

УДК 669.35.5:621.793

Нанесение покрытия латуни методом газодинамического напыления

В.Е. Архипов¹, Т.И. Муравьева², М.С. Пугачев¹, О.О. Щербакова²

¹ Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской Академии Наук, 101990 Москва, Харитоньевский пер., 4
E-mail: vearkhipov@mail.ru; pugachevmax@mail.ru

² Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского Российской Академии Наук,
119526 Москва, проспект Вернадского, 101, корп. 1
E-mail: muravyeva@list.ru; shcherbakovaoo@mail.ru

Поступила в редакцию 1 апреля 2019 г., окончательный вариант — 16 октября 2019 г., принята к публикации 13 января 2020 г.

Исследованы структура и свойства покрытия на основе механической смеси частиц меди и цинка, нанесенного на поверхность стали методом газодинамического напыления. Методами рентгеноструктурного и микроспектрального анализа показано существенное влияние температуры напыления на соотношение компонентов в покрытии. При повышении температуры напыления от 270 до 450°C массовая доля цинка повышается от 8,15 до 37,6%, а меди снижается с 91,7 до 62,2%. Результаты свидетельствуют о преимущественной диффузии меди в цинк и формировании γ - и ϵ -твердых растворов электронного типа на основе Cu_3Zn_8 и CuZn_3 , массовая доля которых при температуре напыления 450°C достигает 11,2 и 33% соответственно. При повышении температуры напыления субструктура исходных компонентов (Cu, Zn) измельчается с 200 до ~90 и 64 нм соответственно. Размер субструктуры ϵ -фазы при повышении температуры воздушного потока возрастает с 70 до 97 нм, а γ -фазы — снижается от более чем 200 до 62,0 нм. Оценки показывают, что коэффициент диффузии меди в цинк составляет $\sim 1,14 \cdot 10^{-8}$ см²/с. Твердость напыленного Cu-Zn покрытия достигает 170 HV.

Ключевые слова: газодинамическое напыление, покрытие, структура, фазы, диффузия, латунь, твердость.

DOI: 10.30791/0015-3214-2020-2-41-47

Введение

Медь и ее сплавы (латунь, бронза) широко используются в машиностроении, в частности для изготовления подшипников трения скольжения. Для получения латуней необходимого состава применяют металлургические процессы с последующей механической и пластической обработкой полуфабрикатов до получения конечных изделий [1,2].

Метод газодинамического напыления покрытий различного функционального назначения обладает целым рядом преимуществ, таких, например, как минимальный разогрев подложки (<140°C) и, соответственно, отсутствие деформации изделия и изменения механических свойств металла основы [3,4]. При исследовании процессов газодинамического нанесения покрытий триботехнического назначения с использованием порошков латуни,

меди и смеси частиц меди с различными металлами, включая цинк, были получены положительные результаты и оценки влияния технологических параметров напыления на физико-механические свойства покрытия [5-7].

В России на предприятии “Димет” производится оборудование для газодинамического напыления различных функциональных покрытий, и в номенклатуре порошковых материалов для напыления предлагается механическая смесь частиц меди и цинка (латуней) [4]. При напылении методом холодного газодинамического напыления для повышения механических свойств покрытий в механическую смесь порошков металлов добавляют частицы оксида алюминия (корунда) [4]. В процессе напыления покрытия частицы металлов деформируются за счет соударения с подложкой и друг с другом, а также ударного воздействия твердых частиц корунда, в результате чего возрастает микродеформация металла и увеличивается плотность точечных дефектов (вакансий) [8]. При повышении температуры потока воздуха увеличивается энергия частиц металлов и химических соединений и, соответственно, повышается степень деформации металла (Cu, Al и т.д.). Но, в то же время, возрастает термическое влияние нагретого воздуха и стимулируются процессы изменения структуры и субструктуры (возврат, отдых) осажденного слоя металла [9]. Формирование твердого раствора и выделение фаз в твердой латуни происходит за счет диффузии, скорость которой зависит от многих факторов, в частности, от температуры и концентрации компонентов [10]. Комбинирование термического и деформационного воздействий на исходные компоненты (Cu, Zn) при газодинамическом напылении оказывает существенное влияние на процесс формирования структуры и свойств покрытия на основе смеси частиц меди и цинка (латуни).

