

Научная статья

УДК 691.735: 669.017.15: 620.183

DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.28407>



В. Нгуен , А.Е. Балановский, В. Нгуен

Федеральное государственное бюджетное
образовательное учреждение высшего образования
«Иркутский национальный исследовательский технический университет»,
Иркутск, Россия

 vantrieu.xumuk@gmail.com

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ПРИ ПЛАЗМЕННОМ НАГРЕВЕ ОБМАЗКИ ОЛОВЯННОЙ БРОНЗЫ

Аннотация. Проведены эксперименты по получению поверхностных слоев плазменным нагревом обмазки оловянной бронзы (сплав ПРВ-BrO10) различной толщины (0,25; 0,5; 1,00 мм) при воздействии на них различной силы тока (100; 140; 160 А). Полученные слои имеют разную глубину упрочненного слоя и разную структуру. При толщине слоя обмазки 0,25 и 0,5 мм легко появляются дефекты под действием большой силы тока. При более толстом слое обмазки (1 мм) растворение оловянной бронзы в сталь ограничено. Низкая сила тока плазменной дуги (100 А) ограничивает диффузию и трансформацию расплавленной ванны, достаточную для насыщения легирующими элементами толстого слоя обмазки (0,5 и 1 мм). Насыщенные зоны, богатые железом представлены высокой дисперсностью и микротвердостью, находящейся в основном в пределах 400 – 600 НВ.

Ключевые слова: формирование поверхностного слоя, плазменный нагрев, оловянная бронза, структура, микротвердость, сила тока, обмазка.

Для цитирования:

Нгуен В., Балановский А.Е., Нгуен В. Особенности формирования поверхностных слоев при плазменном нагреве обмазки оловянной бронзы // Глобальная энергия. 2022. Т. 28, № 4. С. 110–122. DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.28407>

Research article

DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.28407>V. Nguyen , A.E. Balanovskiy, V. NguyenFederal State Budget Educational Institution of Higher Education
«Irkutsk National Research Technical University»,
Irkutsk, Russia vantrieu.xumuk@gmail.com

FEATURES OF THE FORMATION OF SURFACE LAYERS DURING PLASMA HEATING OF TIN BRONZE PRE-COATING

Abstract. We experimented with obtaining surface layers by plasma heating of a pre-coating of tin bronze (PRV-BrO10 alloy) of various thicknesses (0.25; 0.5; 1.00 mm) when exposed to various currents (100; 140; 160 A). The resulting layers have different depths of the hardened layer and different structures. With a pre-coating layer thickness of 0.25 and 0.5 mm, high current easily causes defects. With a thicker pre-coating layer (1 mm), the dissolution of tin bronze into steel is limited. Low current of the plasma arc (100 A) limits the diffusion and transformation of the molten pool sufficient to saturate the thick pre-coating layer (0.5 and 1 mm) with alloying elements. Saturated zones rich in iron are represented by high dispersion and microhardness, which is mainly in the range of 400–600 HV.

Keywords: surface layer formation, plasma heating, tin bronze, structure, microhardness, current strength, pre-coating.

Citation:

V. Nguyen, A.E. Balanovskiy, V. Nguyen, Features of the formation of surface layers during plasma heating of tin bronze pre-coating, *Global Energy*, 28 (04) (2022) 110–122, DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.28407>

Введение. В настоящее время актуальна проблема повышения износостойкости металлических сплавов, деталей и механизмов, работающих в условиях как воздействия абразивных частиц, так и трения скольжения. Разнообразные детали: втулки, пластины скольжения (ползунки), неподвижные пластины (для пресс-формы), подшипниковые узлы и т.д., изготовленные из дорогих медных сплавов, нуждаются в замене, в необходимости повышения прочности и других свойств, таких как износостойкость, коррозионная стойкость [1, 2]. Хотя многие медные сплавы обладают высокими антифрикционными свойствами, но их низкая износостойкость и высокая стоимость не всегда удовлетворяют экономико-техническим требованиям современного производства. Одним из решений для замены бронзовых материалов и повышения качества низкопрочных железных сплавов является использование материалов на основе композиции железа и меди (Fe-Cu). Известно, что материалы на основе Fe-Cu относятся к псевдосплавам, которые могут обеспечить высокую износостойкость и низкий коэффициент трения [1–3]. Однако на практике у созданных сплавов системы Fe-Cu часто встречается ряд недостатков: слоистость и неоднородность структуры, ограниченная твердость, высокая вероятность появления дефектов [4–6]. Тем не менее несмешивающиеся сплавы Fe-Cu, полученные традиционными методами затвердевания, подвержены сегрегации микроструктуры, которая вызвана двумя жидкими расплавами с разной плотностью, что стало основным препятствием для ограничения применения несмешивающихся сплавов Fe-Cu в промышленности [5].

Для изготовления износостойких и антифрикционных деталей некоторые авторы пришли к псевдосплавам «бронза-сталь» [2] или сплавам Fe-Cu-Sn [1, 7–9]. Сплав Fe-Cu-Sn с долей 5 % меди и 3 % олова при испытании трения со сталью дает низкий коэффициент трения, ни-

же 0,5 [7]. Сплав Fe-Mn-Cu-Sn-C имеет низкую твердость, с максимальным значением после измельчения около 350 HV [8]. Механические свойства сплавов Fe-Cu-Sn-C, спеченных при (1000 – 1150 °С), соответствуют или превосходят свойства деформируемых бронзовых сплавов [9]. Сплавы, спеченные при температурах 850 °С, показали плохие механические свойства из-за неполной диффузии меди и углерода в матрицу Fe во время спекания. Установлено, что композит Fe85%-Cu15% имеет наиболее высокую твердость (640 HV), а композит Fe15%-Cu85% – наименее (341 HV). После дополнительного отжига твердость двух этих композитов снижается при температурах свыше 500 °С [10].

