



УДК 621.793

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2026-2-16-27>

Научная статья  
Research article



## Влияние термической обработки на процесс модифицирования медно-цинкового покрытия, нанесенного газодинамическим напылением

В. Е. Архипов, М. С. Пугачев , Г. В. Москвитин

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук  
Россия, 101000, г. Москва, Малый Харитоньевский пер., 4

 [pugachevmax@mail.ru](mailto:pugachevmax@mail.ru)

**Аннотация.** Приведены результаты исследования влияния температуры и продолжительности ступенчатой термической обработки (ТО) на модификацию медно-цинкового покрытия типа «латуни», нанесенного методом холодного газодинамического напыления, с фазовым составом на основе меди, твердого раствора электронного типа на базе  $\text{Cu}_5\text{Zn}_8$  ( $\gamma$ -фазы) и неупорядоченного твердого раствора на базе  $\text{CuZn}_3$  ( $\varepsilon$ -фазы) с их содержанием 35,6, 41,3 и 14,6 мас. % соответственно. Процесс ТО ( $t = 430$  °С,  $\tau = 10$  мин) сопровождается структурно-фазовыми превращениями до состава на основе двух твердых растворов цинка в меди (содержание меди 94,9 и 59,8 ат. %) и твердого раствора электронного типа на базе  $\text{CuZn}$  ( $\beta'$ -фазы), составляющих 8,6, 44,1 и 34,6 мас. %. Повышение температуры на 100 °С в течение 20 мин до 530 °С ( $V \approx 5$  °С/мин) приводит к формированию структуры покрытия на основе твердого раствора цинка в меди (доля меди 60,2 ат. %) и твердого раствора электронного типа на базе  $\text{CuZn}$  ( $\beta'$ -фазы) в соотношении 84,7 и 10,4 мас. % соответственно, что по химическому и фазовому составам соответствует двойной латуни типа Л59. При увеличении общей продолжительности выдержки в печи до максимальной (60 мин) содержание меди в  $\alpha$ -фазе повышается до 62,8 ат. %, что связано с изменением химического состава покрытия ( $Zn = 39,9$  ат. %  $\rightarrow$  38,2 ат. %), и покрытие по химическому и фазовому составам соответствует двойной латуни типа Л63. В ходе ТО в течение 40 и 50 мин происходит формирование покрытия с составом «двойной латуни» на основе  $\alpha$ -фазы ( $\text{Cu} = 61,1$  ат. %) и  $\gamma$ -фазы, а также твердого раствора цинка в меди ( $\text{Cu} = 65,9$  ат. %) и неупорядоченного твердого раствора на базе  $\text{CuZn}_3$ , что обусловлено нарушением термодинамического равновесия между фазовым и химическим составами и изменением характера процесса диффузии. Ступенчатая ТО позволяет существенно (до 6 раз) сократить время модификации медно-цинкового покрытия типа «латуни» до двойной латуни типа Л59.

**Ключевые слова:** медно-цинковые покрытия, латуни, фазовый состав, газодинамическое напыление, термическая обработка, диффузия, микродеформации, параметры решетки

**Благодарности:** Работа выполнена за счет средств госзадания (тема FFGU-2024-0020).

**Для цитирования:** Архипов В.Е., Пугачев М.С., Москвитин Г.В. Влияние термической обработки на процесс модифицирования медно-цинкового покрытия, нанесенного газодинамическим напылением. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2026;20(2):16–27. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2026-2-16-27>

# Effect of heat treatment on the modification of copper-zinc coating deposited by gas-dynamic spraying

V. E. Arkhipov, M. S. Pugachev<sup>✉</sup>, G. V. Moskvitin

Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences  
4 Mal'yi Khariton'evskii Pereulok, Moscow 101000, Russia

✉ pugachevmax@mail.ru

**Abstract.** The article presents the results of studying the effect of temperature and duration of stepwise heat treatment on the modification of a copper-zinc coating of the “brass” type, applied by cold gas-dynamic spraying with a phase composition based on copper, a solid solution of the electron type based on  $\text{Cu}_5\text{Zn}_8$  ( $\gamma$ -phase) and a disordered solid solution based on  $\text{CuZn}_3$  ( $\varepsilon$ -phase) with a mass fraction of 35.6, 41.3 and 14.6 wt. %, respectively. Heat treatment at a temperature of 430 °C for 10 min is accompanied by structural and phase transformations to a composition based on two solid solutions of zinc in copper with a copper content of 94.9 and 59.8 at. % and a solid solution of the electron type based on  $\text{CuZn}$  ( $\beta'$ -phase) with a mass fraction of 8.6, 44.1 and 34.6 wt. %. An increase in temperature by 100 °C for 20 min to 530 °C ( $V \approx 5$  °C/min) leads to the formation of a coating structure based on a solid solution of zinc in copper with a copper content of 60.2 at. % and a solid solution of the electron type based on  $\text{CuZn}$  ( $\beta'$ -phase) with a mass fraction of 84.7 and 10.4 wt. %, respectively, which in terms of chemical and phase composition corresponds to double brass type CW509L. An increase in the total holding time in the furnace to the maximum of 60 min leads to an increase in the copper content in the  $\alpha$ -phase to 62.8 at. %, which is associated with a change in the chemical composition of the coating ( $\text{Zn} = 39.9$  at. %  $\rightarrow$  38.2 at. %) and the coating in terms of chemical and phase composition corresponds to double brass type CW508L. Heat treatment for 40 and 50 min is accompanied by the formation of a coating with the composition of “double brass” based on the  $\alpha$ -phase with a copper content of 61.1 at. % and  $\gamma$ -phase and a solid solution of zinc in copper with a copper content of 65.9 at. % and a disordered solid solution based on  $\text{CuZn}_3$ , which is due to the violation of the thermodynamic equilibrium between the phase and chemical composition and a change in the nature of the diffusion process. Stepwise heat treatment allows to significantly – up to 6 times reduce the time of modification of the copper-zinc coating of the “brass” type to double brass of the CW509L type.

**Keywords:** copper-zinc coatings, brass, phase composition, gas-dynamic spraying, heat treatment, diffusion, microstrain, lattice parameters

**Acknowledgements:** This work was carried out within the framework of state assignment (No. FFGU-2024-0020).

**For citation:** Arkhipov V.E., Pugachev M.S., Moskvitin G.V. Effect of heat treatment on the modification of copper-zinc coating deposited by gas-dynamic spraying. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2026;20(2):16–27.  
<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2026-2-16-27>

## Введение

Ресурс деталей, узлов, изделий существенно зависит от сопротивления разрушению металла при ударных воздействиях или приложении знакопеременных нагрузок (усталость), а также способности сохранять целостность поверхности (износ, питтинг) при контактном воздействии сопряженной поверхности в узлах трения скольжения [1]. Для повышения долговечности изделия в качестве основы обычно используют железоуглеродистые сплавы с последующей объемной или поверхностной термической или химико-термической обработкой. Улучшение свойств поверхности и, как следствие, повышение ее сопротивления износу могут достигаться за счет изменения ее структуры и фазового состава (например, при насыщении азотом в результате процесса азотирования и/или нанесения покрытий) с помощью разнообразных приемов, основанных на физических, химических и физико-

химических методах осаждения и модифицирования [2]. Наиболее экономичными и перспективными способами улучшения состояния поверхности являются те, при использовании которых не изменяются физико-механические свойства подложки, что позволяет избежать дополнительных механической и термической обработок, и к таким методам следует отнести низкотемпературное газодинамическое напыление, при котором разогрев подложки не превышает 160 °C [3–5].