Целью данной работы является исследование процесса формирования структуры покрытия на основе частиц меди и цинка, нанесенных на подложку из стали методом холодного газодинамического напыления при разных температурах воздушного потока.

Методика эксперимента

Покрытие на подложку из стали 40Х напыляли на газодинамической установке “Димет-404” при скорости перемещения сменного сопла относительно поверхности образца 10 мм/с и расстоянии от среза сопла до поверхности 10 мм. Температура

воздушного потока при напылении механической смеси частиц меди, цинка и корунда марка С-01-11 составляла 270, 360 и 450°C. Напыляемая смесь частиц металлов и химического соединения применялась в состоянии поставки, соотношение компонентов составляло $\text{Cu:Zn:Al}_2\text{O}_3 = 35:35:30$ (масс.%) [4]. Перемещение сопла относительно поверхности в одну сторону позволяло получать покрытие шириной 5,5 мм с поперечным сечением в виде сегмента окружности. В процессе нанесения покрытия сопло выводится за периметр поверхности образца и смещается на два миллиметра (перекрывтие ~64%) относительно ранее нанесенного слоя металла, после чего при обратном ходе сопла наносится следующий слой. При такой технологии напыления поверхность образца (15×15 мм) и, соответственно, покрытия находится под прямым или обтекающим поверхностью воздействием потока нагретого воздуха в течение ~28 с.

Фазовый состав покрытий системы Cu-Zn исследовался с помощью многофункционального рентгеновского дифрактометра Rigaku Ultima IV в Cu K_α -излучении в геометрии параллельного пучка. Параллельный пучок формировался с использованием рентгеновской оптики в виде многослойного параболического зеркала. Дифрактограммы снимались в симметричном режиме в интервале углов сканирования 2θ от 20 до 120° с шагом 0,05° при скорости перемещения детектора 3°/мин.

На рис.1 приведена рентгенограмма покрытия на основе частиц меди и цинка, нанесенного при температуре воздушного потока 450°C.

Количественный анализ дифрактограмм (уширение дифракционных линий с целью определения параметров тонкой кристаллической структуры (размер блоков, микродеформации)) проводился методом Ритвельда с использованием программы PDXL (Rigaku) и базы данных PDF-2. Для учета инструментального уширения производилась

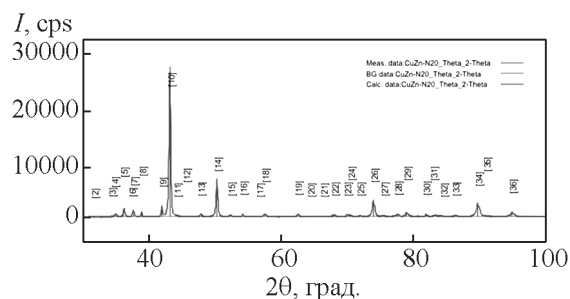


Рис.1. Рентгенограмма образца с покрытием на основе смеси частиц меди и цинка.

Fig.1. X-ray diffraction pattern of the coated sample based on a mixture of copper and zinc particles.

съемка эталона — гексаборида лантана LaB_6 , не обладающего физическим уширением.

Рентгенофлуоресцентный анализ элементного состава образцов (от Ca до U) проводился в вакууме на спектрометре Rigaku Primus II с рентгеновской трубкой с Rh-анодом. Расшифровка экспериментальных спектров осуществлялась с использованием программы ZSX (Rigaku) методом фундаментальных параметров SQX без использования эталонных образцов.

Морфология и элементный состав покрытия исследовались путем анализа изображений в обратно-отраженных электронах, полученных в сканирующем электронном микроскопе FEI Quanta-650 (W катод, ускоряющее напряжение 25 кВ) с энергодисперсионным рентгеноспектральным анализатором EDAX, на которых различные фазы на поверхности образцов визуализировались по контрасту по атомному номеру.

Твёрдость покрытия измерялась методом Виккерса (ГОСТ 2999-75) на твердомере Shimadzu HNV-2 при нагрузке на индентор 490,3 мН и времени выдержки 10 с. Исследования проводились по двум структурным составляющим покрытия, имеющим красный (Cu) и светлый (Zn) оттенок.

