перенос заряда затрудняется, что улучшает коррозионную стойкость материала [28]. Радиус емкостной дуги образцов увеличивался в ряду: сталь 35, Al70, Al30 и Al50. Все образцы с Ni–Al-покрытиями имели более высокий радиус емкостной дуги, чем необработанная подложка. Вероятно, это связано с образованием барьерного слоя из оксида алюминия на поверхности покрытий, поэтому период индукции коррозии продлевался, а склонность к коррозии снижалась [29].

Для получения дополнительной информации о Ni–Al-покрытиях приведены диаграммы импеданса Боде (рис. 9), поскольку они дают четкое описание частотно-зависимого электрохимического поведения на

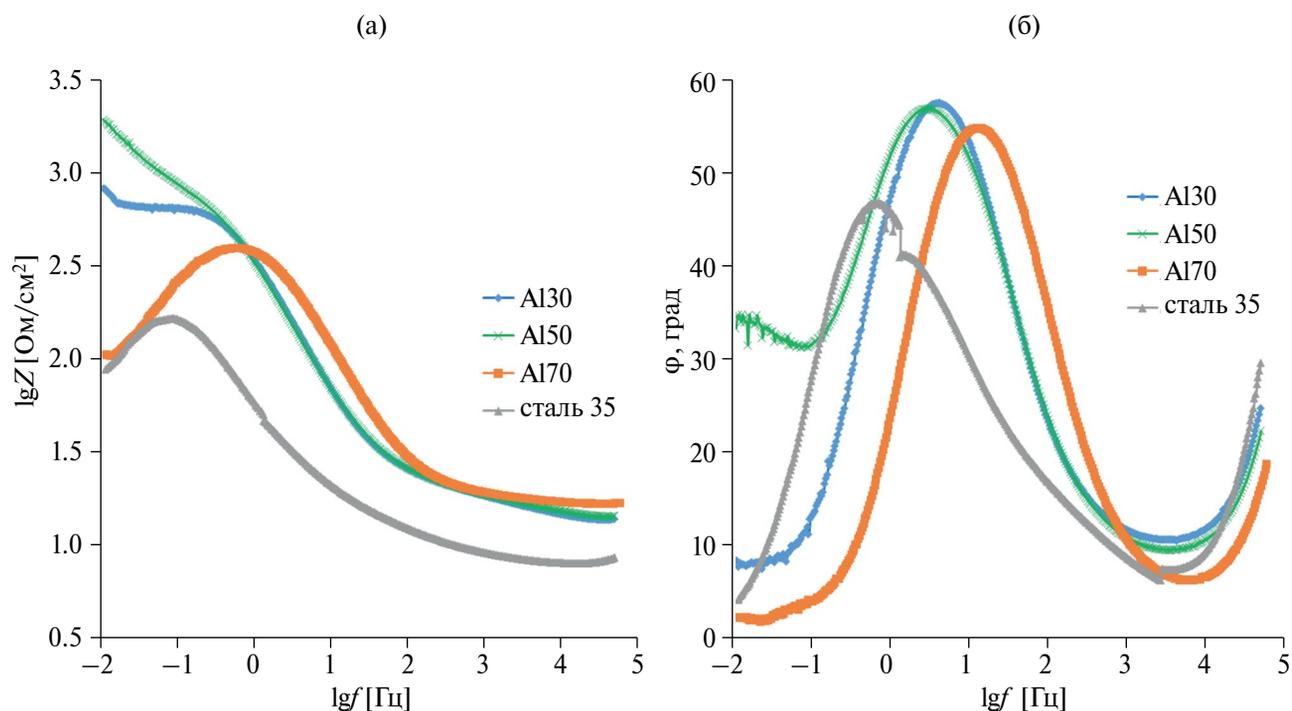


Рис. 9. Импедансные графики Бode в координатах полного импеданса (а) и фазового угла (б) Ni–Al-покрытий и стали 35.

поверхности материала [30]. Известно, что высокий импеданс на низких частотах отражает благородное электрохимическое поведение материала [27]. Судя по графикам Бode, модуль импеданса ($\lg|Z|$) покрытий был выше, чем у подложки, что также свидетельствует об эффективной роли поверхностного упрочнения стали Ni–Al-покрытиями (рис. 9а). Как показано на графике импеданса, спектр в среднем диапазоне частот имеет широкую линейную область, что является характерной чертой однослойного пассивного слоя. На графике фазового угла Бode можно было наблюдать выпуклость на средних частотах с фазовым углом для покрытий выше 50° (рис. 9б). Этот диапазон частот соответствует компактности полученной оксидной пленки. Известно, что идеально плотная оксидная пленка присутствует на поверхности при значении фазового угла около 90° ; она может эффективно ингибировать процессы переноса заряда [31]. Для стали 35 максимальные значения фазового угла были ниже 50° . Это свидетельствует о том, что компактность оксидной пленки, формирующейся на ней, была меньше, чем у покрытий. Ширина выпук-

лости фазового угла уменьшается в ряду образцов Al50, Al30 и Al70, что указывает на снижение стабильности оксидной пленки, образующейся на образцах, в данном ряду.