Нанесение защитных покрытий является одним из способов улучшения свойств поверхности металлов, в том числе высокой твердости, коррозионной стойкости, износостойкости. и т. д. Установлено, что легированные покрытия системы Fe-Cu получают в основном двумя способами: поверхностное легирование металлов медью или медным сплавом за счет диффузии легирующих элементов показано в работах [11–13]; наплавка, оплавление смеси железных и меди или медных сплавов при использовании высококонцентрированных источников, как показано в работах [4, 12, 15–17]. По технико-экономическим показателям среди методов использования высококонцентрированных источников для упрочнения и легирования поверхности металлов оптимальным вариантом считается плазменный нагрев [18–20]. Для модификации поверхности сплавов кремниевой бронзы GTA используют в качестве плазмообразующего газа аргон или азот с силой тока 160 – 200 А, скоростью перемещения 2 мм/с. Модифицированный сплав дает значительное улучшение твердости и износостойкости поверхности, максимальное значение твердости составляет 835 HV, а для подложки – 180 HV [18]. На сталь Q235A плазменное покрытие получилось из смеси оловянной бронзы (CuSn10) и железного сплава (0,54 % С, 18,1 % Cr, 10,2 % Ni, остальное – Fe) с режимом, включающим ток дуги 175 – 180 А, напряжение дуги составило 28 – 31 В, расход газа аргона – 8,3 л/мин, скорость передвижения – 45 – 50 мм/мин [19]. В результате этого полученное покрытие CuSn10 обладает твердостью, находящейся в диапазоне 150 – 230 HV.

Оловянная бронза обладает хорошей свариваемостью и прессуемостью. Кроме того, оловянные бронзы имеют малую усадку, поэтому могут применять для отливки деталей, создания поверхностных покрытий со сложными конфигурациями. Благодаря низкой температуре плавления (около 1000 °С), оловянные бронзы легко поддаются термической обработке. Однако исследование оплавленных покрытий на сталях еще не достаточно. По выводам многих авторов, при оплавлении покрытия из бронзы и стальной поверхности для создания легированного слоя системы Fe-Cu с более высокой дисперсностью, однородностью, твердостью и меньшим количеством дефектов необходимо найти оптимальные параметры обработки. Известно, что во многих работах [19–23] при плазменном оплавлении сплавов системы Fe-Cu использовались: высокие значения силы тока, более 160 А, и большое время обработки. Использование плазменной обработки электрической дугой с нанесением предварительного слоя порошков в виде обмазки, пасты на поверхность металла, было представлено в нескольких работах [24–29]. Как показано в работах [25, 28, 29], использование обмазки, содержащей связующий компонент, упрощает процесс обработки и снижает стоимость технологии.

Целью данной работы является исследование микроструктуры и микротвердости сформированных поверхностных слоев после плазменного нагрева слоя обмазки различной толщины из оловянной бронзы при различных силах тока, которые не выше 160 А.

Методы и материалы

В качестве сплава оловянной бронзы используется сплав ПРВ-БрО10. Химический состав этого сплава показан в табл. 1, и размер частиц порошка представлен дисперсией на рис. 1. Пластины из стали Ст3 (типичный размер 70 × 25 × 10 мм) для плазменной обработки, предварительно подвергались шлифовке абразивными бумагами. Размешивали равномерно смесь порошка,

потом перемешивали с клеем. Соотношение клея и количества порошка должно обеспечивать нужную консистенцию, чтобы получить пасту в густом виде для легкого нанесения ее на поверхность металлов. Толщина обмазки фиксировалась на поверхности стали Ст3 с помощью маски различной относительной толщины: 0,25; 0,50; 1,00 мм. Приготовленные образцы проходили сушку в сушильном шкафу ШС-80-01 СПУ в течение 1 ч при температуре 100 °С, чтобы полностью удалась влага из обмазки.

Таблица 1

Химический состав сплава ПРВ-BrO10

Table 1

The chemical composition of the alloy PRV-BrO10

Марка порошка	Cu, %	Sn, %
ПРВ-BrO10	89 – 90	9–11

Операция получения покрытий плазменным оплавлением осуществляется в несколько этапов, в том числе взвешивание компонентов входящих в состав порошков; смешивание смеси порошков и клея до получения пасты; нанесение полученной пасты на шлифованную поверхность образца; сушка испытуемого образца в сушильном шкафу; плазменный нагрев; охлаждение обрабатываемого образца в охлаждающей среде. Оборудование для плазменной обработки представлено в работе [24, 27]. Для проведения обработки использовались различные режимы: сила тока (I) = 100, 140, 160 А; расход газа Аргона = 10 л/мин; скорость обработки = 2,7 мм/с.

Изучение микроструктуры обработанных образцов проводили на металлографическом микроскопе марки MET-2 с увеличением от 50 до 1000 раз. С помощью программы Tour View для экспорта изображений на компьютер, проводили наблюдение изменения микроструктуры металла по глубине слоя. Измерения твердости металлов, сплавов и металлических покрытий проведены с помощью микротвердомера НМV-G21. Значения твердости у этого прибора вычислены по шкалам Виккерса.

Результаты исследований и их обсуждение

В табл. 2 показан внешний вид поверхности однопроходной дорожки полученных слоев после плазменного нагрева и охлаждения в воде. Установлено следующее:

- С увеличением толщины слоя обмазки ширина дорожки увеличивалась при той же силе тока за счет плавления несмешивающейся бронзы на поверхности стали.
- В слое, полученном при толщине обмазки 0,25 мм и силе тока 140 А появлялись поры на поверхности полученного слоя. Наличие брызг на краях дорожек образцов № 2, 3, 6, 8, 9.
- Поверхность легированных слоев образцов № 4, 7 имеет форму рыбьей чешуи. Наиболее гладкой является поверхность слоев образцов № 1, 5.