Результаты и обсуждение

Химический анализ покрытия показывает существенную зависимость содержания компонентов от температуры напыления. Повышение температуры потока воздуха с 270 до 360°C сопровождается увеличением массовой доли Zn в покрытии с 8,15 до 22,3%, дальнейшее повышение температуры увеличивает долю цинка до 37,6%. Так как повышение температуры воздушного потока несущественно (не более чем на 80°C) влияет на температуру частиц до их попадания на поверхность, то повышение содержания цинка в покрытии обусловлено увеличением энергии частиц и возможностью их дополнительного присоединения к поверхности [8]. При этом содержание меди в покрытии при повышении температуры воздуха с 270 до 360°C снижается с 91,7 до 77,5%, а дальнейшее увеличение температуры газа приводит к снижению доли меди до 62,2%. Если переплавить компоненты покрытия в таком соотношении, то получится сплав, близкий по свойствам к латуни марки Л90 (полутомпак), Л80 и Л63 [1,2].

В сплавах Cu-Zn могут образоваться шесть фаз: α -твердый раствор Zn в Cu; β -твердый раствор электронного типа на основе соединения CuZn ; γ -твердый раствор электронного типа на основе

Cu_5Zn_8 ; ϵ -твердый раствор электронного типа на основе CuZn_3 ; δ -твердый раствор не установленной природы и η -твердый раствор Cu в Zn. При нормальной температуре латуни бывают однофазными и состоят из α -твердого раствора или β -фазы или двухфазными на основе α - и β -фазы [2].

Результаты рентгеноструктурного фазового анализа покрытия, напыленного при минимальной температуре воздушного потока, показывают, что в процессе нанесения слоя металла проходит диффузия атомов меди в цинк с формированием интерметаллического соединения CuZn_3 (ϵ -фазы), имеющего гексагональную плотноупакованную решетку [2], массовая доля которого составляет 5,3% (табл. 1). Увеличение периодов решетки меди ($a = 0,3619$ нм) и цинка ($a = 0,2667$ нм, $c = 0,4953$ нм) может быть следствием искажения решетки в результате образования точечных дефектов (вакансий и междоузельных атомов) при деформации частиц или формирования твердых растворов за счет взаимной диффузии компонентов покрытия. Твердость частиц меди в покрытии составляла 103,6 HV, однако твердость частиц цинка измерить не удалось из-за его незначительного количества (8,15%).

Таблица 1

Фазовый состав покрытия на основе частиц меди и цинка

Table 1

Phase composition of the coating on the base of Cu and Zn particles

Структурные составляющие, фазы	Массовая доля компонентов покрытия, %		
	Температура напыления, °C		
	270	360	450
Медь	87,9	62,0	40,3
Цинк	1,4	7,8	9,0
Оксид цинка	0	0	4,3
Оксид алюминия	5,4	5,3	2,2
ϵ -фаза	5,3	7,9	11,2
γ -фаза	0	17,0	33,0

Повышение температуры напыления до 360°C сопровождается незначительным повышением содержания ϵ -фазы (7,9%) и образованием нового интерметаллического соединения Cu_5Zn_8 (γ -фазы) с ГЦК решеткой [2], массовая доля которого составляет 17,0%. Твердость частиц меди в структуре покрытия при этом не меняется (103,2 HV), а твердость продуктов превращения цинка составляет ~178,7 HV. В литературе эти фазы относят к хрупким структурным составляющим, однако разрушения поверхности под воздействием индентора при измерении твердости не наблюдается [2], что свя-

зано с диффузией атомов меди в цинк, вследствие чего структура цинка перестает быть однофазной, как это должно быть при выплавке латуни с соответствующим содержанием компонентов, и в ней появляется набор промежуточных структурных составляющих, который можно определить по правой части диаграммы состояния Cu-Zn [2].

Дальнейшее увеличение температуры напыления до 450°C сопровождается повышением содержания электронных соединений на основе CuZn₃ и Cu₅Zn₈ до 11,2 и 33,0% соответственно. При такой температуре напыления происходит окисление цинка с формированием ~4,3 масс.% оксида цинка. Твердость частиц меди меняется незначительно (106,5 HV), как и твердость интерметаллических соединений (168,7 HV). Период решетки Cu и Zn сохраняется на том же уровне, что и при напылении покрытия при температурах 270 и 360°C. Повышение температуры напыления приводит к незначительному снижению содержания оксида алюминия (корунда) в покрытии от 5,4 до 2,2% (табл.1).