На рис. 10 показаны результаты испытаний образцов стали 35 с Ni–Al-покрытиями на циклическую жаростойкость при температуре 700°C . Привес образцов с покрытиями по результатам 100 ч испытаний составил от 12.9 до 46.6 г/м². Привес в процессе высокотемпературного окисления обусловлен фиксацией кислорода на поверхности образцов с образованием гематита Fe_2O_3 [32]. Привес подложки без покрытия составил 439 г/м². Таким образом, применение приготовленных Ni–Al-покрытий позволяет повысить жаростойкость изделий из стали 35 от 9 до 34 раз. Жаростойкость образцов с покрытиями увеличивалась в ряду Al50, Al30 и Al70. Таким образом, лучшую жаростойкость продемонстрировало покрытие с наибольшей концентрацией алюминия и наименьшим содержанием железа. Это подтверждается данными по Al–Ni–Fe-покрытиям, которые показали более низкую

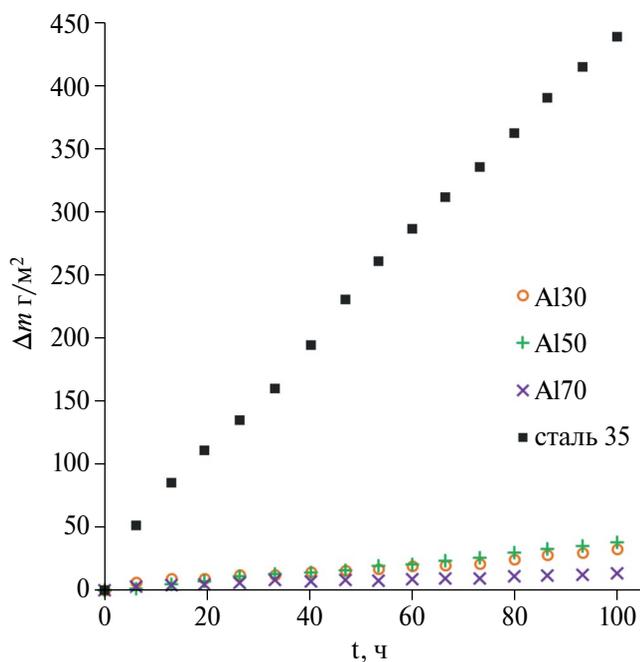


Рис. 10. Циклическая жаростойкость покрытий при температуре 700°C по сравнению со сталью 35.

жаростойкость при температуре 700°C из-за более высокого содержания железа [12].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Впервые получены Ni–Al-покрытия методом ЭИЛ стали 35 с использованием порошков никеля и алюминия. Показано, что при повышении концентрации алюминиевого порошка в анодной смеси от 30 до 70 ат.% средняя концентрация алюминия в покрытиях возрастала с 39 до 63 ат.%, а никеля — снижалась с 46 до 26 ат.%. Установлено, что применение порошков позволяет снизить концентрацию железа в Ni–Al-покрытиях. Микротвердость покрытий находилась в диапазоне 5.4–7.16 ГПа. Средние значения коэффициента трения покрытий находились в диапазоне от 0.66 до 0.84. Износ образцов с покрытиями монотонно снижался с ростом концентрации алюминия и был на 9–45% ниже, чем у стали 35.

Потенциал коррозии Ni–Al-покрытий монотонно снижался с ростом концентрации алюминия. Импедансная спектроскопия показала повышение сопротивления переносу заряда при использовании Ni–Al-покрытий на стали 35. Показано, что применение приготовленных покрытий по-

зволяет повысить жаростойкость изделий из стали 35 при температуре 700°C от 13 до 34 раз.