Установлено, что однородность слоя сплава сильно зависит от степени растворения массы оловянной бронзы и разбавленной поверхности стали [30]. Толстый слой покрытия препятствовал передаче тепла от потока плазменной дуги к подложке. Затем ток необходимо увеличить, чтобы обеспечить достаточную энергию для увеличения степени растворения сплава при разбавленной площади поверхности подложки. Известно, что оловянная бронза имеет более низкую температуру плавления по сравнению с железом. В результате недостаточное соединение на границе кристалла, в свою очередь, приводило к трещинам, образованию которых способствовали растягивающие напряжения при быстром охлаждении водой. Установлено, что из-за большого объема жидкого раствора, образовавшегося из толстого слоя покрытия, и хаотического конвективного движения плазменно-дуговой поток неравномерно передавался на всю площадь поверхности

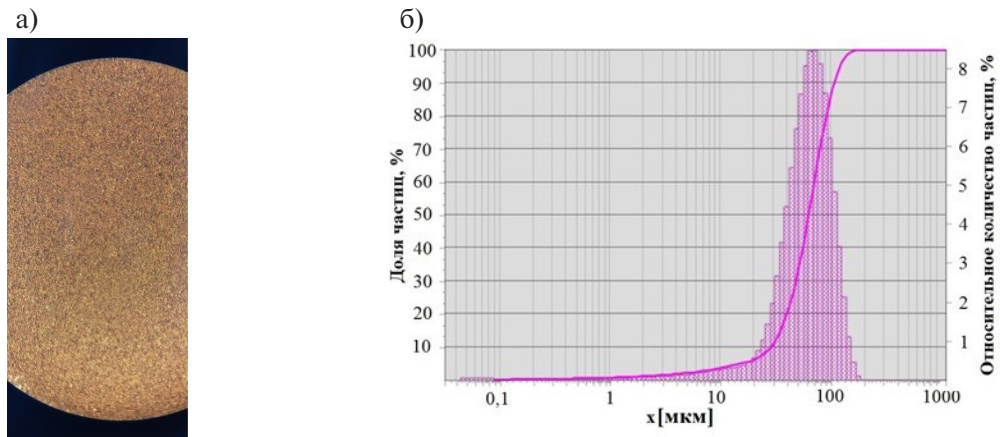


Рис. 1. Гранулометрический состав частиц порошка сплава ПРВ-BrO10
 Fig. 1. Granulometric composition of powder particles of the alloy PRV-BrO10

подложки. Следовательно, это приводило к неравномерности границы ванны расплава, неупорядоченному распределению субслоев и возникновению мелких железонасыщенных участков, расположенных внутри насыщенных зон оловянной бронзы и наоборот.

Таблица 2

**Внешний вид поверхности легированных дорожек
 после плазменного нагрева слоя обмазки сплава ПРВ-BrO10**

Table 2

**Appearance of the surface of alloyed tracks
 after plasma heating of the coating layer of the PRV-BrO10 alloy**

Ток, А	Толщина обмазки		
	0,25 мм	0,50 мм	1,00 мм
100			
140			
160			

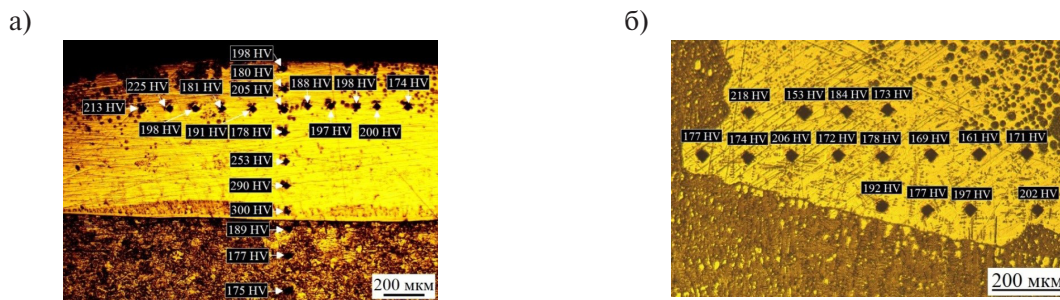


Рис. 2. Распределение значений микротвердости богатых зон оловянной бронзой полученных слоев при толщине обмазки 1 мм и силах тока: а – 100 А; б – 160 А

Fig. 2. The distribution of microhardness values of the rich zones of tin bronze of the obtained layers with a coating thickness of 1 mm and current strengths: a – 100 A; b – 160 A

Результаты измерения микротвердости полученных слоев под нагрузкой 2 Н приведены на рис. 2 и 3. Зоны, богатые оловянной бронзой, характеризуются матрицей этой бронзы с более мелкими структурами округлых и дендритных богатых железом зерен (рис. 2). Значения микротвердости этих зон находятся в основном в пределах от 170 до 250 HV. В частности, некоторые значения, достигшие 290, 300 HV, могут быть связаны с наличием в месте измерения богатой железом структуры.