Размер субструктурных элементов частиц меди и цинка при увеличении температуры напыления с 360 до 450°C резко снижается с ~200 до 89,8 нм (Cu) и 63,7 нм (Zn) (табл.2). В меди в зависимости от степени деформации при нагреве в интервале температур 420-480°C протекают процессы возврата (отдыха) и полигонизации, в результате чего снижается количество вакансий и происходит перестройка дислокационной структуры с формированием новых границ [9], что влияет на изменение размера субструктуры частиц меди. Расчеты показывают, что металл, находящийся под прямым воздействием воздушного потока при газодинамическом напылении покрытия, нагревается до температуры, достигающей 80-90% от температуры нагретого потока воздуха [8]. В частицах цинка при нагреве до температуры, близкой к температуре плавления, и последующем охлаждении может формироваться новая зеренная структура, что при-

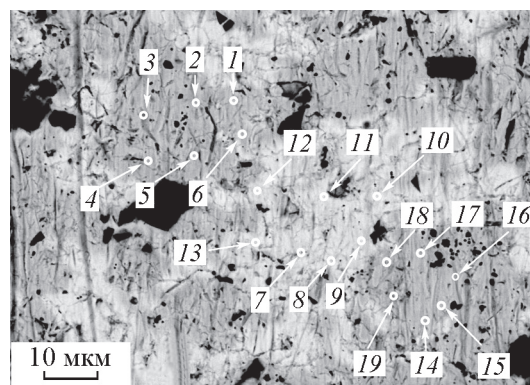


Рис.2. Анализ химического состава участка поверхности покрытия после напыления при температуре 450°C (выделены области элементного анализа).

Fig.2. Analysis of the chemical composition of the surface area of the coating after deposition at a temperature of 450°C (areas of elemental analysis are highlighted).

водит к резкому изменению размеров субструктуры. У интерметаллический ε-фазы при повышении температуры напыления наблюдается тенденция к росту размеров субструктуры, хотя при этом значительно увеличивается погрешность измерения (табл.2). Размер выделений γ-фазы при напылении покрытия при температурах 360-450°C полностью соответствует размеру субструктуры цинка.

По площади двух частиц меди (рис.2, спектры 1-6 и 14-19) и одной частицы цинка (спектры 7-13) было исследовано распределение концентрации компонентов покрытия. Обработка результатов по частицам меди показала, что в 10 точках распределение Cu и Zn достаточно стабильно и их атомная концентрация в среднем составляет 97,59 и 2,41%. В двух точках отмечено повышение концентрации Zn до ~5,1%. Кроме того, в частицах меди отмечено аномальное изменение концентрации компонентов, когда на расстоянии ~3 мкм концентрация меди изменяется от 39,11 до 98,45 ат.% (рис.2, точки 10 и 11), что можно интерпретировать как результат механического перемешивания металлов под воздействием частиц корунда, аналогично как это происходило при нанесении покрытия на основе смеси частиц алюминия и цинка [8]. В частице цинка концентрация меди варьируется от 13,26 до 52,86%, и, в соответствии с диаграммой состояния Cu-Zn, в областях с таким содержанием Zn существуют соединения электронного типа (ε- и γ-фазы), что подтверждается результатами рентгеноструктурного анализа (табл.1) [2].

Распределение компонентов в покрытии, изученное по трассе, включающей две частицы меди и частицу цинка, приведено на рис.3. Как видно,

Таблица 2

Размер элементов субструктуры покрытия

Table 2

Size of the coating substructure elements

Температура напыления, °C	Размер областей когерентного рассеяния (ОКР), нм			
	Cu	Zn	ε-фаза	γ-фаза
270	>200	>100	70,5±4,7	—
360	>200	>200	82,8±41,5	>200
450	89,8±19,5	63,7±6,2	96,5±76,7	62,0±15,3

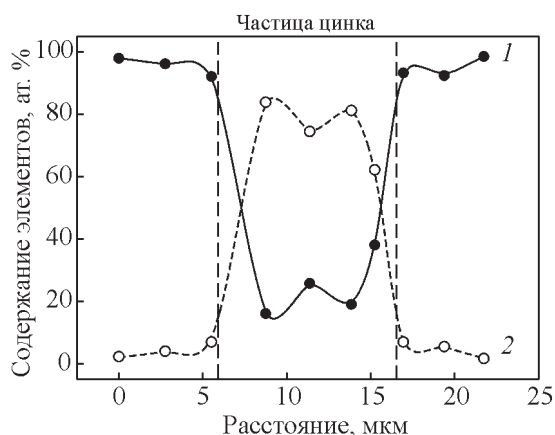


Рис.3. Распределение элементов по частицам меди и цинка: 1 — медь; 2 — цинк.