Принцип газодинамического напыления основан на использовании энергии потока газа (воздуха), имеющего скорость истечения из аэродинамического сопла больше скорости звука, в который вводятся порошки чистых металлов или их механические смеси с разными оксидами для повышения плотности наносимого слоя металла и увеличения качества сцепления с поверхностью (адгезии), а также улучшения когезионной прочности металла покрытия (когезии) [6–8]. Этот метод позволяет наносить

покрытия разной функциональной принадлежности на незначительные участки поверхности изделия.

Для изготовления подшипников трения скольжения используются разнообразные металлические и неметаллические материалы, металлы и сплавы, в частности медь, латуни и бронзы [9; 10]. В российских и зарубежных научных центрах проводятся работы по газодинамическому нанесению покрытий триботехнического назначения на основе частиц латуней разных марок и механической смеси частиц меди, а также меди и цинка с химическими соединениями, например оксидом алюминия, с предварительной или последующей термической обработкой (ТО) [3; 4; 8].

Результаты исследования покрытий, нанесенных холодным газодинамическим напылением с применением механической смеси частиц меди, цинка и оксида алюминия (корунда) при использовании температуры потока газа в диапазоне 270–540 °С, показывают наличие структурно-фазовых превращений за счет диффузии меди в частицу цинка, в результате которой содержание меди изменяется от 100 до 6–8 ат. %, что сопровождается формированием фаз, присущих латуням, от твердого раствора цинка в меди ( $\alpha$ -фаза) до твердого раствора меди в цинке ( $\eta$ -фаза), в результате чего формируется микроградиентная по свойствам структура (рис. 1) [11].

Проведенные исследования позволили выявить влияние на последовательность и полноту структурно-фазовых превращений деформации и дробления металлов с учетом изменения механических свойств компонентов покрытия при нагреве [11]. При низкой (270 °С) и средней (360 °С) температурах потока газа на общий процесс диффузии основное влияние оказывает межграницная диффузия за счет измельчения структуры, когда размер областей когерентного рассеяния (ОКР) составляет 20–30 нм. С повышением температуры напыления до 450 °С и выше основной вклад в процесс структурно-фазовых превращений вносит диффузия по вакансионному механизму, что существенно влияет на скорость

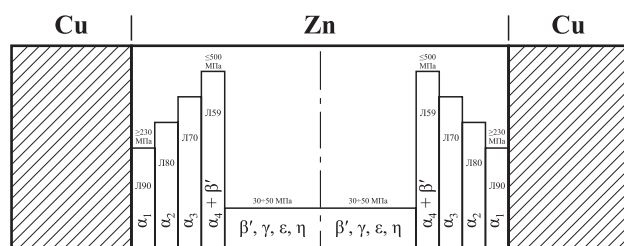


Рис. 1. Принципиальная схема

изменения механических свойств по телу частицы цинка в зависимости от содержания компонентов

Fig. 1. Schematic diagram showing changes in the mechanical properties of zinc particle depending on component content

диффузии, коэффициент диффузии при этом составляет  $D_m = 0,56 \cdot 10^{-12} \text{ м}^2/\text{с}$  [11].

Испытания медно-цинкового покрытия, нанесенного при  $t = 450 \text{ °С}$ , в смазочной среде индустриального масла И-20А в паре с контртелом из стали ШХ15, термически обработанной до твердости 58–62 HRC, показали высокие триботехнические характеристики покрытия и выявили низкую интенсивность изнашивания пары трения (вплоть до эффекта безызносности) при повышении нагрузки до 30 МПа при сохранении качества поверхности покрытия и контртела [12].

Результаты сравнительных испытаний покрытий на основе механической смеси частиц меди и корунда, а также меди, цинка и корунда (типа «латуни»), нанесенных на подложку из стали 40Х при  $t = 450 \text{ °С}$ , в паре с образцом из коррозионно-стойкой стали ЭП302М в условиях сухого трения при комнатной температуре показали, что износ медно-цинкового покрытия до 4 раз меньше, чем покрытия из меди, износ которого сопоставим с износом стали ШХ15 после азотирования в тлеющем разряде при близких условиях испытания. При этом интенсивность изнашивания контртела в паре с покрытием типа «латуни» выявить методом взвешивания не удалось, что, безусловно, свидетельствует о перспективности использования медно-цинковых покрытий типа «латуни», нанесенных газодинамическим напылением, в парах трения скольжения.

Полученные предварительные результаты испытания медно-цинковых покрытий типа «латуни» в смазочной среде и условиях сухого трения, а также особенности формирования структуры многокомпонентных микро- и макроградиентных по свойствам и фазовому составу покрытий, нанесенных газодинамическим напылением механической смеси частиц меди, цинка и корунда, дают основание отнести формируемые медно-цинковые покрытия к новым материалам триботехнического назначения, которые могут найти широкое применение для поверхностей подшипников трения скольжения с целью повышения ресурса ответственных узлов машин, механизмов и оборудования.

Исследования влияния термической обработки медно-цинкового покрытия, нанесенного при температуре потока воздуха 450 °С, в печи при  $t = 420 \div 430 \text{ °С}$  с выдержкой в интервале 3–180 мин на процесс модификации позволили выявить последовательность структурно-фазовых превращений до формирования покрытия латуни, которое после максимальной выдержки соответствует двойной латуни типа Л63 [13]. Исследования когезионной прочности нанесенного слоя металла покрытия, подвергнутого ТО, при испытании на разрыв методом кольцевого отрыва показали, что когезионная прочность суще-

ственно повышается и, с увеличением доли твердого раствора цинка в меди выше 70 мас. %, составляет 95 МПа по сравнению с исходной (78 МПа). Так как подшипники трения скольжения при эксплуатации испытывают нагрузки, распределенные по нормали и касательной к поверхности, что может привести к разрушению подшипника, то изучение влияния ТО на структурные и фазовые превращения в медно-цинковом покрытии является актуальной научной и практической задачей для повышения ресурса изделий.

Целью данной работы являлось исследование влияния режимов ступенчатой термической обработки (температуры и времени) на структурно-фазовые превращения медно-цинкового покрытия типа «латуни», нанесенного при  $t = 450\text{ }^\circ\text{C}$  с использованием механической смеси частиц меди, цинка и оксида алюминия, с оценкой характера и последовательности проходящих промежуточных и конечных превращений до получения покрытия латуни.

## Материалы, методики, оборудование

Покрытие напылялось с использованием газодинамической установки ДИМЕТ-404 при температуре потока воздуха  $450\text{ }^\circ\text{C}$  и скорости перемещения сопла распылителя относительно поверхности образца  $10\text{ мм/с}$  при расстоянии от среза сопла до поверхности  $10\text{ мм}$  [11; 14]. Напыление проводилось одновременно на 6 образцах, изготовленных из стали 40Х, толщиной  $3\text{ мм}$  и размером  $15 \times 15\text{ мм}$  при смещении сопла распылителя на  $3\text{ мм}$  от ранее нанесенного слоя металла до нанесения покрытия на всю поверхность с последующим повторением нанесения слоев друг на друга до 5 раз (5 циклов напыления) для получения покрытия необходимого химического состава с содержанием цинка порядка 40 ат. % [14]. При нанесении покрытия применялась механическая смесь частиц меди, цинка и оксида алюминия ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) в состоянии поставки марки С-01-11 (соотношение ингредиентов  $\text{Cu}:\text{Zn}:\text{Al}_2\text{O}_3 = 35:35:30$  (мас. %)), изготовленная в Обнинском центре порошкового напыления [15].