Установлено, что наиболее твердым, износостойким и жаростойким является покрытие с наибольшим содержанием алюминия. Сравнение результатов настоящей работы с предыдущими данными показало, что Ni–Al-композиты с низкой концентрацией железа характеризуются более высокой жаростойкостью, но меньшей износостойкостью по сравнению с составами, богатыми железом.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Настоящее исследование было поддержано в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 075-01108-23-02.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М: МИСиС, 1999. 413 с.
2. Sierra C., Vazquez A.J. NiAl Coating on Carbon Steel with an Intermediate Ni Gradient Layer // Surf. Coat. Technol. 2006. V. 200. № 14–15. P. 4383–4388. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2005.02.176>
3. Zhou L., Mehta A., Cho K., Sohn Y. Composition-dependent Interdiffusion Coefficient, Reduced Elastic Modulus and Hardness in γ -, γ' - and β -Phases in the Ni–Al System // J. Alloys Compd. 2017. V. 727. P. 153–162. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.07.256>
4. Shah L.H., Gerlich A., Zhou Y. Design Guideline for Intermetallic Compound Mitigation in Al–Mg Dissimilar Welding through Addition of Interlayer // Int. J. Adv. Manuf. Technol. 2018. V. 94. P. 2667–2678. <https://doi.org/10.1007/s00170-017-1038-y>
5. Konieczny M., Mola R., Thomas P., Kopciak M. Processing, Microstructure and Properties of

- Laminated Ni-intermetallic Composites Synthesised Using Ni Sheets and Al Foils // *Arch. Metall. Mater.* 2011. V. 56. №. 3. P. 693–702. <https://doi.org/10.2478/v10172-011-0076-y>
6. *Mohammadnezhad M., Shamanian M., Enayati M.H.* Formation of Nanostructured Ni–Al Coating on Carbon Steel by Using Mechanical Alloying // *Appl. Surf. Sci.* 2012. V. 263. P. 730–736. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2012.09.151>
 7. *Zadorozhnyy V., Kaloshkin S., Kaevitser E., Rotankov S.* Coating of Metals with Intermetallics by Mechanical Alloying // *J. Alloys Compd.* 2011. V. 509. P. S507–S509. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.01>
 8. *Wu Q., Li S., Ma Y., Gong S.* Study on Behavior of Ni–Al Coating with Different Ni/Al Ratios // *Vacuum.* 2013. V. 93. P. 37–44. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2013.01.001>
 9. *Wu C.C., Wu F.B.* Microstructure and Mechanical Properties of Magnetron Co-sputtered Ni–Al Coatings // *Surf. Coat. Technol.* 2009. V. 204. № 6–7. P. 854–859. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2009.09.019>
 10. *Yu Y., Zhou J., Ren S., Wang L., Xin B., Cao S.* Tribological Properties of Laser Cladding NiAl Intermetallic Compound Coatings at Elevated Temperatures // *Tribol. Int.* 2016. V. 104. P. 321–327. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2016.09.014>
 11. *Brunetti C., Belotti L.P., Miyoshi M.H., Pintaúde G., D'Oliveira A.S.C.M.* Influence of Fe on the Room and High-temperature Sliding wear of Ni–Al Coatings // *Surf. Coat. Technol.* 2014. V. 258. P. 160–167. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.09.036>
 12. *Бурков А.А., Кулик М.А., Быцур А.Ю.* Структура и свойства Al–Ni–Fe-покрытий на стали 35, полученных методом электроискрового легирования // *Металловедение и термическая обработка металлов.* 2024. № 7. С. 22–30.
 13. *Burkov A.A., Bytsura A.Y.* Influence of Substrate Surface Quality on Electro-Spark Alloying // *Surf. Eng. Appl. Electrochem.* 2024. V. 60. № 2. P. 204–210. <https://doi.org/10.52577/eom.2023.59.6.18>
 14. *Бурков А.А., Коневцов Л.А., Крутикова В.О.* Влияние длительности разрядов на характеристики покрытий из металлического стекла FeCrWMoCB // *Неорган. материалы.* 2023. Т. 59. № 7. С. 740–749. <https://doi.org/10.31857/S0002337X23070011>
 15. *Бурков А.А., Кулик М.А.* Электроискровое осаждение покрытий Fe–Cr–Cu на сталь Ст3 // *Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия.* 2023. Т. 17. № 4. С. 51–58. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2023-4-51-58>
 16. *Химухин С.Н., Гончаров А.В., Ру Э.Х., Хосен Р., Кисломед И.Д.* Исследование диффузии никеля из покрытия в сталь // *Информационные технологии XXI века.* 2016. С. 194–197.
 17. *Бурков А.А., Кулик М.А.* Электроискровое осаждение покрытий с использованием порошка Cr₃C₂ и их характеристика // *Письма о материалах.* 2019. Т. 9. № 2. С. 243–248. <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2019-2-243-248>
 18. *Emelyanenko A.M., Boinovich L.B.* Analysis of Wetting as an Efficient Method for Studying the Characteristics of Coatings and Surfaces and the Processes that Occur on Them: A Review // *Inorg. Mater.* 2011. V. 47. № 15. P. 1667–1675. <https://doi.org/10.1134/S0020168511150064>
 19. *Верхотуров А.Д.* Формирование поверхностного слоя металлов при электроискровом легировании. Владивосток: Дальнаука, 1995. 282 с.
 20. *Radek N., Bartkowiak K.* Laser Treatment of Cu–Mo Electro-spark Deposited Coatings // *Phys. Procedia.* 2011. V. 12. P. 499–505. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2011.03.061>
 21. *Бурков А.А., Крутикова В.О., Быцур А.Ю., Хе В.К.* Ti–Cr–Cu электроискровые покрытия на стали Ст3 // *Проблемы черной металлургии и материаловедения.* 2023. № 1. С. 93–104. https://doi.org/10.54826/19979258_2023_1_93
 22. *Li Y.C., Zhang W.W., Wang Y., Zhang X.Y., Sun L.L.* Effect of Spray Powder Particle Size on the Bionic Hydrophobic Structures and Corrosion Performance of Fe-Based Amorphous Metallic Coatings // *Surf. Coat. Technol.* 2022. V. 437. P. 128377.
 23. *Bolelli G., Bonferroni B., Laurila J., Lusvardi L., Milanti A., Niemi K., Vuoristo P.* Micromechanical Properties and Sliding Wear Behaviour of HVOF-