Fig.3. Distribution of elements by particles of copper and zinc: 1 — copper; 2 — zinc.

диффузия меди проходит практически одинаково с обеих сторон частицы цинка, и концентрация меди в цинке уменьшается до 16,30 ат.% с одной стороны и до 18,94 ат.% — с другой стороны частицы. В середине частицы цинка концентрация меди повышается до 25,56 ат.%, что связано с встречной диффузией меди.

Коэффициент диффузии при взаимной (реактивной) диффузии, можно определить, измеряя глубину диффузионного слоя:

$$D = \frac{X^2}{2t}, \quad (1)$$

где X — средняя глубина диффузионного слоя (при расчетах берется половина глубины диффузионного слоя); t — время диффузии.

Длина трассы сканирования по частице цинка составляет 15,88 мкм. Если принять за глубину диффузионного слоя всю ширину частицы цинка, то при времени напыления 28 с коэффициент диффузии меди в цинк составляет $\sim 1,14 \cdot 10^{-8}$ см²/с. Следует отметить, что под прямым воздействием воздушного потока покрытие находится в течение $\sim 0,6$ с, и при этом температура его поверхности достигает 80-90% от температуры воздуха (450°C) и лишь немного ниже вблизи подложки [8]. Остальное время на поверхность образца действует обтекающий поток воздуха, и температура покрытия снижается.

Для анализа изменений в структуре покрытия можно воспользоваться литературными данными по диффузии компонентов в латуни (система Cu-Zn). В работе [11] для стимулирования диффу-

зии цинка в подложку из чистой меди использовали “жесткие” режимы импульсного воздействия электрическим током, а также лазерное селективное осаждение (ЛСО). В результате был получен диффузионный слой, в котором присутствовало электронное соединение CuZn_2 . Расчеты показали, что коэффициент диффузии в первом случае составлял $1,75 \cdot 10^{-15}$ м²/с, а в случае ЛСО — $1,74 \cdot 10^{-13}$ м²/с. Коэффициент диффузии цинка из жидкого расплава в медь при температуре 427°C равен $\sim 0,45 \cdot 10^{-13}$ м²/с. В работах [12,13] был определен коэффициент диффузии цинка в медь для γ -фазы при температуре 350°C, равный $\sim 1,3 \cdot 10^{-9}$ см²/с. Таким образом, теоретически и практически показано, что коэффициент диффузии меди в цинк больше, чем цинка в медь. Иногда это различие, например для ϵ -фазы, носит аномальный характер ($D_{\text{Zn}}:D_{\text{Cu}} = 47$) [13].

Полученные результаты, свидетельствуют о преимущественной диффузии меди в цинк и формировании интерметаллических соединений; высокие значения коэффициента диффузии меди в цинк, можно объяснить тем, что при температуре $\sim 400^\circ\text{C}$, близкой к температуре плавления цинка, в нем резко повышается концентрация вакансий, а его прочность снижается. В таком состоянии при столкновении металлических частиц происходит их перемешивание и внедрение микрообъемов цинка в частицы меди, что однако, не сопровождается формированием новой структурной составляющей — интерметаллического соединения, — так как для этого необходима диффузия, сопровождающаяся перестройкой кристаллической решетки. Например, при сканировании частиц меди зондом было установлено, что зафиксированное соотношение меди и цинка по диаграмме состояния Cu-Zn соответствует области существования β' -фазы CuZn, однако рентгеноструктурный фазовый анализ ее наличие не выявил.

В работе [14] исследование влияния частиц корунда при газодинамической обработке “пакета” металла, составленного из проката алюминия толщиной 100 мкм, показало, что эти частицы оставляют на металле следы деформации (лунки) глубиной до 230 мкм. В таком случае, частицы корунда деформируют частицы меди, что приводит к смещению границы соприкосновения меди и цинка. Однако изменение положения границы не может стимулировать диффузию и привести к формированию нового структурного составляющего, но если при ударном воздействии в частицах меди возникают поля напряжений, то их релаксация должна сопровождаться перемещением (“скачка-

ми”) атомов меди, что значительно ускоряет процесс диффузии.

