

УДК 621.793

В.Е. Архипов, А.Ф. Лондарский, Г.В. Москвитин, М.С. Пугачев, Н.С. Фалалеев  
(Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, г. Москва)  
E-mail: pugachevmax@mail.ru

### Свойства алюминий-цинкового покрытия, нанесенного газодинамическим напылением\*

*Приводятся результаты исследований структуры и свойств покрытия, нанесенного на подложку из стали с использованием частиц алюминия и смеси частиц цинка и алюминия методом холодного газодинамического напыления. Определены зависимости твердости алюминиевого и алюминий-цинкового покрытий от температуры и времени напыления. Выявлено влияние температуры нанесения на содержание металла в покрытии и последующей термообработки на внутренние микродеформации и структуру. Проведена сравнительная оценка сопротивления коррозии двухкомпонентного покрытия.*

**Ключевые слова:** газодинамическое напыление, твердость покрытия, покрытие алюминия, алюминий-цинковое покрытие, двухкомпонентные покрытия.

*Results of researches structure and properties of the covering applied on a substrate from steel with use of particles aluminum and mix of particles zinc with aluminum by method of a cold gasdynamic dusting are given in article. Dependences of hardness covering of aluminum and aluminum-zinc from temperature and time of a dusting are defined. Influence of temperature drawing on the content of metal in a covering and the subsequent heat treatment at sizes of internal microdeformations and structure is revealed. The comparative assessment to resistance of corrosion two-component covering is carried out.*

**Keywords:** gasdynamic dusting, covering hardness, aluminum covering, aluminum-zinc covering, two-component coverings.

Покрытия из цинка и алюминия широко применяют как средство защиты материалов деталей, изделий и конструкций от воздействия коррозионной среды. Для нанесения покрытий используют газотермические методы напыления, погружение в расплав металла, химические и физические процессы. Детали, изделия и конструкции с покрытиями из алюминия и цинка широко применяются в судостроении, химическом аппаратостроении, строительстве и, в частности, при сооружении платформ для добычи углеводородов на морском шельфе.

Газодинамическое напыление (ГДН) имеет ряд существенных технологических и экологических преимуществ по сравнению с традиционными методами нанесения покрытий. Его можно использовать в производственных и полевых условиях, так как качество покрытия существенно не зависит от воздействия внешней среды (температуры, влажности).

В процессе напыления не происходит вредных выделений, а разогрев деталей, изделий и конструкций не превышает 120...140 °С, благодаря чему их геометрия и механические характеристики сохраняются. Данное преимущество позволяет наносить покрытия на тонкостенные изделия, изготовленные из металлов, имеющих низкую температуру плавления, например алюминия и его сплавов, включая содержащие магний. Газодинамическим напылением можно наносить на поверхность изделий покрытия из нескольких последовательно наносимых металлов или получать слой с переменным сочетанием их по толщине слоя [1, 2].

Метод ГДН может быть весьма перспективен для повышения ресурса изделий, которые изготовлены с использованием сварных соединений (трубопроводов, мостовых конструкций, линий электропередачи и т. д.). Участки поверхности, включающие сварные швы, из-за наличия термических напряжений и химической неоднородности имеют низкое сопротивление разрушению под воздействием агрессивной среды

\* Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 14-08-00634 А.

и/или нагрузок. Происходящие при ГДН удары мелко-дисперсных частиц металлов и химических соединений по поверхности сварного соединения и прилегающей области при одновременном воздействии нагретого потока воздуха могут устранить пиковые термические напряжения и повысить механические характеристики изделия, а наносимое покрытие — снизить негативное воздействие на металл коррозионной или коррозионно-абразивной среды.

В статье приводятся результаты исследований структуры и свойств покрытия, нанесенного на подложку из стали с использованием частиц алюминия и смеси частиц цинка с алюминием методом холодного газодинамического напыления.

### Методики, оборудование, материалы

Напыление покрытия на образцы из стали 20 осуществляли на газодинамической установке модели ДИМЕТ-404 с использованием порошковых материалов марок А-20-01 (алюминий — 60 %, оксид алюминия — 40 %) и А-20-11 со смесью частиц порошков алюминия (ГОСТ 6058—73), цинка (ГОСТ 12601—76) и оксида алюминия (ГОСТ 28818—90) в соотношении, %, 35±5: 40±5: 25±5 [2].

На образцы из стали покрытие напыляли при постоянной скорости перемещения образца (0,01 м/с) по отношению к потоку частиц с расстояния от среза сопла до поверхности  $10^{-2}$  м. Для исследования зависимости свойств металла от времени напыления покрытие наносили при неоднократном (циклическом) перемещении сопла относительно поверхности образца без изменения траектории движения.