Образцы с нанесенным покрытием в количестве 5 шт. закладывались в печь при температуре  $430\text{ }^\circ\text{C}$ , и после выдержки в течение 10 мин один из них вынимался, а остальные нагревались до  $530\text{ }^\circ\text{C}$  в течение  $\approx 20$  мин, после чего еще один образец извлекался из печи. Остальные образцы находились в печи при  $t = 530\text{ }^\circ\text{C}$  в течение, соответственно, 10, 20 и 30 мин. Последующим металлофизическим исследованиям, таким образом, подвергались образцы, выдержанные в печи 10, 30, 40, 50 и 60 мин.

Фазовый состав покрытий системы Cu–Zn исследовался на многофункциональном рентгеновском

дифрактометре «Ultima IV» (Rigaku Corporation, Япония) с использованием  $\text{CuK}_\alpha$ -излучения и параллельного пучка. Для формирования параллельного пучка применялась рентгеновская оптика в виде многослойного параболического зеркала. Дифрактограммы снимались в симметричном режиме, диапазон сканирования  $2\theta = 20 \div 120^\circ$ , шаг –  $0,05^\circ$ , скорость детектора –  $3\text{ град/мин}$ .

Анализ дифрактограмм осуществляется на основе программного продукта PDXL (Rigaku) с помощью базы данных PDF-2. Количественный анализ проводился с использованием метода Ритвелда, реализованного в пакете программ PDXL (Rigaku).

Анализ уширения дифракционных линий с целью определения параметров тонкой кристаллической структуры (размер блоков, микродеформации) выполнялся с применением программного продукта PDXL (Rigaku) методом Ритвелда. Учет инструментального уширения производился с помощью съемки эталона – гексаборида лантана ( $\text{LaB}_6$ ), не обладающего физическим уширением.

Рентгенофлуоресцентный анализ осуществлялся на спектрометре «Rigaku Primus II» (Япония) с использованием в качестве источника рентгеновского излучения рентгеновской трубки с Rh-анодом, в вакууме и диапазоне элементов от Ca до U. Количественный анализ проводился после записи и расшифровки экспериментальных спектров от исследуемых образцов с помощью специального программного обеспечения ZSX фирмы «Rigaku» методом фундаментальных параметров SQX (без использования эталонных образцов).

## Результаты исследования

Рентгенофлуоресцентный анализ покрытия в исходном состоянии показал наличие цинка в количестве 39,9 мас. %, которое после выдержки в печи в течение 60 мин незначительно снижается на 1,7 мас. % до 38,2 мас. %, что, по-видимому, обусловлено выделением-выпариванием цинка из покрытия в атмосферу печи (табл. 1). Содержание остальных элементов в составе покрытия, имеющих высокую температуру плавления, остается без изменения. Таким образом, термическая обработка медно-цинкового покрытия с таким содержанием

Таблица 1. Химический состав покрытия  
Table 1. Chemical composition of the coating

Время выдержки в печи, мин	Содержание, мас. %				
	Cu	Zn	Fe	Ti	Cr
0	59,60	39,90	0,189	0,212	0,07
60	61,40	38,20	0,186	0,157	0,07

цинка и меди должна модифицировать его до двойной латуни марок типа Л63.

Рентгеноструктурным фазовым анализом была выявлена фаза с ГЦК-решеткой и периодом  $a = 0,3615$  нм в количестве 35,6 мас. %, что, исходя из состава механической смеси частиц, соответствует меди (табл. 2, 3) [16; 17]. Она формируется при наличии остаточных микродеформаций величиной 0,169 %, что в целом совпадает с ранее полученными результатами при нанесении медно-цинковых покрытий по аналогичным режимам [14]. Формирование микродеформаций и напряжений в меди происходит в результате соударения металла с подложкой и твердыми частицами корунда с последующей их релаксацией при нагреве наносимого слоя металла за счет кооперированного смещения атомов меди в частицу цинка и образованием фаз, присущих латуням, в модифицированной частице цинка [18; 19].

Кроме того, в покрытии присутствуют твердый раствор электронного типа на базе  $Cu_5Zn_8$  ( $\gamma$ -фаза) в количестве 41,3 мас. % и неупорядоченный твердый раствор меди в цинке на базе  $CuZn_3$  ( $\epsilon$ -фаза) содержанием 14,6 мас. % (табл. 2, 3). У  $\gamma$ -фазы, которая

имеет простую кубическую решетку, период составляет  $a = 0,8894$  нм, что несколько выше, чем у данной фазы в латунях (0,8888 нм) [10; 17]. Это может быть обусловлено наличием внедренных примесных атомов из-за высокой скорости диффузии при формировании фазы, что, кстати, сопровождается достаточно существенной массовой долей фазы, а также полным отсутствием в составе покрытия чистого цинка.

Как показывают исследования покрытий, нанесенных газодинамическим напылением механической смеси частиц меди, цинка и корунда при разных технологических параметрах напыления, формирование и массовая доля  $\gamma$ - и  $\beta'$ -фаз в покрытии существенно зависят от температуры и продолжительности напыления, а неупорядоченный твердый раствор ( $\epsilon$ -фаза) наблюдается всегда в диапазоне температур 270–540 °С при количестве циклов напыления от 2 до 5 с увеличением количества этой фазы при повышении температуры напыления. В указанном диапазоне режимов напыления эта фаза, которая, как и цинк, имеет ГПУ-решетку, формируется с отношением периодов решетки  $c/a = 1,56$ , что соответствует результатам, приведенным для латуней ( $c/a = 1,57$ ),

Таблица 2. Фазовый состав медно-цинкового покрытия после напыления и термической обработки при  $t = 430\div 530$  °С

Table 2. Phase composition of the copper-zinc coating after spraying and heat treatment at  $t = 430\div 530$  °С

Время выдержки в печи, мин	Содержание, мас. %								
	Cu	$\alpha_1$ -тв. р-р	$\alpha_2$ -тв. р-р	$CuZn_3$ ( $\epsilon$ )	$Cu_5Zn_8$ ( $\gamma$ )	$CuZn$ ( $\beta'$ )	$\alpha_3$ -тв. р-р	ZnO	$Al_2O_3$
0	35,6	–	–	14,6	41,3	–	–	3,7	4,8
10	8,6	44,1	–	–	–	34,6	–	6,9	5,8
30	–	79,4	–	–	–	10,4	–	4,9	5,3
40	–	73,8	–	–	12,9	–	–	7,4	5,9
50	–	–	85,9	2,8	–	–	–	8,7	2,6
60	–	–	–	–	–	0,2	87,7	6,4	5,7

Таблица 3. Параметры кристаллической решетки основных фаз покрытия после термической обработки при  $t = 430\div 530$  °С

Table 3. Crystal lattice parameters of the main coating phases after heat treatment at  $t = 430\div 530$  °С

Время выдержки в печи, мин	Период решетки ( $a$ ), нм							
	Cu	$\alpha_1$ -тв. р-р	$\alpha_2$ -тв. р-р	$\alpha_3$ -тв. р-р	$CuZn_3$ ( $\epsilon$ )	$Cu_5Zn_8$ ( $\gamma$ )	$CuZn$ ( $\beta'$ )	$\alpha_4$ -тв. р-р
0	0,3615	–	–	–	0,2750 / 0,4290	0,8894	–	–
10	–	0,3624 (94,9)	0,3705 (60)	–	–	–	0,2950	–
30	–	–	0,3704	–	–	–	0,2955	–
40	–	–	0,3702 (61)	–	–	0,8867	–	–
50	–	–	–	0,3691 (66)	0,2757 / 0,4338	–	–	–
60	–	–	–	–	–	–	0,3187	0,3698 (63)

Примечание. В скобках указано содержание меди (ат. %) в твердом растворе цинка в меди.