На рис. 3 показано распределение значений микротвердости богатых зон железом легированных слоев. Видно, что значения микротвердости по глубине и ширине легированного слоя № 1 незначительно отличаются и находятся в диапазоне 341–562 HV (рис. 3, а). В слое, полученном со слоем обмазки 0,50 мм и силе тока 100 А, для насыщенной зоны железом значения микротвердости находятся в диапазоне 513–615 HV (рис. 3, б). Появились трещины в легированном слое № 3, полученном из обмазки толщиной 0,25 мм и при силе тока 140 А (рис. 3, в). Измеренные значения микротвердости для этого слоя не превышают 500 HV. Существует большая разница между структурами слоев, полученных при силах 140 и 160 А с толщиной обмазки 0,50 мм. В поверхностном слое № 5 (сила тока 140 А) отслоения не произошло, но появились довольно крупные последовательные зоны (светлые), богатые оловянной бронзой, и трещины сегрегации, которые были заполнены этой бронзой (рис. 3, г). В результате много мягких зон мягкого (светлые участки на рис. 3, г) с низкой микротвердостью (134, 229, 310 HV), остальные значения находятся в диапазоне 402–567 HV. Для слоя № 8 (сила тока 160 А) появились протяженные трещины, идущие от поверхности до границы между легированным слоем и основной сталью. Видно, что структура этого слоя более однородна по сравнению со структурой слоя № 5 (рис. 3, д). На рис. 3, е показана одна типичная зона слоя № 9 с распределением микротвердости нескольких точек, в том числе максимальное значение достигло до 618 HV.

Сравнительная оценка микротвердости представлена диаграммой «Ящик с усами» с обработкой выбросов с 5-го/95-му процентилю на рисунке 3.14. Установлено, что большинство значений микротвердости насыщенных зон железом всех слоев находится в пределах 400–600 HV. Зоны насыщения слоев № 1, 2, 4, 8, 9 имеют более высокое концентрирование значений микротвердости по сравнению со слоем № 5. Это связано с наличием наиболее крупных мягких зон, богатых оловянной бронзой, которые снизили твердости точек измерения. Интересно, что значения микротвердости насыщенных зон железом слоев, имеющих расслоение, значительно выше, чем у насыщенных слоев № 1, 4, 5, 8. Среднее значение для каждого слоя составляет 497, 549, 446, 443, 486, 550 HV, соответственно.

Внешний вид поверхности и поперечного сечения образовавшихся слоев после полирования и травления представлен на рис. 5. Несмотря на отсутствие явно выраженной внешней формы

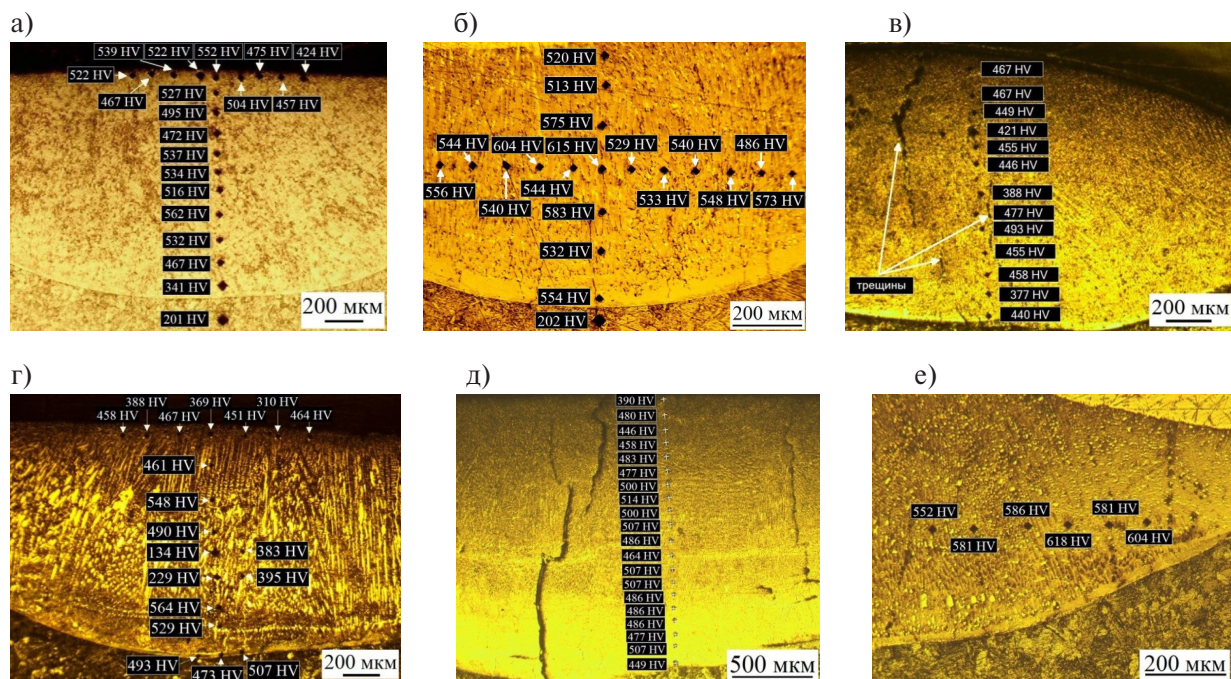


Рис. 3. Распределение значений микротвердости насыщенных зон железом полученных слоев при различных режимах (толщина обмазки и сила тока): а – 0,25 мм, $I = 100$ А; б – 0,50 мм, $I = 100$ А; в – 0,25 мм, $I = 140$ А; г – 0,50 мм, $I = 140$ А; д – 0,50 мм, $I = 160$ А; е – 1,00 мм, $I = 160$ А

Fig. 3. Distribution of microhardness values of iron-saturated zones of obtained layers under various modes (thickness of the coating and current strength): а – 0.25 mm, $I = 100$ A; б – 0.50 mm, $I = 100$ A; в – 0.25 mm, $I = 140$ A; г – 0.50 mm, $I = 140$ A; д – 0.50 mm, $I = 160$ A; е – 1.00 mm, $I = 160$ A