Твердость металла покрытия измеряли методом Виккерса при нагрузке 245,2 мН на твердомере SHIMADZU HMV-2 [3]. Для получения обоснованной зависимости изменения твердости покрытия от параметров напыления измерение твердости проводили на участках поверхности, визуально свободных от частиц корунда, и для каждого режима напыления делали не менее 11 замеров.

Структуру покрытия исследовали на металлографическом микроскопе В-600 МЕТ при увеличении до 1500 и на растровом электронном микроскопе фирмы JEOL, модель JSM-6610LV, в отраженных и вторичных электронах при увеличении до 5000. Количественный анализ содержания алюминия, цинка и кислорода в весовых процентах проводили по точкам, которые выбирали на участках, отличавшихся цветом и оттенками цвета. Размер области инициирования характеристического излучения элементов не превышал  $5 \cdot 10^{-6}$  м.

Рентгеноструктурные исследования осуществляли с помощью дифрактометра ARL X'TRA (Швейцария). Рентгенограммы получали при  $U = 40$  кВ и  $I = 40$  мА

с использованием рентгеновской трубки с медным анодом ( $\lambda_{\text{Cu}} = 1,541 \text{ \AA}$ ). Сканирование дифракционной картины проводили в диапазоне углов дифракции  $2\theta = 24...130^\circ$  с шагом  $\Delta\theta = 0,02^\circ$  и временем экспозиции 3 с. Качественный фазовый анализ выполняли с помощью пакета компьютерных программ Match с использованием базы Международного центра дифракционных данных (ICDD) PDF-2 (2008). Количественный фазовый анализ и оценку величины микродеформаций проводили с использованием метода Ритвелда (метода полнопрофильного анализа дифрактограмм). Моделирование дифрактограмм по данной методике осуществляется с помощью компьютерной программы Jana 2006. Для расчета инструментального и спектрального вкладов в ходе анализа микроструктуры использовали метод фундаментальных параметров. Фон описывался функцией Чебышева при числе коэффициентов, равном 4. Форма профиля аппроксимировалась функцией псевдо-Войта. Факторы недостоверности полученных данных не превышают:  $\chi^2 = 1,4$ ,  $R_p = 13$  [4, 5].

На образцы из стали 40Х размером  $(2 \times 3) \cdot 10^{-2}$  м наносили покрытие алюминия при температурах 180, 360 и 540 °С и пяти циклах напыления. Смесь порошков алюминия и цинка для рентгеноструктурного анализа наносили на образцы при температурах 540 °С (3 и 7 циклов) и 270 °С (7 циклов).

Термическую обработку (Т/О) образцов после нанесения покрытия проводили в печи при температуре 480...500 °С и времени выдержки 600 с.

Ускоренные испытания на сопротивление коррозии проводили в среде слабого электролита (3 % NaCl) в течение 2016 ч. С двух сторон на поверхность образца общей площадью  $\approx 3100 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2$ , изготовленных из стали 20, наносили покрытие толщиной  $(0,2...0,3) \cdot 10^{-3}$  м при температуре 360 °С. В процессе испытаний образцы периодически вынимали из раствора и промывали в проточной воде с очищением поверхности от отложений. Затем просушивали в термическом шкафу при температуре 60...70 °С в течение 2400 с и взвешивали с точностью 0,001 г на аналитических весах. По результатам измерений рассчитывали коррозионные потери массы и скорость коррозии [6].

### Основные результаты

При газодинамическом напылении покрытие формируется за счет присоединения пластичных частиц металла, имеющих высокую кинетическую энергию, к подложке при соударении с ней. Твердые частицы корунда, входящие в механическую смесь, деформируют и уплотняют нанесенный металл, повышая характеристики адгезии и когезии покрытия.

Свойства однокомпонентных покрытий зависят от технологических параметров процесса и физико-механических характеристик используемых металлов. При относительном удлинении более 50 % исходная структура металла (зерно) деформируется и наклепывается со значительным повышением твердости. Если температура напыления выше температуры рекристаллизации, то в нанесенном металле проходят процессы возврата (отдыха) и твердость покрытия снижается с увеличением времени процесса [7].