и только в случае температуры потока газа 270 °С имеет увеличенное отношение  $c/a$  до 1,62, что обусловлено деформацией металлов в холодном состоянии [11; 14]. В нанесенном покрытии  $\epsilon$ -фаза имеет отношение  $c/a = 1,56$ , что полностью соответствует ранее полученным результатам ( $c/a = 1,56$ ), и массовую долю 14,6 % (табл. 2, 3) [10; 14]. Кроме того, в покрытии фиксируются оксид цинка и оксид алюминия (корунд) в количестве 3,7 и 4,8 мас. % соответственно (табл. 2).

Выдержка образцов в печи в течение 10 мин сопровождается значительным изменением фазового состава покрытия в результате процессов диффузии цинка и взаимодиффузии компонентов с формированием двух фаз с ГЦК-решеткой ( $a = 0,3624$  и  $0,3705$  нм) (табл. 2 и 3). Оценка содержания компонентов в зависимости от величины периода решетки показывает, что в покрытии формируются твердые растворы цинка в меди с содержанием меди  $\alpha_1 \approx 94,9$  ат. % (8,6 мас. %) (красная латунь) и  $\alpha_2 \approx 59,8$  ат. % (44,1 мас. %) (желтая латунь) (табл. 2 и 3) [10; 17]. Микродеформации в твердых растворах существенны и составляют 0,42 % (для  $\alpha_1$ ) и 0,30 % (для  $\alpha_2$ ), причем их большая величина у первого твердого раствора может быть обусловлена значительным отличием содержания цинка в нем от равновесного состояния.

Непродолжительная ТО сопровождается формированием новой фазы – твердого раствора электронного типа на базе  $\text{CuZn}$  ( $\beta'$ -фаза) в количестве 34,6 мас. %, которая более обогащена медью, чем  $\gamma$ - и  $\epsilon$ -фазы. Период ОЦК-решетки  $\beta'$ -фазы составляет  $a = 0,2952$  нм и значительно отличается от периода, приводимого для этой фазы в сплавах меди и цинка (0,2900 нм), что можно интерпретировать наличием внедренных в фазу примесных атомов и формированием неупорядоченного раствора (табл. 3) [10; 20]. Полученное покрытие в соответствии с фазовым составом можно отнести к двойным латуням на основе  $\alpha + \beta'$ -фаз при наличии двух твердых растворов цинка в меди.

На формирование твердых растворов цинка в меди со столь значительным отличием содержания меди в них окажет влияние существенный градиент содержания компонентов в модифицированных частицах цинка при наличии твердых растворов на базе  $\text{Cu}_5\text{Zn}_8$  и  $\text{CuZn}_3$ , отличающихся параметрами решеток и содержанием металлов. Кроме того, анализ фазового состава покрытий, нанесенных при одинаковых параметрах напыления механической смеси частиц меди, цинка и оксида алюминия (корунда), позволяет сделать вывод о существенном влиянии на процесс диффузии и модификацию структуры характера размещения частиц металлов в покрытии относительно друг друга [14].

Для рассмотрения процессов диффузии и интерпретации результатов структурно-фазовых превращений необходимо учитывать некоторые особенности влияния параметров напыления на модификацию частиц цинка. Результаты рентгено-спектрального анализа показывают, что при напылении с низкой температурой потока газа (270 °С) наблюдается скачкообразное, через прохождение резких максимумов, изменение содержания меди в частице цинка, что обусловлено преимущественным влиянием на структурно-фазовые превращения межграницной диффузии при дроблении частиц цинка на фрагменты с размерами областей когерентного рассеяния 20–30 мкм. При температуре потока газа, превышающей температуру плавления цинка (450 °С), диффузия меди протекает равномерно по всему объему частицы за счет вакансионного механизма диффузии, невзирая на то, что при незначительной продолжительности напыления (2 цикла) и отсутствии существенного разогрева нанесенного слоя покрытия также происходит дробление частиц металлов и размер ОКР цинка не превышает 30 нм (рис. 2) [11].

Изменения в структуре металлов и превращения в твердой фазе сопровождаются формированием микродеформаций и напряжений, которые могут способствовать диффузии и последующим структурно-фазовым превращениям [18; 19]. Вопрос влияния неравновесных искажений и напряжений, обусловленных, например, действием внешней, в том числе ударной, нагрузки или фазовыми превращениями, а также неоднородным распределением компонентов сплава на процесс диффузии в металлах и сплавах детально рассмотрен С.Т. Конобеевским [19]. Хотя на процесс диффузии оказывают влияние много факторов, например таких, как состояние и строение структуры, но исследователи при анализе этого процесса в основном принимают во внимание влияние градиента концентрации, упругой деформации и температуры, и уравнение диффузии в общем виде выглядит следующим образом:

$$\frac{dq}{d\tau} = D_c \frac{\partial c}{\partial x} + D_\epsilon \frac{\partial \epsilon}{\partial x} + D_t \frac{\partial t}{\partial x}, \quad (1)$$

где  $c$  – концентрация;  $\epsilon$  – деформация;  $\tau$  – время;  $t$  – температура;  $D_c$ ,  $D_\epsilon$ ,  $D_t$  – коэффициенты диффузии, обусловленные наличием, соответственно, градиентов концентрации, напряжений и температуры.

При термической обработке в печи с выдержкой 10 мин влияние градиента температуры на процесс диффузии и структурно-фазовые превращения можно исключить, и коэффициент диффузии, обусловленный наличием градиента температуры ( $D_t$ ), следует считать равным нулю.

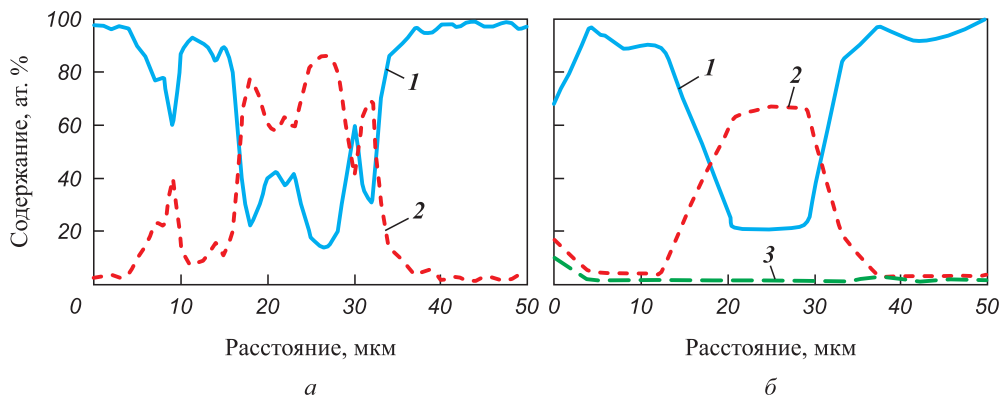


Рис. 2. Изменение содержания металлов по частице цинка в покрытии, нанесенном при температуре 270 °С (а) и 450 °С (б)

1 – медь, 2 – цинк, 3 – алюминий

Fig. 2. Change in copper content in zinc particle in the coating deposited at 270 °C (a) and 450 °C (б)

1 – copper, 2 – zinc, 3 – aluminum

Возможность влияния микродеформаций и напряжений ( $D_\epsilon$ ), сформировавшихся за счет превращений, проходящих в твердой фазе, на процесс диффузии (взаимодиффузии) исключать нельзя, поскольку в микрообъемах частиц цинка присутствуют структурные составляющие, существенно отличающиеся строением решеток и концентрацией компонентов (рис. 3) [10; 19; 20].