рыбьей чешуи (табл. 2), структура поверхности легированного слоя, полученного оплавлением обмазки оловянной бронзы с толщиной 1 мм при силе тока 140 А, после полировки приобрела такую форму (рис. 5, а). При обработки обмазки 1 мм оловянной бронзы с силой тока 160 А структура поверхности полученного слоя проявилась в виде изображенных крупных насыщенных богатых железом зон, расположенных в матрице этой бронзы (рис. 5, б). При большем увеличении этих крупных зон наличие богатых железом частиц показано на рис. 5, в. Размер большинства данных частиц находится в диапазоне 1 – 15 мкм. Толстый слой обмазки сопровождался образованием большого объема жидкого раствора, в котором движение конвекционных потоков было более хаотичным, т.е. неравномерным действием теплопередачи по всей площади и глубине ванны расплава. В результате этого появились насыщенные зоны бронзы с железом, находящиеся в богатых оловянной бронзой зонах; показана структура края слоя, полученного при оплавлении обмазки этой бронзы с толщиной 1 мм при силе тока 160 А (рис. 5, г).

В результате получения слоев на основе оловянной бронзы структуры обогащенных железом зон показаны на рис. 6. Видно, что при использовании тонкого слоя обмазки 0,25 мм и токе 100 А размер длина богатых оловянной бронзой зон не превышает 20 мкм (рис. 6, а). Увеличение массы оловянной бронзы со слоем обмазки 0,50 мм и силой тока 140 А привело к увеличению размеров зон, богатых этой бронзой, на несколько десятых по длине и ширине (рис. 6, б). При увеличении силы тока (160 А) основная структура слоев на основе покрытия толщиной 0,50 мм — дендритно-столбчатая с высокой плотностью расположения (рис. 6, в). При одинаковой силе тока (160 А) и толщине порошкового покрытия (1,00 мм) обогащенные железом зерна крупнее, чем в других слоях (рис. 6, г).

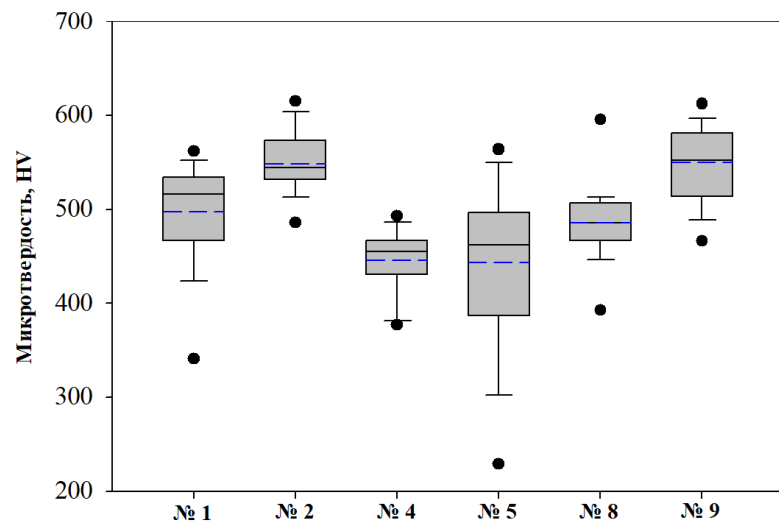
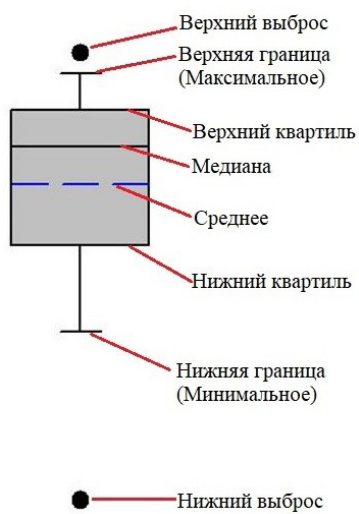


Рис. 4. Дисперсия микротвердости насыщенных зон железом легированных слоев, полученных при различных режимах (толщина обмазки и сила тока): № 1 – 0,25 мм, $I = 100$ А; № 2 – 0,50 мм, $I = 100$ А; № 4 – 0,25 мм, $I = 140$ А; № 5 – 0,50 мм, $I = 140$ А; № 8 – 0,50 мм, $I = 160$ А; № 9 – 1,00 мм, $I = 160$ А

Fig. 4. Dispersion of microhardness of iron-saturated zones of alloyed layers obtained under various modes (thickness of the coating and current strength): No. 1 – 0.25 mm, $I = 100$ A; No. 2 – 0.50 mm, $I = 100$ A; No. 4 – 0.25 mm, $I = 140$ A; No. 5 – 0.50 mm, $I = 140$ A; No. 8 – 0.50 mm, $I = 160$ A; No. 9 – 1.00 mm, $I = 160$ A