Твердость алюминия повышается до  $\sim 1000$  МПа при увеличении числа циклов (времени) напыления с использованием потока воздуха с температурой  $180^\circ\text{C}$  (рис. 1). Аналогичная тенденция наблюдается при напылении меди, когда увеличение времени обработки при низкой температуре сопровождается возрастанием твердости, что говорит об идентичном механизме ее повышения [7]. Повышение температуры потока воздуха до  $360^\circ\text{C}$  и увеличение времени процесса сопровождаются незначительным ростом твердости. Энергетические характеристики частиц (скорость) возрастают при увеличении температуры напыления, что должно сопровождаться повышением твердости. Отсутствие более значительного роста твердости обусловлено влиянием теплового потока на состояние тонкой структуры [7]. Использование максимальной температуры процесса ( $540^\circ\text{C}$ ) приводит к повышению твердости при минимальном времени процесса и ее снижению при увеличении времени нанесения покрытия (см. рис. 1). Понижение твердости алюминия при увеличении времени напыления обусловлено процессами возврата (отдыха) в нанесенном и деформированном металле.

Повышение температуры напыления от  $180$  до  $540^\circ\text{C}$  сопровождается снижением количества алюминия в покрытии с  $68,4$  до  $62,0$  % и повышением содержания оксида алюминия с  $31,6$  до  $38$  % (табл. 1). Увеличение

содержания корунда в покрытии должно оказывать влияние на твердость нанесенного металла. Снижение содержания алюминия в нанесенном металле при повышении температуры напыления обусловлено энергетическими параметрами процесса, т. е. изменением скорости частиц металла.

Таблица 1

Соотношение фаз и микродеформаций кристаллической решетки алюминиевого покрытия

| Исследуемые параметры                          |                         | Температура напыления, $^\circ\text{C}$ |                |                |
|------------------------------------------------|-------------------------|-----------------------------------------|----------------|----------------|
|                                                |                         | 180                                     | 360            | 540            |
| Содержание фазы, % мас.                        | Al                      | $68,4 \pm 0,9$                          | $64,3 \pm 0,8$ | $62,0 \pm 0,9$ |
|                                                | $\text{Al}_2\text{O}_3$ | $31,6 \pm 1,0$                          | $35,7 \pm 1,0$ | $38,0 \pm 1,0$ |
| Микродеформации решетки алюминия $\times 10^4$ |                         | $27,1 \pm 1,5$                          | $25,9 \pm 1,4$ | $25,9 \pm 1,4$ |

Микродеформации в алюминии во всем диапазоне температуры напыления значительно меньше, чем при напылении меди [7]. Это связано с низкой температурой рекристаллизации алюминия ( $\geq 120^\circ\text{C}$ ) и более полным прохождением процессов возврата (отдыха) в деформированном металле во время нанесения покрытия во всем диапазоне используемых температур напыления. Поэтому при напылении алюминия не наблюдается значительного различия в микродеформациях с повышением температуры напыления от  $180$  до  $540^\circ\text{C}$ , которые составляют  $27,1 \cdot 10^{-4}$  и  $25,9 \cdot 10^{-4}$  соответственно (см. табл. 1). Параметр кристаллической решетки также не имеет существенных различий при повышении температуры напыления:  $4,0507 \pm 0,0003$  и  $4,0511 \pm 0,0003 \text{ \AA}$ .

Зависимость твердости двухкомпонентного покрытия Al—Zn от температуры и времени (числа циклов) напыления несколько отличается от зависимости, полученной для алюминия (рис. 2).

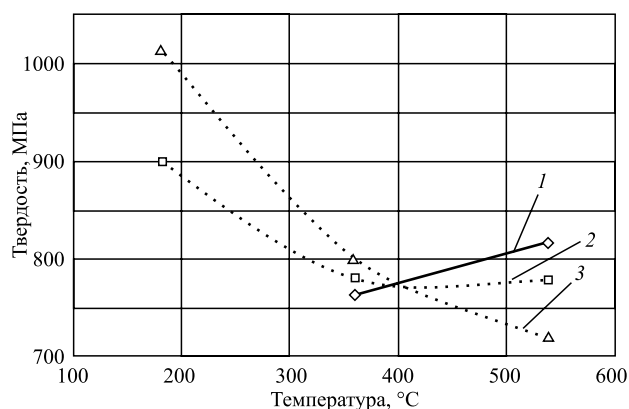


Рис. 1. Зависимость твердости алюминия от температуры и времени напыления:

1 — 1 цикл; 2 — 3 цикла; 3 — 5 циклов

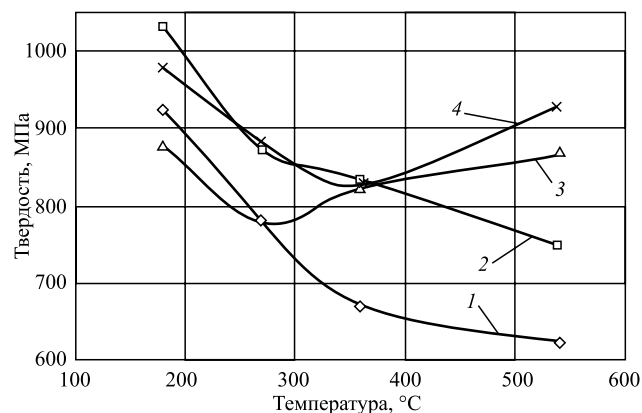


Рис. 2. Зависимость твердости двухкомпонентного покрытия Al—Zn от температуры и времени напыления:

1 — 1 цикл; 2 — 3 цикла; 3 — 5 циклов; 4 — 7 циклов

При минимальной температуре напыления 180 °С твердость достигает максимального значения 1030 МПа и соответствует твердости, получаемой при напылении алюминия (см. рис. 1, кривая 3). В целом при напылении двухкомпонентного покрытия наблюдается тенденция повышения твердости при увеличении времени напыления.

Увеличение температуры потока воздуха до 360 °С сопровождается значительным понижением твердости нанесенного металла до 670 МПа при минимальном времени напыления. При увеличении времени процесса твердость практически не изменяется и составляет 830...840 МПа. Повышение температуры напыления до 540 °С приводит к дальнейшему снижению твердости только при одном и трех циклах нанесения покрытия. Увеличение же времени процесса сопровождается повышением твердости покрытия, которая при 7 циклах напыления достигает  $\approx 930$  МПа (рис. 2).

Рентгеноструктурный анализ показал, что температура напыления влияет на количественное соотношение фаз в покрытии. Повышение температуры напыления с 270 до 540 °С приводит к снижению содержания алюминия с 41,8 до 18,5 % и повышению содержания цинка с 38,7 и 61,7 % (табл. 2). Содержание оксида алюминия практически не изменяется при изменении температуры напыления.

Таблица 2  
Количественное соотношение фаз в покрытии Al—Zn

| Температура напыления, °С | Число циклов напыления | Содержание фазы, % мас. |                |                                |
|---------------------------|------------------------|-------------------------|----------------|--------------------------------|
|                           |                        | Zn                      | Al             | Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> |
| 270                       | 7                      | 38,7 $\pm$ 2,5          | 41,8 $\pm$ 0,8 | 19,5 $\pm$ 1,2                 |
| 540                       | 3                      | 61,7 $\pm$ 2,8          | 19,4 $\pm$ 0,8 | 18,9 $\pm$ 0,8                 |
| 540                       | 7                      | 61,6 $\pm$ 3,0          | 18,5 $\pm$ 0,7 | 19,9 $\pm$ 1,3                 |
| 540                       | 3; T/O                 | 72,5 $\pm$ 3,3          | 11,0 $\pm$ 0,9 | 16,5 $\pm$ 1,7                 |

На способность и возможность присоединения частиц металлов к поверхности могут оказать влияние два основных фактора, а именно изменение их температуры и энергии (скорости). Разработанная математическая модель и проведенные расчеты с использованием компьютерной программы позволили выявить, что частицы металлов при нахождении в потоке нагретого воздуха до соударения с поверхностью нагреваются достаточно равномерно по всему объему. При использовании потока воздуха с температурой 540 °С частицы алюминия и цинка нагреваются практически одинаково и температура нагрева не превышает  $\approx 89$  и  $\approx 82$  °С соответственно, что не должно оказывать влияния на механические свойства и, соответственно, присоединение к подложке [8]. Однако при повышении температуры напыления энергия потока (скорость) частиц повышается, что мо-

жет оказывать влияние на способность и возможность присоединения частиц к поверхности [7].

Существует понятие пороговой скорости или энергии для частиц металлов [1, 2]. Если скорость частиц ниже этой скорости, то они не присоединяются к поверхности, а если выше, то происходит эрозия подложки. Удельный вес цинка в два раза превышает удельный вес алюминия, и при одинаковом размере исходных частиц этих металлов скорость частиц цинка будет меньше, чем у частиц алюминия при использовании одинаковой температуры напыления. Таким образом, можно предположить, что при использовании низкой температуры напыления частицы металла с большим удельным весом не набирают необходимой скорости и присоединяются к подложке не так эффективно, как, например, частицы металла с меньшим удельным весом. При повышении температуры напыления скорость частиц металла с меньшим удельным весом превышает критическую скорость и они также недостаточно эффективно присоединяются к подложке. Данный фактор, безусловно, может оказывать влияние на изменение твердости покрытия в зависимости от температуры напыления. Время напыления (число циклов не оказывает заметного влияния на соотношение компонентов в покрытии (см. табл. 2).