Выводы

1. Повышение температуры газодинамического напыления Cu-Zn покрытия на стальную подложку с 270 до 450°C сопровождается снижением массовой доли меди (с 91,7 до 62,2%) и, соответственно, увеличением массовой доли цинка (с 8,15 до 37,6%) в покрытии.

2. Фазовый анализ покрытия показывает, что кроме меди, цинка и оксида цинка в нем присутствуют интерметаллические соединения CuZn_3 и Cu_5Zn_8 , содержание которых увеличивается с повышением температуры напыления с 5,3 до 11,2% (ϵ -фаза) и с 17,0 до 33,0% (γ -фаза).

3. Повышение температуры напыления также сопровождается уменьшением размеров ОКР меди (с 200 до ~90 нм), цинка (со 100 до ~64 нм) и γ -фазы (с 200 до 62 нм).

4. При газодинамическом напылении Cu-Zn покрытия в нем формируются фазы, появление которых свидетельствует о преимущественной диффузии меди в цинк. Коэффициент диффузии меди в цинк составляет $\sim 1,14 \cdot 10^{-8} \text{ см}^2/\text{с}$.

5. Температура напыления практически не влияет на твердость меди (106,5 $\rightarrow$ 103,6 HV) и снижает твердость продуктов превращения цинка (ϵ - и γ -фазы) с 178,7 до 168,7 HV.

Работа выполнена при частичной поддержке государственного задания, №ГР АААА-А20-120011690132-4 (микроскопические исследования).

Литература

1. Иванов В.Н. Словарь-справочник по литейному производству. М.: Машиностроение, 1990, 384 с.
2. Ефремов Б.Н. Латуни: от фазового строения к структуре и свойствам. М.: Инфра-М, 2016, 314 с.
3. Алхимов А.П., Клинов С.В., Косарев В.Ф. и др. Холодное газодинамическое напыление. Теория и практика. М.: Физматлит, 2010, 536 с.
4. Димет: технологии напыления металлов. <https://dimet.info/tehnologiya/>.
5. Nishimura S., Hamada Y. Feasibility study of high-strength brass coatings by cold spray process. J.Jap. Soc. Powder Powder Metallurgy, 2017, v.64, iss.12, pp.661-666.
6. Gershman I.S., Gershman E.I., Fox-Rabinovich G.S., Veldhuis S.C. Description of seizure process for gas dynamic spray of metal powders from non-equilibrium thermodynamics standpoint. Entropy, 2016, v.18, iss.9, pp.315-320.

7. Kowalski M., Spencer P.J. Thermodynamic Re-evaluation of the Cu-Zn system. J.Phase Equil., 2015, v.14, pp.432-438.
8. Архипов В.Е., Лондарский А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачев М.С. Газодинамическое напыление: структура и свойства покрытий. М.: Красанд, 2017, 240 с.
9. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986, 566 с.
10. Бокштейн Б.С. Диффузия в металлах. М.: Металлургия, 1978, 248 с.
11. Штапенко Э.Ф., Заблудовский В.А., Дудкина В.В. Диффузия на границе “пленка-подложка” при электролизации цинка на медной подложке. ФММ, 2015, т.116, №3, с.269-274.
12. Зайт В. Диффузия в металлах. Процессы обмена мест. М.: ИЛ, 1958, 378 с.
13. Смитлз К.Дж. Металлы. Справочник. М.: Металлургия, 1980, 447 с.
14. Архипов В.Е., Лондарский А.Ф., Мельшанов А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачев М.С. Использование газодинамических установок для поверхностной пластической деформации. Заводская лаборатория, 2010, т.76, №4, с.45-51.