- Sprayed Fe-Based Alloy Coatings // *Wear*. 2012. V. 276. P. 29–47.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2011.12.001>
24. *Samadi N., Jamshidi Aval H.* Formation of Nickel Aluminide In Situ via Dual-Wire Arc Cladding // *Metallograph. Microstruct. Anal.* 2024. P. 1–13.
25. *Archard J.F.* Contact and Rubbing of Flat Surfaces // *J. Appl. Phys.* 1953. V. 24. № 8. P. 981–988.
26. *Bafandeh M.R., Omidi A., Irankhah A.* In Situ Coating of Low Carbon Steel with NiAlFe Powder Mixture via Mechanical Alloying // *Surf. Coat. Technol.* 2017. V. 315. P. 268–273.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.02.046>
27. *Rosalbino F., Scavino G.* Corrosion Behaviour Assessment of Cast and HIPed Stellite 6 Alloy in a Chloride-containing Environment // *Electrochim. Acta.* 2013. V. 111. P. 656–662.
<https://doi.org/10.1016/j.electacta.2013.08.019>
28. *Ding Y., Kong L., Lei W., Li Q., Ding K., He Y.* Study on the Technology of Surface Strengthening Ti–6Al–4V Alloy by Near-dry Multi-flow Channel Electrode Electrical Discharge Machining // *J. Mater. Res. Technol.* 2024. V. 28. P. 2219–2234.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.12.133>
29. *Moskalewicz T., Warcaba M., Zimowski S., Łukaszczyk A.* Improvement of the Ti–6Al–4V Alloy’s Tribological Properties and Electrochemical Corrosion Resistance by Nanocomposite TiN/PEEK708 Coatings // *Metall. Mater. Trans. A.* 2019. V. 50. P. 5914–5924.
<https://doi.org/10.1007/s11661-019-05484-7>
30. *Kim K.H., Lee S.H., Nam N.D., Kim J.G.* Effect of Cobalt on the Corrosion Resistance of Low Alloy Steel in Sulfuric acid Solution // *Corros. Sci.* 2011. V. 53. № 11. P. 3576–3587.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2011.07.001>
31. *Guo S., Lu Y., Wu S., Liu L., He M., Zhao C., Lin J.* Preliminary Study on the Corrosion Resistance, Antibacterial Activity and Cytotoxicity of Selective-Laser-Melted Ti6Al4V – xCu Alloys // *Mater. Sci. Eng. C.* 2017. V. 72. P. 631–640.
<https://doi.org/10.1016/j.msec.2016.11.126>
32. *Бурков А.А.* Получение аморфных покрытий электроискровой обработкой стали 35 в смеси железных гранул с CrMoWCBSi порошком // *Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты.* 2019. Т. 21. № 4. С. 19–30.
<https://doi.org/10.17212/1994-6309-2019-21.4-19-30>