Термическая обработка образцов сопровождается незначительным изменением содержания компонентов в покрытии (см. табл. 2). На дифрактограмме, снятой с образца до и после термической обработки (температура напыления 540 °С; число циклов 3), наблюдается изменение (снижение) интенсивности линий алюминия после термической обработки.

Таким образом, при напылении смеси порошков металлов их соотношение в покрытии существенно изменяется при использовании температур в диапазоне 180...540 °С, что может оказывать влияние на физико-механические характеристики напыленного слоя металла. Полученный результат показывает, что при использовании смеси порошков, которые имеют неограниченную растворимость и формируют фазы (например, цинк и медь), можно за счет разного стехиометрического состава получать покрытия двойных латуней разных марок.

Металлографический анализ позволил выявить, что исходные частицы цинка под ударным воздействием оксида алюминия (корунда) раздробились на отдельные участки со средним размером  $(19,9 \times 14,0) \cdot 10^{-6}$  м и включениями корунда размерами 2...3 мкм и менее 1 мкм. При увеличении времени процесса напыления размер участков значительно уменьшается. В алюминии наблюдаются как бы разрывы металла, которые делят частицу на участки достаточно правильной формы размером  $(10...15) \cdot 10^{-6}$  м. В алюминии присутствует значительно большее число частиц корунда неправильной формы, которые имеют размер до  $10 \cdot 10^{-6}$  м.

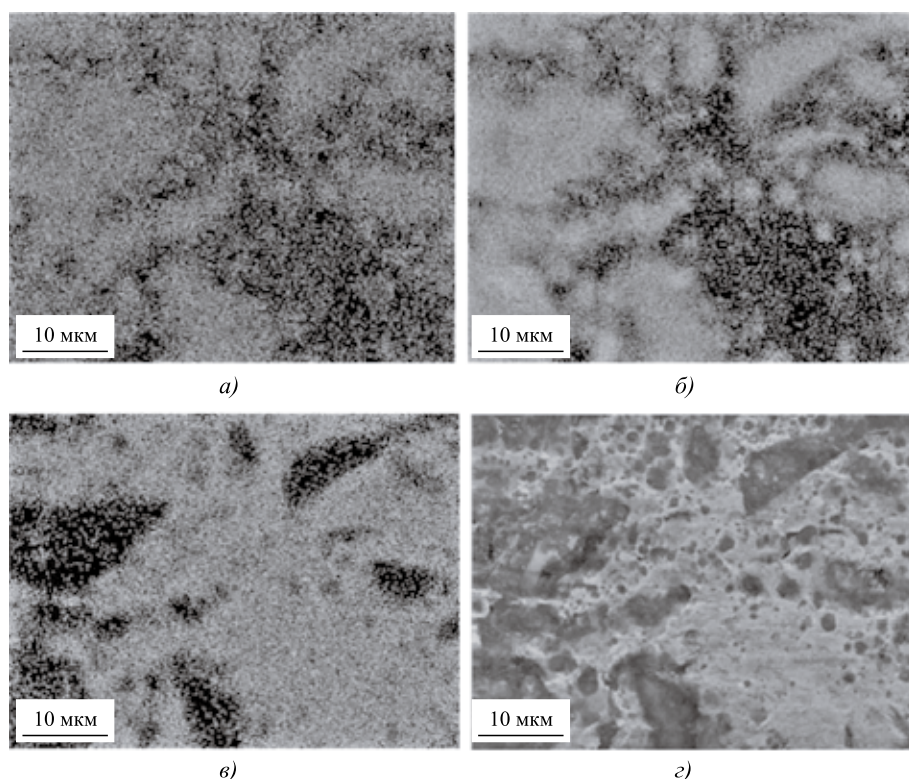


Рис. 3. Распределение в покрытии Al—Zn: кислорода (а), алюминия (б), цинка (в) и избразжение покрытия в отраженных электронах (з)

Исследование покрытия в характеристическом излучении Al, Zn, O<sub>2</sub> показало присутствие цинка с незначительным точечным и достаточно равномерным распределением кислорода и алюминия (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) (рис. 3).