На рис. 3 представлены результаты количественного рентгеноспектрального анализа содержания меди в покрытиях, нанесенных при  $t = 270 \div 360$  °С (3 цикла напыления) и 450 °С (2 цикла напыления), т.е. при меньшем времени воздействия потока частиц и нагретого воздуха, по точкам инициирования спектров возбуждения, находящихся на расстоянии 3 мм, из-за чего при низкой температуре не наблюдается

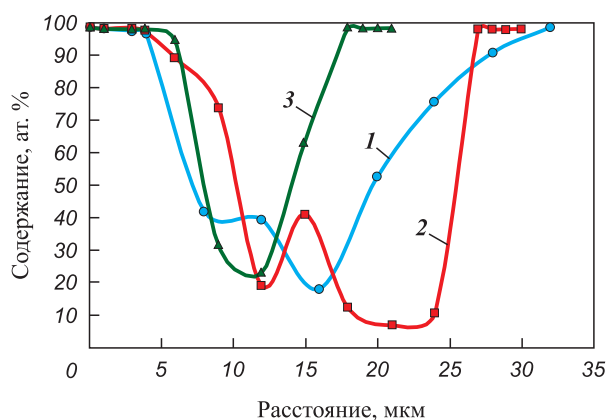


Рис. 3. Изменение содержания меди по частице цинка в медно-цинковых покрытиях, нанесенных при различных температурах

$t$ , °С: 1 – 270, 2 – 360, 3 – 450

Fig. 3. Change in copper content in zinc particle in the copper-zinc coating deposited at different temperatures  $t$ , °С: 1 – 270, 2 – 360, 3 – 450

значительных и резких изменений содержания металлов (см. рис. 2).

Фазы, имеющие большее содержание меди, как правило, формируются ближе к границе частиц меди и цинка, если не наблюдается встречная диффузия, когда в середине частицы цинка содержание меди увеличивается до области существования  $\gamma$ -фазы после области с содержанием компонентов, соответствующем образованию  $\epsilon$ -фазы (рис. 3, кр. 2) [10; 11].

В нашем случае в модифицированной частице цинка на основе  $\gamma$ - и  $\epsilon$ - фаз, имеющих простую кубическую и ГПУ-решетку, формируется  $\beta'$ -фаза с ОЦК-решеткой, что обуславливает возможность влияния напряжений на структурно-фазовые превращения в твердой фазе при изменении типа решетки и концентрации компонентов в микрообъемах модифицированной частицы цинка [18–20].

В покрытии присутствует  $\epsilon$ -фаза, которая в соответствии с диаграммой состояния Cu–Zn формируется в области содержания цинка от 64 до 83 ат. %, если учитывать двойную область  $\gamma + \epsilon$ -фаз (в данном покрытии они обе присутствуют). В таком случае в модифицированной частице цинка существует существенный градиент по содержанию меди (как, собственно, и цинка), который составляет  $\approx 83$  ат. %, что, безусловно, будет влиять на процесс диффузии и взаимодиффузии компонентов ( $D_c$ ).

При проведении различных исследований формирования медно-цинковых сплавов показано, что коэффициент диффузии цинка в меди значительно больше, чем меди в цинке, и отношение коэффициента диффузии цинка к коэффициенту диффузии меди ( $D_{Zn} : D_{Cu}$ ) иногда достигает аномального значения 80:1, что в нашем случае должно предопределять именно диффузию цинка в медь при термической обработке в печи [21].

В таком случае диффузия цинка будет сопровождаться уменьшением содержания его в центре частицы цинка до величины, которая соответствует области существования твердого раствора электронного типа на базе CuZn (45–50 ат. % Zn и 50–55 ат. % Cu) или области 39–50 ат. % Zn (50–61 ат. % Cu) с учетом наличия двойной области  $\alpha + \beta'$ -фаз (см. рис. 2). Диффузия цинка в частицы меди способствует формированию твердого раствора цинка в меди с существенным содержанием цинка ( $\alpha_2$  – 40,2 ат. % Zn, 59,8 ат. % Cu) рядом с  $\beta'$ -фазой и в частице меди, прилегающей к частице цинка. В частицах меди по мере удаления их от источника диффузии атомов цинка формируется твердый раствор цинка в меди с низким содержанием цинка ( $\alpha_1$  – 94,9 ат. % Cu).

Следует отметить, что ранее проведенные исследования влияния времени выдержки в диапазоне 3–180 мин при  $t = 420 \div 430$  °C на модификацию медно-цинкового покрытия показали, что процесс структурно-фазовых превращений проходит за счет диффузии меди при минимальном времени ТО, что связано с наличием остаточных микродеформаций и их влиянием на процесс структурно-фазовых превращений, и только при  $\tau = 10$  мин перестройка структуры осуществляется за счет диффузии цинка [13].

В целом можно отметить, что ТО продолжительностью 10 мин сопровождается формированием двухфазной латуни на основе твердого раствора цинка с разным содержанием цинка в меди (~5 и 40 ат. %) и твердого раствора электронного типа на базе CuZn ( $\beta'$ -фаза).

Повышение температуры на 100 °C до 530 °C в течение  $\approx 20$  мин сопровождается формированием структуры, где присутствует только один твердый раствор цинка в меди ( $\alpha_2$ ) с периодом  $a = 0,3704$  нм в количестве 84,7 мас. %, если не учитывать содержание оксида алюминия (табл. 2 и 3). Содержание меди в твердом растворе остается практически без изменения ( $\approx 60$  ат. %), как и величина микродеформаций ( $\approx 0,30$  %). Кроме того, в медно-цинковом покрытии наблюдается твердый раствор электронного типа на базе CuZn ( $\beta'$ -фаза), доля которого существенно уменьшается с 34,6 до 10,4 мас. %, что более соответствует химическому составу нанесенного слоя металла, и покрытие типа «латуни» становится близким по химическому и фазовому составам к двойной латуни типа Л59 [10]. Продолжение ТО, по существу, способствует приведению фазового состава покрытия в соответствие химическому составу нанесенного слоя металлов. Таким образом, ступенчатая ТО медно-цинкового покрытия типа «латуни», нанесенного газодинамическим напылением смеси частиц меди, цинка и корунда, включающая режим  $t = 430$  °C,  $\tau = 10$  мин и последующий

нагрев на 100 °C до 530 °C в течение 20 мин, сопровождается его модификацией до покрытия латуни типа Л59.