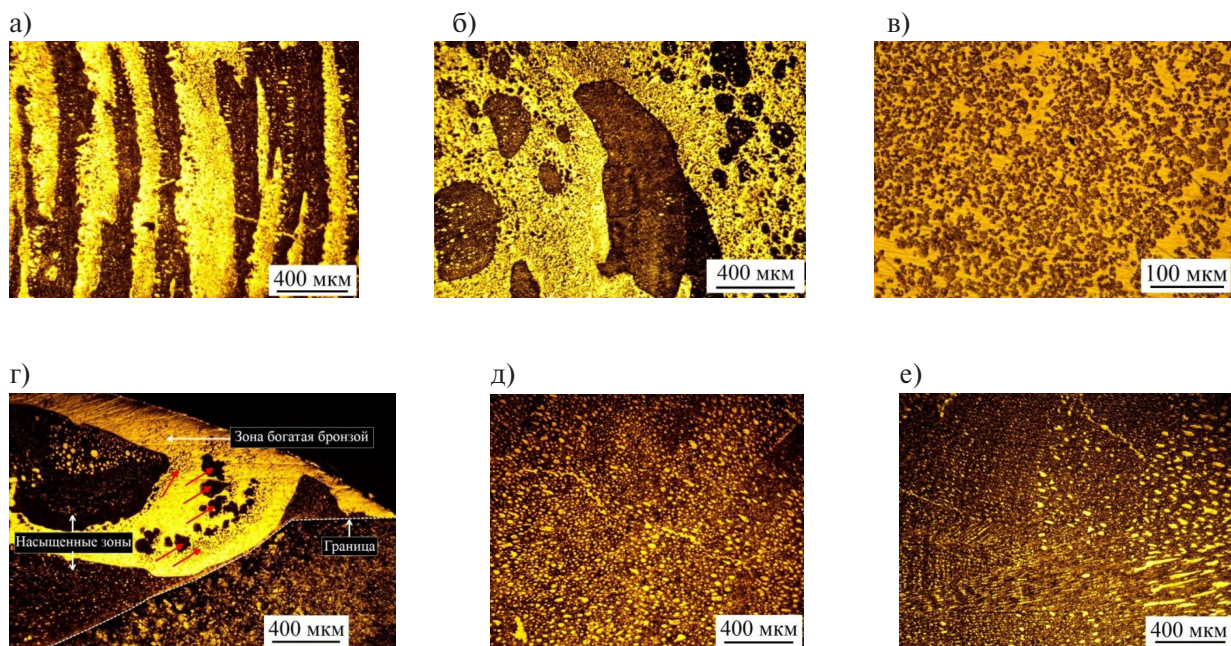


Рис. 5. Вид поверхности и поперечного сечения образовавшихся слоев после полирования и травления

Fig. 5. View of the surface and cross section of the formed layers after polishing and etching

Заключение

Результаты экспериментов показали, что использование тонкого слоя (0,25 мм) покрытия из сплава ПРВ-BrO10 обеспечивает более полное насыщение слоя. При скорости обработки (2,7 мм/с) и малой силе тока 100 А дефектов не фиксировали, а при большей силе тока – 140,

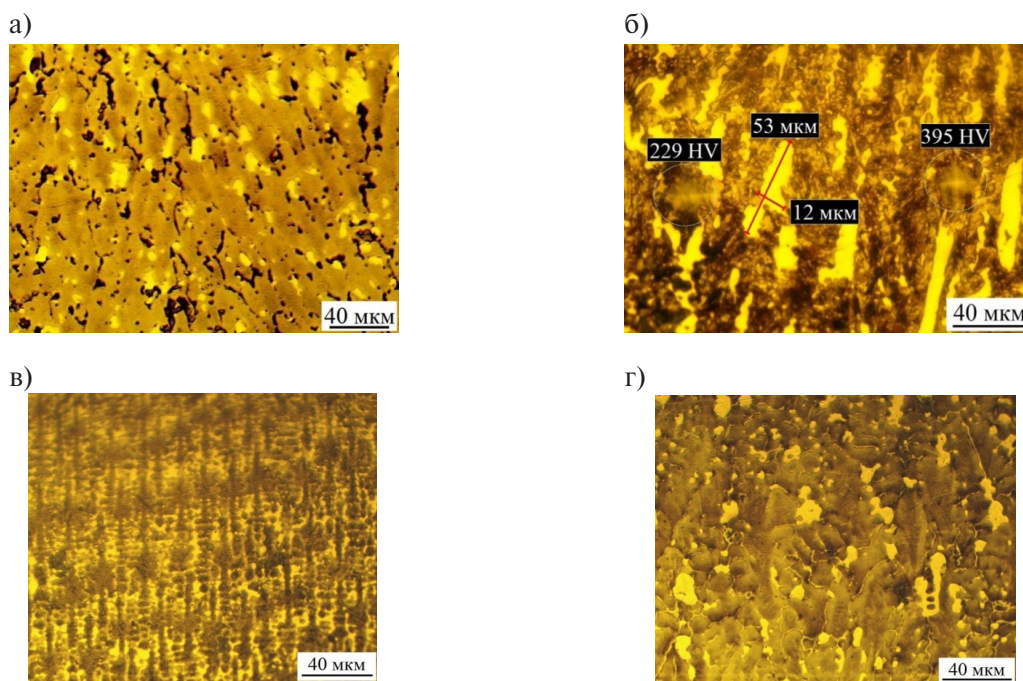


Рис. 6. Структура насыщенных зон железом легированных слоев, полученных при различных режимах (толщина обмазки и сила тока): а – 0,25 мм, $I = 100$ А; б – 0,50 мм, $I = 140$ А; в – 0,50 мм, $I = 160$ А; г – 1 мм, $I = 160$ А

Fig. 6. The structure of iron-saturated zones of alloyed layers obtained under various modes (thickness of the coating and current strength): а – 0.25 mm, $I = 100$ A; б – 0.50 mm, $I = 140$ A; в – 0.50 mm, $I = 160$ A; d – 1.00 mm, $I = 160$ A

160 А появлялись трещины. Использование слоя обмазки толщиной 1 мм не позволило в этой серии опытов получить насыщенный слой при указанных силах тока и привело к расслаиванию. Установлено, что легирование поверхности стали оловянной бронзой в основном происходит в жидком состоянии при расплавлении металлов. При большой массе оловянной бронзы и недостаточной теплоотдаче в образовавшемся поверхностном слое появляются различные подслои: верхний – расплавленный сплав, богатый оловянной бронзой, с наличием мелких железистых частиц; нижняя богата железом, легированном медью, оловом за счет их растворения в стальной матрице. Зоны обогащенной оловянной бронзы имеют микротвердость, которая находится в основном в пределах 170 – 300 HV, а зоны обогащенной железом – 400 – 600 HV.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

[1] **Stepanova N., Razumakov A., Lozhkina E.A.** Structure and mechanical properties of Cu–alloyed cast iron, *Applied Mechanics and Materials*. 682 (2014) 178–182.