В алюминии отмечено более значительное содержание кислорода (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), а также наблюдаются участки, имеющие разную цветовую окраску и разное содержание цинка (6...74 % мас.).

Был предложен следующий механизм формирования структуры покрытия. Наличие цинка в частицах алюминия с содержанием до 8 % мас. на границе с частицами цинка может быть связано с процессом деформационной диффузии, когда вакансии в решетке алюминия заполняются атомами цинка с искажением ее из-за разницы в размерах атомов (твердый раствор замещения). Более высокое содержание цинка обусловлено тем, что частицы корунда значительного размера и неравномерной формы, проходя через цинк, находящийся в расплавленном или предрасплавленном ("мягком") состоянии, захватывают микрообъемы металла и переносят их в алюминий.

Термическая обработка покрытия может приводить к миграции атомов цинка из решетки алюминия, и в таком случае количество цинка может возрастать (см. табл. 2).

Микрореформации алюминия в двухкомпонентном покрытии практически не изменяются при увеличении температуры и времени напыления в диапазоне температур 270...540 °С. Увеличение температуры напыления приводит к значительному повышению микрореформаций в цинке: с  $23,4 \cdot 10^{-4}$  до  $32,2 \cdot 10^{-4}$ . Время процесса также может оказывать влияние на микрореформации (табл. 3). Можно предположить, что возрастание микрореформаций цинка с увеличением времени и температуры процесса оказывает влияние на твердость двухкомпонентного покрытия (см. рис. 2).

У оксида алюминия уровень микрореформаций самый значительный ( $40,8 \cdot 10^{-4}$ ) из всех структурных составляющих, и формируется он при нанесении покрытия в области низких температур. Нельзя исключать влияния напряженного состояния у корунда на повышение твердости покрытия при напылении в области низких температур. При

повышении температуры напыления до 540 °С микрореформации снижаются до  $33,6 \cdot 10^{-4}$ . Сокращение времени процесса сопровождается уменьшением деформации оксида алюминия (см. табл. 3).

Таблица 3  
Микрореформации кристаллических решеток различных фаз в покрытиях Al—Zn

| Температура напыления, °С | Число циклов напыления | Микрореформации $\times 10^4$ |          |                                |
|---------------------------|------------------------|-------------------------------|----------|--------------------------------|
|                           |                        | Zn                            | Al       | Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> |
| 270                       | 7                      | 23,4±0,9                      | 25,9±2,0 | 40,8±6,0                       |
| 540                       | 3                      | 28,6±1,2                      | 26,0±1,8 | 29,5±4,8                       |
| 540                       | 7                      | 32,2±1,2                      | 28,6±3,4 | 33,6±6,0                       |
| 540                       | 3; T/O                 | 39,6±2,7                      | 60,8±4,9 | 21,7±6,6                       |

Последующая термическая обработка приводит к значительному повышению микрореформаций решетки цинка и, особенно, алюминия и к снижению микрореформаций решетки корунда до уровня исходного состояния химического соединения.

Термическая обработка покрытия должна приводить к миграции атомов цинка из решетки алюминия с образованием вакансий. За счет этого решетка изменяет параметр (искажается), что может сопровождаться резким ростом микрореформаций (табл. 3 и 4).

Таблица 4

Параметры кристаллических решеток цинка и алюминия в двухкомпонентных покрытиях

| Температура напыления, °С | Число циклов напыления | Параметр $a$ решетки Al, Å | Параметр $a$ решетки Zn, Å | Параметр $c$ решетки Zn, Å |
|---------------------------|------------------------|----------------------------|----------------------------|----------------------------|
| 270                       | 7                      | $4,0503 \pm 0,0003$        | $2,6650 \pm 0,0003$        | $4,9487 \pm 0,0005$        |
| 540                       | 3                      | $4,0511 \pm 0,0003$        | $2,6651 \pm 0,0002$        | $4,9501 \pm 0,0003$        |
| 540                       | 7                      | $4,0514 \pm 0,0004$        | $2,6649 \pm 0,0002$        | $4,9508 \pm 0,0003$        |
| 540                       | 3; T/O                 | $4,0446 \pm 0,0004$        | $2,6652 \pm 0,0003$        | $4,9493 \pm 0,0004$        |
| Табличные значения        |                        | 4,0494                     | 2,665                      | 4,947                      |