Продолжение термической обработки ( $\tau = 40$  мин) приводит к незначительному изменению периода решетки твердого раствора цинка в меди до  $a = 0,3702$  нм, что соответствует содержанию меди в количестве 61 ат. % при существенном снижении массовой доли с 79,4 до 73,8 % (табл. 2 и 3). Величина микродеформаций твердого раствора цинка в меди ( $\alpha_2$ ) незначительно увеличивается с 0,3 до 0,38 %, что может быть обусловлено изменением содержания компонентов в структуре твердого раствора. Кроме того, фазовый анализ выявил наличие твердого раствора электронного типа на базе  $Cu_5Zn_8$  ( $\gamma$ -фаза) в количестве 12,9 мас. %, в котором существенно меньше содержание меди. Период решетки  $\gamma$ -фазы (0,8867 нм) значительно меньше параметра, который был у этого соединения в исходном составе покрытия (0,8894 нм) и приводится для этой фазы в латунях (0,8888 нм), что можно интерпретировать как наличие дефектов-вакансий [10; 20]. В соответствии с диаграммой состояния Cu–Zn область существования  $\beta'$ -фазы находится в диапазоне 45–50 ат. % Zn, а  $\gamma$ -фазы – в интервале 58–64 ат. % Zn [10]. Таким образом, процесс трансформации – превращение  $\beta'$ -фазы в  $\gamma$ -фазу с более существенным содержанием цинка – должен осуществляться только за счет диффузии атомов меди. Надо отметить, что при данном времени выдержки покрытия в печи ( $\tau = 40$  мин) происходит существенное окисление цинка, и содержание оксида цинка в составе покрытия увеличивается с 4,9 до 7,4 мас. %, т.е. количество свободного, не связанного в соединение, цинка уменьшается.

Выше было показано, что твердый раствор электронного типа на базе CuZn формируется в центре модифицированной частицы цинка вместо неупорядоченного твердого раствора на базе  $CuZn_3$  ( $\epsilon$ -фазы) и твердого раствора электронного типа на базе  $Cu_5Zn_8$  ( $\gamma$ -фазы) за счет диффузии атомов цинка в сторону частицы меди (рис. 2). Из диаграммы состояния Cu–Zn видно, что в твердом растворе цинка в меди содержание меди больше, чем в  $\beta'$ -фазе, и на структурно-фазовые превращения может оказать влияние градиент концентрации ( $D_c$ ). Но наличие восходящей диффузии меди от меньшей концентрации к большей должно быть обусловлено какими-либо причинами внешнего или внутреннего характера, например влиянием деформаций и напряжений, связанных с превращением в твердом состоянии ( $D_c$ ).

Термическая обработка в естественной атмосфере, как правило, сопровождается окислением металла основы, а также, в определенных случаях, когда температура превышает температуру плавления металлов, их выделением – испарением, что наблюдается

и в нашем случае (см. табл. 1). Поэтому можно предположить, что наиболее вероятным фактором, влияющим на структурно-фазовые превращения при восходящей диффузии меди, является нарушение термодинамического равновесия системы, возникшее из-за изменения химического состава покрытия в связи с уменьшением содержания цинка и несоответствия ему фазового состава покрытия [20; 22].

Дальнейшее увеличение продолжительности выдержки в печи до 50 мин приводит к значительному уменьшению периода решетки твердого раствора цинка в меди с 0,3702 нм ( $\alpha_2$ ) до 0,3691 нм ( $\alpha_3$ ), что соответствует содержанию меди 66 ат. % при существенном возрастании массовой доли до 82,5 % [10; 17]. Повышение содержания меди в твердом растворе может быть обусловлено продолжением процесса диффузии меди из «центра» модифицированной частицы цинка в сторону  $\alpha_2$ -фазы или обеднением твердого раствора цинком за счет выделения его из состава покрытия в атмосферу. Величина микродеформаций  $\alpha$ -фазы существенно не изменяется и составляет 0,40 %.

Рентгеноструктурный фазовый анализ показывает, что в структуре покрытия вместо  $\gamma$ -фазы присутствует неупорядоченный твердый раствор на базе  $\text{CuZn}_3$  ( $\epsilon$ -фазы) в количестве 2,8 мас. % (табл. 2). Таким образом, формирование  $\epsilon$ -фазы с меньшим содержанием меди (15–22 ат. %) на базе  $\gamma$ -фазы, содержащей 36–42 ат. % Cu, может проходить только при условии продолжения диффузии меди в сторону твердого раствора цинка в меди, что сопровождается повышением содержания цинка и снижением массовой доли продуктов превращения. В таком случае можно отметить очевидную закономерность в прохождении структурно-фазовых превращений, обусловленную наличием восходящей диффузии меди при увеличении продолжительности термической обработки 30 → 40 → 50 мин, которая заключается в последовательности превращений в твердой фазе соединений:  $\text{CuZn}$  ( $\beta'$ -фаза) →  $\text{Cu}_5\text{Zn}_8$  ( $\gamma$ -фаза) →  $\text{CuZn}_3$  ( $\epsilon$ -фаза).

Максимальная выдержка в печи ( $\tau = 60$  мин) приводит к очередному изменению периода решетки твердого раствора цинка в меди с 0,3691 нм ( $\alpha_3$ ) до 0,3698 нм ( $\alpha_4$ ), что соответствует содержанию меди ≈63 ат. % при существенном повышении ее массовой доли до 94,4 %, без учета содержания оксида алюминия [10; 17]. Величина микродеформаций у твердого раствора цинка в меди существенно не изменяется и составляет 0,40 %. Кроме того, фазовый анализ показывает наличие в структуре покрытия соединения на основе ОЦК-решетки с периодом, равным 0,3187 нм, в количестве 0,2 мас. % (см. табл. 2 и 3). Полученный результат можно интерпретировать как формирование твердого раствора электронного типа

на базе  $\text{CuZn}$  ( $\beta'$ -фазы), образовавшегося на базе  $\epsilon$ -фазы [10; 17]. В соответствии с диаграммой состояния  $\text{Cu-Zn}$  содержание цинка в неупорядоченном твердом растворе на базе  $\text{CuZn}_3$  существенно больше (78–85 ат. %), чем у соединения на базе  $\text{CuZn}$  (45–50 ат. % Zn, а с учетом двойной области  $\alpha + \beta'$ -фазы – 39–50 ат. % Zn). Формирование  $\beta'$ -фазы на основе  $\epsilon$ -фазы может проходить за счет диффузии цинка из состава соединения в твердый раствор цинка в меди с изменением содержания компонентов в  $\alpha_3$ -фазе или за счет диффузии меди из твердого раствора в соединение. Учитывая, что коэффициент диффузии цинка в меди значительно больше коэффициента диффузии меди в цинке и, самое главное, что массовая доля продукта превращения  $\epsilon$ -фаза →  $\beta'$ -фаза становится существенно меньше (с 2,8 до 0,2 %), что может произойти только при диффузии – оттоке цинка из соединения, то можно утверждать, что структурно-фазовые превращения при максимальном времени выдержки образцов в печи осуществляются за счет диффузии цинка. Предел растворимости цинка в меди при нормальных условиях составляет 39 ат. %, однако в отдельных научных трудах приводят информацию о незначительном присутствии  $\beta'$ -фазы при меньшем содержании цинка, в таком случае данный фазовый состав покрытия латуни можно считать соответствующим химическому составу нанесенного слоя металла (Cu – 61,4 ат. %, Zn – 38,2 ат. %) [10].

Следует отметить, что массовая доля оксида цинка имеет тенденцию к повышению при увеличении времени выдержки в печи: 4,9 % (30 мин) → 7,4 % (40 мин) → 8,7 % (50 мин) (особенно существенный прирост – при  $\tau = 40$  мин), что напрямую свидетельствует о повышении интенсивности процесса окисления цинка, а также его выделения – выпаривания из состава покрытия, приводящего к изменению химического состава нанесенного слоя металла.