References

1. Ivanov V.N. Slovar-spravochnik po liteynomu proizvodstvu [Foundry Dictionary]. Moscow: Mashinostroenie Publ., 1990, 384 p. (In Russ.).
2. Efremov B.N. Latuni: ot fazovogo stroeniya k structure i svoystvam [Brass: from phase structure to structure and properties]. Moscow: Infra-M Publ., 2016, 314 p. (In Russ.).
3. Alkhimov A.P., Klinkov S.V., Kosarev V.F., et al. Holodnoe gazodinamicheskoe napylenie. Teoriya i praktika [Cold gas-dynamic spraying. Theory and practice]. Moscow: Fizmatlit Publ., 2010, 536 p. (In Russ.).
4. DIMET: Technology of metal spraying. <https://dimet.info/tehnologiya/>.
5. Nishimura S., Hamada Y. Feasibility study of high-strength brass coatings by cold spray process. J.Jap. Soc. Powder Powder Metallurgy, 2017, v.64, iss.12, pp.661-666.
6. Gershman I.S., Gershman E.I., Fox-Rabinovich G.S., Veldhuis S.C. Description of seizure process for gas dynamic spray of metal powders from non-equilibrium thermodynamics standpoint. Entropy, 2016, v.18, iss.9, pp.315-320.
7. Kowalski M., Spencer P.J. Thermodynamic Re-evaluation of the Cu-Zn system. J.Phase Equil., 2015, v.14, pp.432-438.
8. Arkhipov V.E., Londarsky A.F., Moskvitin G.V., Pugachev M.S. Gazodinamicheskoe napylenie: struktura i svoystva pokrytiy [Gas-dynamic deposition: structure and properties of coatings]. Moscow: Krasand Publ., 2017, 240 p. (In Russ.).
9. Gulyaev A.P. Metallovedenie [Metallography]. Moscow: Metallurgiya Publ., 1986, 566 p. (In Russ.).

10. Bokshtein B.S. Diffuziya v metallakh [Diffusion in metals]. Moscow: Metallurgiya Publ., 1978, 248 p. (In Russ.).
11. Shtapenko E.P., Zabludovsky V.A., Dudkina V.V. Diffusion at the boundary between the film and substrate upon the electrocrystallization of zinc on a copper substrate. The Physics of Metals and Metallography, 2015, v.116, iss.3, pp.256-260.
12. Seith W. Diffusion in metallen. Berlin-Heidelberg: Springer-Verlag, 1955, 306 p.
13. Smithells Metals Reference Book. Eds. E.A. Brandes, G.B. Brook. Oxford: Butterworth-Heineman, 1976, 1794 p.
14. Arkhipov V.E., Londarsky A.F., Melshanov A.F., Moskvitin G.V., Pugachev M.S. Ispolzovanie gazo-dinamicheskikh ustanovok dlya poverkhnostnoy plasticheskoy deformatsii [The use of gas-dynamic installations for surface plastic deformation]. Zavodskaya Laboratoriya. Diagnostika Materialov [Industrial Laboratory. Diagnostics of Materials], 2010, v.76, No.4, pp.45-51. (In Russ.).

Deposition of brass coating by a method of cold gas-dynamic spraying

V.E. Arkhipov¹, T.I. Muravyova², M.S. Pugachev¹, O.O. Shcherbakova²

¹ Blagonravov Mechanical engineering research institute of the Russian Academy of Sciences,
4 Kharitonievsky lane, 101990 Moscow, Russia
E-mail: vearkhipov@mail.ru; pugachevmax@mail.ru

² Ishlinsky Institute for problems in mechanics of the Russian Academy of Sciences,
101/1 Vernadskogo prospect, 119526 Moscow, Russia
E-mail: muravyeva@list.ru; shcherbakovaoo@mail.ru

The structure and properties of a coating based on a mechanical mixture of Cu and Zn particles deposited on a steel substrate by gas-dynamic spraying are studied. X-ray diffraction and microspectral analysis showed a significant effect of the deposition temperature on the content of Cu and Zn in the coating. When the deposition temperature increases from 270 to 450°C, Zn content increases from 8.15 to 37.6 wt.% and copper content decreases from 91.7 to 62.2 %. The results indicate the predominant diffusion of Cu into Zn and the formation of γ - and ϵ -electron-type solid solution Cu_5Zn_8 and CuZn_3 , the mass fraction of which at a deposition temperature of 450°C reaches 11.2 and 33% respectively. With increasing deposition temperature, the substructure of the starting components (Cu, Zn) is crushed from 200 to ~90 and 64 nm respectively. The size of the coherent-scattering region in the ϵ -phase with increasing air temperature increases from 70 to 97 nm, and the γ -phase one decreases from more than 200 to 62.0 nm. Estimates show that the coefficient of diffusion of copper into zinc is $\sim 1.14 \cdot 10^{-8} \text{ cm}^2/\text{s}$. The hardness of the deposited Cu-Zn coating reaches 170 HV.

Keywords: gas-dynamic spraying, coating, structure, phases, diffusion, brass, hardness.