Что касается повышения микродеформаций решетки цинка, то оно может быть связано с другими причинами, так как параметры решетки  $a$  и  $c$  отличаются незначительно от табличных значений (см. табл. 4). Существует много процессов, происходящих в металле при термической обработке, которые способны оказать влияние на повышение уровня микродеформаций и изменение свойств, например выделение избыточной фазы. Однако исходя из полученных результатов можно предположить наличие и влияние следующего процесса. Термическая обработка приводит к уменьшению размера зерна с  $(19,9 \times 14,0) \cdot 10^{-6}$  до  $(11,4 \times 7,8) \cdot 10^{-6}$  м, что можно интерпретировать как прохождение процесса формирования нового зерна [8]. В условиях формирования структуры из расплава, когда образованию центров кристаллизации и росту зерна ничто не мешает, получается структура без микродефектов и деформаций. В структуре покрытия свободному росту зерна цинка с формированием или перестройкой границ мешают многочисленные частицы корунда, что может приводить к искажению кристаллической решетки и возникновению микродеформаций.

Ускоренные сравнительные испытания стали 20 с покрытиями из алюминия и цинка с алюминием по-

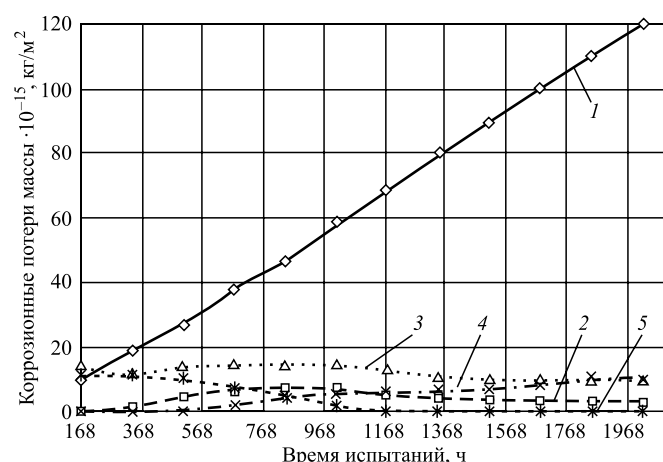


Рис. 4. Коррозионные потери массы для стали 20 (1) и стали 20 с покрытием: Zn (2), Al (3), Al + Zn (4), Al + Zn после термообработки (5)

казали, что коррозионные потери массы покрытия алюминия имеют некоторую тенденцию к снижению: с  $14,3 \cdot 10^{-15}$  до  $10,1 \cdot 10^{-15}$  кг/м² к концу испытаний (рис. 4). У двухкомпонентного покрытия они, наоборот, возрастают с нуля (336 ч) до  $10,2 \cdot 10^{-15}$  кг/м² (2016 ч) и достигают коррозионной потери массы, полученной для покрытия из чистого алюминия. Коррозионные потери массы у покрытия цинка возрастают с  $0,47 \cdot 10^{-15}$  до  $2,8 \cdot 10^{-15}$  кг/м² в течение всего времени испытаний [6]. Таким образом, можно утверждать, что коррозионные потери массы двухкомпонентного покрытия определяются свойством металла, который имеет более низкое сопротивление коррозии.

После термической обработки двухкомпонентного покрытия коррозионные потери массы снижаются с  $11,0 \cdot 10^{-15}$  кг/м² до нуля в течение 1512 ч испытаний и затем не изменяются (см. рис. 4).

Скорость коррозии покрытия алюминия и двухкомпонентного покрытия Al—Zn имеет одинаковое значение и составляет  $2,2 \cdot 10^{-15}$  кг/(м² · год) (табл. 5). После термической обработки двухкомпонентного покрытия скорость коррозии имеет нулевое значение.

Таблица 5

| Результаты испытания на коррозию                                            |          |      |         |                   |
|-----------------------------------------------------------------------------|----------|------|---------|-------------------|
| Скорость коррозии $\times 10^{-15}$ , кг/(м²·год)                           |          |      |         |                   |
| Сталь 20                                                                    | Покрытие |      |         |                   |
|                                                                             | Zn*      | Al   | Al + Zn | Al + Zn после T/O |
| 27,3                                                                        | 0,6      | 2,2  | 2,2     | 0                 |
| Повышение сопротивления коррозии по сравнению с незащищенной сталью 20, раз |          |      |         |                   |
| —                                                                           | 45,5     | 12,4 | 12,4    | —                 |
| * Результаты представлены в работе [6].                                     |          |      |         |                   |

Можно предположить влияние термической обработки покрытия Al—Zn на повышение сопротивления коррозионной среде за счет формирования на границе покрытие — подложка тонкого слоя (пленки) из цинка и "закрытия" открытых пор. Металлографический анализ покрытия до и после термической обработки образцов после испытания на коррозию не показал существенных отличий в