## Заключение

Как видно из полученных и представленных результатов, ступенчатая термическая обработка, состоящая из выдержки медно-цинкового покрытия в печи в течение 10 мин при температуре 430 °C и последующего его нагрева до 530 °C за 20 мин ( $V \approx 5$  °C/мин), сопровождается формированием покрытия типа латуни на основе твердого раствора меди в цинке с содержанием меди порядка 60 ат. % (84,7 мас. %), а также твердого раствора электронного типа на базе  $\text{CuZn}$  ( $\beta'$ -фазы) в количестве 10,4 мас. %, что по составу соответствует двойной латуни типа Л59. Таким образом, процесс модификации медно-цинкового покрытия типа «латуни» в покрытие латуни можно считать завершенным, а при наличии

столь высокой массовой доли твердого раствора цинка в меди в составе покрытия можно рассчитывать на его высокую когезионную прочность и сопротивление разрушению при воздействии касательных нагрузок.

Последующая выдержка при  $t = 530$  °C продолжительностью 30 мин сопровождается формированием латуни на основе  $\alpha$ -фазы (94,4 мас. %) с содержанием меди порядка 62,8 ат. %, а также  $\beta'$ -фазы в незначительном количестве (0,2 %), что в целом соответствует химическому составу покрытия: Cu – 61,4 ат. %, Zn – 38,2 ат. %. По химическому и фазовому составу покрытие соответствует двойной латуни типа Л63, которая имеет более высокую пластичность и меньшую прочность, чем латунь типа Л59, что дает возможность использовать процесс газодинамического напыления для получения покрытий, отличающихся механическими и триботехническими свойствами. Наличие высокой массовой доли твердого раствора цинка в меди предполагает высокие когезионные свойства у нанесенного слоя металла и возможность его применения в тяжело нагруженных узлах трения.

Медно-цинковые покрытия, модифицированные при общем времени выдержки 40 и 50 мин, представляют собой структуры типа латуни на основе твердого раствора меди в цинке с содержанием меди 61,1 ат. % и твердого раствора электронного типа на базе  $\text{Cu}_5\text{Zn}_8$  ( $\gamma$ -фазы) с массовой долей структурных составляющих 79,7 и 12,9 %, а также твердого раствора меди в цинке с содержанием меди 65,9 ат. % и неупорядоченного твердого раствора на базе  $\text{CuZn}_3$  ( $\epsilon$ -фазы) с содержанием фаз 85,1 и 2,8 % соответственно. Латуней с таким составом методом выплавки получить невозможно, поэтому свойства таких латуней неизвестны, а следовательно, исследование их механических, коррозионных и триботехнических свойств и характеристик представляет значительный научный и практический интерес. Основываясь на ранее полученных результатах исследования влияния термической обработки на когезионную прочность медно-цинковых покрытий, можно рассчитывать на то, что значительная доля  $\alpha$ -фазы (80–85 мас. %) способна обеспечить высокую когезию покрытия типа латуни, а наличие незначительного количества  $\gamma$ - и  $\epsilon$ -фаз придаст поверхности высокие свойства сопротивления износу.

## Выводы

1. Газодинамическое напыление механической смеси частиц порошков меди, цинка и оксида алюминия при  $t = 450$  °C, 5 циклах напыления и смещении сопла на 3 мм формирует на поверхности образца из стали покрытие на основе меди, твердого раствора

электронного типа на базе  $\text{Cu}_5\text{Zn}_8$  ( $\gamma$ -фазы) и неупорядоченного твердого раствора на базе  $\text{CuZn}_3$  ( $\epsilon$ -фазы) в соотношении 35,6, 41,3 и 14,6 мас. % соответственно, при наличии оксида цинка (3,7 %) и оксида алюминия (4,8 %).

2. Ступенчатая ТО медно-цинкового покрытия типа «латуни» сопровождается его существенными структурно-фазовыми превращениями, которые зависят от температуры и времени выдержки в печи:

– при  $t = 430$  °C,  $\tau = 10$  мин происходит его модификация до состава на основе двух твердых растворов цинка в меди (Cu – 94,9 и 59,8 ат. %) и твердого раствора электронного типа на базе  $\text{CuZn}$  ( $\beta'$ -фазы) с содержанием соответственно 8,6, 44,1 и 34,6 мас. %;

– при повышении температуры на 100 °C в течение 20 мин до 530 °C ( $V \approx 5$  °C/мин) наблюдается модифицирование до покрытия, которое по фазовому составу соответствует двойной латуни типа Л59 на основе твердого раствора цинка в меди (содержание меди 60,2 ат. %) и твердого раствора электронного типа на базе  $\text{CuZn}$  ( $\beta'$ -фазы) в количестве 84,7 и 10,4 мас. % соответственно;

– с увеличением общей выдержки в печи до 60 мин отмечается некоторое изменение массовой доли фаз, входящих в структуру покрытия на основе  $\alpha + \beta'$ -фаз (93,4 и 0,2 %), и рост в твердом растворе цинка в меди содержания меди до 62,8 ат. %, что соответствует двойной латуни типа Л63, который обусловлен изменением содержания цинка в покрытии с 39,9 до 38,2 ат. %;

– термическая обработка покрытия с общим временем выдержки 40 мин приводит к перестройке исходной его структуры на состав, состоящий из твердого раствора цинка в меди (Cu – 61,1 ат. %) – 79,7 мас. % и твердого раствора электронного типа на базе  $\text{Cu}_5\text{Zn}_8$  ( $\gamma$ -фазы) – 12,9 мас. %, что можно обозначить как «двойную латунь», которую невозможно получить методом выплавки;

– при общем времени выдержки 50 мин ТО сопровождается структурно-фазовыми превращениями на основе диффузии меди, в результате которых в покрытии выявляются твердый раствор цинка в меди (Cu – 65,9 ат. %) и неупорядоченный твердый раствор на базе  $\text{CuZn}_3$  ( $\epsilon$ -фаза) – их содержание составляет 88,5 и 2,8 мас. % соответственно.

3. Термическая обработка в течение 40 и 50 мин приводит к изменению химического состава – содержание цинка уменьшается с 39,9 до 38,2 ат. %, а доля меди увеличивается с 59,6 до 61,4 ат. %, что сопровождается нарушением термодинамического равновесия между фазовым и химическим составами, в результате чего структурно-фазовые превращения осуществляются за счет восходящей диффузии меди и формируется «двойная латунь» на основе  $\alpha + \gamma$ -фаз и  $\alpha + \epsilon$ -фаз.

4. Ступенчатая ТО ( $t = 430\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 10$  мин и дальнейший нагрев еще на  $100\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение 20 мин ( $V \approx 5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ )) способствует существенному – до 6 раз – сокращению времени нахождения в печи медно-цинкового покрытия типа «латуни» для модификации его до двойной латуни на основе твердого раствора цинка в меди и твердого раствора электронного типа на базе  $\text{CuZn}$  ( $\beta'$ -фазы) с более значительной долей  $\alpha$ -фазы (84,7 мас. %).

5. Предлагаемый способ ступенчатой термической обработки медно-цинковых покрытий позволяет за счет подбора времени ТО модифицировать их до покрытий двойных латуней типа Л59 и Л63, что дает возможность получения требуемых механических, коррозионных и трибологических свойств и, соответственно, использования пар трения в разных условиях эксплуатации.