[2] **Тен Э.Б., Петровский П.В., Ионова Г.Е.** Особенности формирования границ раздела компонентов в композитах "Сталь-Алюминий" и "Сталь-Бронза" // *Литейщик России*. 2017. № 7. С. 26–28.

[3] **Zhang R.F., Kong X.F., Wang H.T., Zhang S.H., Legut D., Sheng S.H., Srinivasan S., Rajan K., Germann T.C.** An informatics guided classification of miscible and immiscible binary alloy systems, *Scientific reports*. 7 (1) (2017) 9577.

[4] **Dai X., Xie M., Zhou S., Wang C., Yang J., Li Z.** Formation and properties of a self-assembled Cu-Fe-Ni-Cr-Si immiscible composite by laser induction hybrid cladding, *Journal of Alloys and Compounds*. 742 (2018) 910–917.

- [5] **Dai X., Zhou S., Wang M., Lei J., Xie M., Chen H., Wang C., Wang T.** Microstructure evolution of phase separated Fe-Cu-Cr-C composite coatings by laser induction hybrid cladding, *Surface and Coatings Technology*. 324 (2017) 518–525.
- [6] **Das P., Paul S., Bandyopadhyay P.P.** HVOF sprayed diamond reinforced nano-structured bronze coatings, *Journal of Alloys and Compounds*. 746 (2018) 361–369.
- [7] **Mushtaq S., Wani M., Saleem S., Bandy S., Mir M., Khan J., Singh J.** Tribological Characteristics of Fe-Cu-Sn Alloy with Molybdenum Disulfide as a Solid Lubricant under Dry Conditions, *SSRN Electronic Journal*. 7 (2018).
- [8] **Bączek E., Konstanty J., Romanski A., Podsiadlo M., Cyboron J.** Processing and Characterization of Fe-Mn-Cu-Sn-C Alloys Prepared by Ball Milling and Spark Plasma Sintering, *Journal of Materials Engineering and Performance*. 27 (5) (2018).
- [9] **Mamedov V.** Microstructure and mechanical properties of PM Fe–Cu–Sn alloys containing solid lubricants, *Powder Metallurgy*. 47 (2004) 173–179.
- [10] **Bachmaier A., Kerber M., Setman D., Pippin R.** The formation of supersaturated solid solutions in Fe–Cu alloys deformed by high-pressure torsion, *Acta Materialia*. 60 (3) (2012) 860–871.
- [11] **Огнева Т.С., Мартюшев Н.В., Альптер И., Сурков М. А., Токарев А. О., Крутская Т.М.** Структура и свойства термически обработанных среднеуглеродистых сталей, легированных медью // *Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты*. 2018. Т. 20. №. 2. С. 130–143.
- [12] **Марусин М.В., Шукин В.Г., Марусин В.В.** Поверхностное легирование углеродистой стали медью при высокоэнергетической индукционной обработке // *Физика и химия обработки материалов*. 2010. № 5. С. 67–70.
- [13] **Колубаева Ю.А., Иванов Ю.Ф., Тересов А.Д.** Исследование закономерностей электронно-ионно-плазменного легирования стали // *Перспективные материалы*. 2011. № S13. С. 608–617.
- [14] **Tan K.S., Wood R.J.K., Stokes K.R.** The slurry erosion behaviour of high velocity oxy-fuel (HVOF) sprayed aluminium bronze coatings, *Wear*. 255 (1–6) (2003) 195–205.
- [15] **Brian R.W.** 17 – Mechanics of Abrasion and Wear, *Principles of Modern Grinding Technology (Second Edition)*, William Andrew Publishing. (2014) 349–379.
- [16] **Devojno O.G., Feldshtein E., Kardapolava M.A., Lutsko N.I.** On the formation features, structure, microhardness and tribological behavior of single tracks and coating layers formed by laser cladding of Al-Fe powder bronze, *Surface and Coatings Technology*. 358 (2019) 195–206.
- [17] **Gamon W., Aniolek K.** Examination of the sliding wear of bronze coatings on railway buffer heads, *Wear*. 448–449 (2020), 203235.
- [18] **Aravind A., Saravanan R.** Improvement in hardness, wear rate and corrosion resistance of silicon bronze using gas tungsten arc, *Materials Today: Proceedings*. 24 (2) (2020) 406–414.
- [19] **Hou Q.Y., Ding T.T., Huang Z.Y., Wang P., Luo L.M., Wu Y.C.** Microstructure and properties of mixed Cu–Sn and Fe-based alloys without or with molybdenum addition processed by plasma transferred arc, *Surface and Coatings Technology*. 283 (2015) 184–193.
- [20] **Kucita P., Wang S.C., Li W.S., Cook R.B., Starink M.J.** The effects of substrate dilution on the microstructure and wear resistance of PTA Cu-Al-Fe aluminium bronze coatings, *Wear*. 440–441 (2019) 203102.
- [21] **Nair S., Sellamuthu R., Saravanan R.** Effect of Nickel content on hardness and wear rate of surface modified cast aluminum bronze alloy, *Materials Today: Proceedings*. 5 (2, 2) (2018) 6617–6625.
- [22] **Raju D., Govindan A.R., Subramanian J., Ramachandran S., Nair S.** Surface alloying of aluminium bronze with chromium: Processing, testing, and characterization, *Materials Today: Proceedings*. 27 (3) (2020) 2191–2199.
- [23] **Aravind A., Saravanan R.** Improvement in hardness, wear rate and corrosion resistance of silicon bronze using gas tungsten arc, *Materials Today: Proceedings*. 24 (2) (2020) 406–414.
- [24] **Balanovskii A.E., Vu V.H.** Plasma surface carburizing with graphite paste, *Letter on materials*. 7 (2) (2017) 175–179.