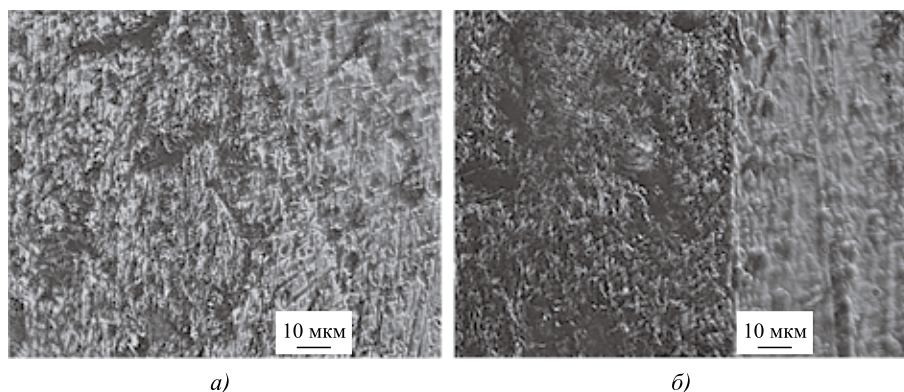


Рис. 5. Подложка с покрытием Al—Zn до (а) и после (б) термической обработки

структуре и переходной зоне покрытие — подложка (рис. 5). Для выявления отличительных особенностей необходимо использовать специальные методы травления структуры и методику оценки открытой пористости.

### Выводы

1. Твердость покрытия из алюминия зависит от температуры и времени напыления. При напылении в области низкой температуры она достигает 1000 МПа, а при 540 °С уменьшается до 720 МПа. Это незначительное различие в твердости обусловлено процессами возврата, проходящими во всем диапазоне температур напыления из-за низкой температуры рекристаллизации алюминия.

2. Твердость двухкомпонентного покрытия алюминий — цинк составляет  $\approx 1000$  МПа при низкой температуре напыления. При увеличении температуры и, особенно, времени напыления твердость снижается незначительно (до  $\approx 900$  МПа), что связано с изменением стехиометрического состава компонентов покрытия.

3. Повышение температуры напыления сопровождается значительным уменьшением содержания металла с низким удельным весом (алюминий — 41,8 и 18,5 % мас.) в покрытии и возрастанием доли металла с большим удельным весом (цинк — 38,7 и 61,5 % мас.), что обусловлено изменением скорости частиц металлов.

4. Термическая обработка двухкомпонентного покрытия приводит к резкому увеличению микродеформаций у алюминия (с  $26,0 \cdot 10^{-4}$  до  $60,8 \cdot 10^{-4}$  м), что обусловлено процессами диффузии и изменением параметра кристаллической решетки.

5. Сопротивление коррозии двухкомпонентного покрытия определяется коррозионными свойствами

металла, имеющего более низкое сопротивление коррозии.

6. Термическая обработка двухкомпонентного покрытия Al—Zn при температуре 480 °С в течение 600 с приводит к изменениям в структуре, позволяющим снизить скорость коррозии практически до нуля.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Холодное** газодинамическое напыление. Теория и практика / А.П. Алхимов и др. М.: Физматлит, 2010. 536 с.
2. **Димет**. Применение технологии и оборудования. [Электронный ресурс]. Режим доступа: <http://www.dimet-r.narod.ru/> (Дата обращения 14.10.2014).
3. **ГОСТ 2999—75**. Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу.
4. **Pecharsky V.K. & Zavalij P.Y.** Fundamentals of powder diffraction and structural characterization of materials. Kluwer academic publishers Boston/Dordrecht/London. 2003. 713 p.
5. **Cheary R. & Coelho A.** A fundamental parameters approach to X-ray line-profile fitting // J. App. Cryst. 25 (1992). P. 109—121.
6. **Коррозионные** свойства покрытий, нанесенных газодинамическим напылением / В.Е. Архипов, А.А. Дубравина, А.Ф. Лондарский и др. // Коррозия: материалы, защита. 2014. № 4. С. 33—38.
7. **Структура** и свойства покрытий, нанесенных газодинамическим напылением / В.Е. Архипов, А.А. Дубравина, Л.И. Куксенова и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 4. С. 18—24.
8. **Технологические** особенности газодинамического нанесения покрытий / В.Е. Архипов, А.Ф. Лондарский, Г.В. Москвитин и др. // Вестник машиностроения. 2015. № 8. С. 12—19.