## Список литературы / References

1. Колобков А.Б. Прочностная надежность и долговечность деталей машин и конструкций. М.: Инфра-Инженерия, 2020. 192 с.
2. Елагина О.Ю. Методы создания износостойких покрытий. М.: РГУ нефти и газа им. И.М. Губкина, 2010. 570 с.
3. Moridi A., Hassani-Gangaraj S.M., Guagliano M., Dao M. Cold spray coating: Review of material systems and future perspectives. *Surface Engineering*. 2014;36(6):369–395. <https://doi.org/10.1179/1743294414Y.0000000270>
4. Raoelison R.N., Verdy Ch., Liao H. Cold gas dynamic spray additive manufacturing today: Deposit possibilities, technological solutions and viable applications. *Materials & Design*. 2017;133:266–287. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.07.067>
5. Шкодкин А.В., Каширин А.И., Клюев О.Ф., Буздыгар Т.В. Газодинамическое напыление – технология наращивания металла без плавления. В сб.: *Перспективные методы поверхностной обработки деталей машин*. М.: ЛЕНАРД, 2019. С. 254–287.
6. Raoelison R.N., Xie Y., Sapanathan T., Planche M.P., Kromer R., Costil S., Langlade C. Cold gas dynamic spray technology: A comprehensive review of processing conditions for various technological developments till to date. *Additive Manufacturing*. 2018;19:134–159. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2017.07.001>
7. Tinashe Sanyangare E. Conceptual design of a low pressure cold gas dynamic spray (LPCGDS) system. MS Thesis. Johannesburg: University of the Witwatersrand, 2010.
8. Dickinson M.E., Yamada M. A new method for measuring shear adhesion strength of ceramic cold spray splats. *Nanoscience and Nanotechnology Letters*. 2010;2(4): 348–351. <https://doi.org/10.1166/nnl.2010.1106>
9. Gohar R., Rahnejat H. Fundamentals of tribology. 3<sup>rd</sup> ed. London: World Scientific Publishing Co., 2018. 520 p. <https://doi.org/10.1142/q0152>
10. Ефремов Б.Н. Латуни. От фазового строения к структуре и свойствам. М.: ИНФРА-М, 2020. 314 с.
11. Архипов В.Е., Муравьева Т.И., Пугачев М.С., Шкалей И.В. Влияние технологических параметров газодинамического напыления на структурно-фазовые превращения в покрытия типа «латуни». *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2020;16(12):554–560. <https://doi.org/10.36652/1813-1336-2020-16-12-554-559>  
Arkhipov V.E., Muravyeva T.I., Pugachev M.S., Shkaley I.V. Influence of technological parameters of gas dynamic spraying on structural and phase transformations in the “brass” type coating. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*. 2020;16(12):554–560. (In Russ.). <https://doi.org/10.36652/1813-1336-2020-16-12-554-559>
12. Kuksenova L.I., Arkhipov V.E., Pugachev M.S., Kozlov D.A. Operational properties of metal–metal friction members with surface layers modified by copper-based alloy. *Surface Engineering*. 2024;66(5):372–381. <https://doi.org/10.1007/s11041-024-01060-y>
13. Архипов В.Е., Муравьева Т.И., Москвитин Г.В., Пугачев М.С., Щербакова О.О. Влияние термической обработки на фазовый состав медно-цинкового покрытия на сталях. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2023;(7):3–7. <https://doi.org/10.30906/mitom.2023.7.3-7>  
Arkhipov V.E., Muravyeva T.I., Moskvitin G.V., Pugachev M.S., Shcherbakova O.O. Effect of heat treatment on the phase composition of copper-zinc coating on steels. *Thermochemical Treatment and Coatings*. 2023;65(7):395–399. <https://doi.org/10.1007/s11041-023-00945-8>
14. Архипов В.Е., Москвитин Г.В., Пугачев М.С. Структурно-фазовые превращения в медно-цинковом покрытии типа «латуни», нанесенном методом холодного газодинамического напыления. *Физика и химия обработки материалов*. 2025;(1):33–43. <https://doi.org/10.30791/0015-3214-2025-1-33-43>  
Arkhipov V.E., Moskvitin G.V., Pugachev M.S. Structural and phase transformations in a brass-type copper-zinc coating applied by cold gas dynamic spraying. *Physics and Chemistry of Materials Treatment*. 2025;(1):33–43. (In Russ.). <https://doi.org/10.30791/0015-3214-2025-1-33-43>
15. Димет. Применение технологии и оборудования. URL: <http://www.dimet-r.narod.ru> (дата обращения: 26.08.2025).
16. Колачев Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: МИСИС, 2005. 432 с.
17. Миркин Л.И. Рентгеноструктурный анализ. Индексирование рентгенограмм. М.: Наука, 1981. 496 с.
18. Mehrer H. Diffusion in solids: Fundamentals, methods, materials, diffusion-controlled processes. Springer Science & Business Media, 2007. 654 p.
19. Еремеев В.С. Диффузия и напряжения. М.: Энергоатомиздат, 1984. 182 с.
20. Ziman J.M. The physics of metals. Cambridge University Press, 2011. 452 p.
21. Smithells C.J. Metals reference book. 5<sup>th</sup> ed. London, Boston: Butterworths, 1976. 1566 p.
22. Нечаев В.В., Смирнов Е.А., Кохтев С.А. Основы материаловедения. М.: МИФИ, 2007. 608 с.

**Сведения об авторах**

**Владимир Евгеньевич Архипов** – к.т.н., вед. науч. сотрудник Института машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук (ИМАШ РАН)

 **ORCID:** 0009-0001-8106-1408


 **E-mail:** vearkhipov@mail.ru

**Максим Сергеевич Пугачев** – науч. сотрудник ИМАШ РАН

 **ORCID:** 0000-0002-9159-8831

 **E-mail:** pugachevmax@mail.ru


**Геннадий Викторович Москвитин** – д.т.н., проф., заведующий лабораторией ИМАШ РАН

 **ORCID:** 0009-0006-4659-5056

 **E-mail:** GVMoskvitin@yandex.ru

**Information about the Authors**

**Vladimir E. Arkhipov** – Cand. Sci. (Eng.), Leading Research Scientist, Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences (IMASH RAS)

 **ORCID:** 0009-0001-8106-1408


 **E-mail:** vearkhipov@mail.ru

**Maksim S. Pugachev** – Research Scientist, IMASH RAS

 **ORCID:** 0000-0002-9159-8831

 **E-mail:** pugachevmax@mail.ru

**Gennadiy V. Moskvitin** – Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of Laboratory, IMASH RAS

 **ORCID:** 0009-0006-4659-5056

 **E-mail:** GVMoskvitin@yandex.ru

**Вклад авторов**

**В. Е. Архипов** – приготовление смесей и исходных образцов, проведение рентгеноструктурного анализа, участие в обсуждении результатов, написание статьи.

**М. С. Пугачев** – приготовление смесей и исходных образцов, проведение экспериментов и рентгеноструктурного анализа, участие в обсуждении результатов.

**Г. В. Москвитин** – определение цели работы, участие в обсуждении результатов.

**Contribution of the Authors**

**V. E. Arkhipov** – prepared the mixtures and initial samples, performed XRD analysis, participated in the discussion of the results, and wrote the manuscript.

**M. S. Pugachev** – prepared the mixtures and initial samples, conducted the experiments, performed XRD analysis, participated in the discussion of the results.

**G. V. Moskvitin** – defined the research objective and participated in the discussion of the results.

Статья поступила 04.09.2025 г.

Доработана 15.12.2025 г.

Принята к публикации 18.12.2025 г.

Received 04.09.2025

Revised 15.12.2025

Accepted 18.12.2025