- [25] **Bello K.A., Maleque M.A., Adebisi A.A.** Processing of Ceramic Composite Coating via TIG Torch Welding Technique, Encyclopedia of Renewable and Sustainable Materials. 4 (2020) 523–535.
- [26] **Azwan M., Maleque M.A., Rahman M.M.** TIG Torch Melting as Surface Engineering Technology, Encyclopedia of Renewable and Sustainable Materials, Elsevier. (2020) 629–637.
- [27] **Vu V.H., Balanovskiy A.E., Doan V.T., Nguyen V.T.** Surface Saturation with Carbon Using Plasma Arc and Graphite Coating, Tribology in Industry. 43 (2) (2021) 211–221.
- [28] **Kumar A., Kumar A.D.** Evolution of microstructure and mechanical properties of Co-SiC tungsten inert gas clad coating on 304 stainless steel, Engineering Science and Technology, an International Journal. 24 (3) (2021) 591–604.
- [29] **Kumar A., Kumar R.R., Kumar A.D.** Mechanical characteristics of Ti-SiC metal matrix composite coating on AISI 304 steel by gas tungsten arc (GTA) coating process, Materials Today: Proceedings. 1 (2019) 111–117.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

НГУЕН Ван Чьеу – аспирант, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Иркутский национальный исследовательский технический университет», без степени.
E-mail: vantrieu.xumuk@gmail.com

БАЛАНОВСКИЙ Андрей Евгеньевич – заведующий кафедрой, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Иркутский национальный исследовательский технический университет», канд. техн. наук.
E-mail: fuco.64@mail.ru

НГУЕН Ван Винь – аспирант, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Иркутский национальный исследовательский технический университет», без степени.
E-mail: nguyenvanvinh190596@gmail.com

REFERENCES

- [1] **N. Stepanova, A. Razumakov, Ye.A. Lozhkina**, Structure and mechanical properties of Cu–alloyed cast iron, Applied Mechanics and Materials. 682 (2014) 178–182.
- [2] **E.B. Ten, P.V. Petrovskiy, G.Ye. Ionova**, Osobennosti formirovaniya granits razdela komponentov v kompozitakh "Stal-Alyuminiy" i "Stal-Bronza" // Liteyshchik Rossii. 2017. № 7. S. 26–28.
- [3] **R.F. Zhang, X.F. Kong, H.T. Wang, S.H. Zhang, D. Legut, S.H. Sheng, S. Srinivasan, K. Rajan, T.C. Germann**, An informatics guided classification of miscible and immiscible binary alloy systems, Scientific reports. 7 (1) (2017) 9577.
- [4] **X. Dai, M. Xie, S. Zhou, C. Wang, J. Yang, Z. Li**, Formation and properties of a self-assembled Cu-Fe-Ni-Cr-Si immiscible composite by laser induction hybrid cladding, Journal of Alloys and Compounds. 742 (2018) 910–917.
- [5] **X. Dai, S. Zhou, M. Wang, J. Lei, M. Xie, H. Chen, C. Wang, T. Wang**, Microstructure evolution of phase separated Fe-Cu-Cr-C composite coatings by laser induction hybrid cladding, Surface and Coatings Technology. 324 (2017) 518–525.
- [6] **P. Das, S. Paul, P.P. Bandyopadhyay**, HVOF sprayed diamond reinforced nano-structured bronze coatings, Journal of Alloys and Compounds. 746 (2018) 361–369.

- [7] **S. Mushtaq, M. Wani, S. Saleem, S. Banday, M. Mir, J. Khan, J. Singh**, Tribological Characteristics of Fe-Cu-Sn Alloy with Molybdenum Disulfide as a Solid Lubricant under Dry Conditions, *SSRN Electronic Journal*. 7 (2018).
- [8] **E. Bączek, J. Konstanty, A. Romanski, M. Podsiadlo, J. Cyboron**, Processing and Characterization of Fe-Mn-Cu-Sn-C Alloys Prepared by Ball Milling and Spark Plasma Sintering, *Journal of Materials Engineering and Performance*. 27 (5) (2018).
- [9] **V. Mamedov**, Microstructure and mechanical properties of PM Fe-Cu-Sn alloys containing solid lubricants, *Powder Metallurgy*. 47 (2004) 173–179.
- [10] **A. Bachmaier, M. Kerber, D. Setman, R. Pippa**, The formation of supersaturated solid solutions in Fe-Cu alloys deformed by high-pressure torsion, *Acta Materialia*. 60 (3) (2012) 860–871.
- [11] **T.S. Ogneva, N.V. Martyshev, I. Altpeter, M.A. Surkov, A.O. Tokarev, T.M. Krutskaya**, Struktura i svoystva termicheski obrabotannykh sredneuglerodistykh staley, legirovannykh medyu // *Obrabotka metallov: tekhnologiya, oborudovaniye, instrumenty*. 2018. T. 20. №. 2. S. 130–143.
- [12] **M.V. Marusin, V.G. Shchukin, V.V. Marusin**, Poverkhnostnoye legirovaniye uglerodistoy stali medyu pri vysokoenergeticheskoy induktsionnoy obrabotke // *Fizika i khimiya obrabotki materialov*. 2010. № 5. S. 67–70
- [13] **Yu.A. Kolubayeva, Yu.F. Ivanov, A.D. Teresov**, Issledovaniye zakonmernostey elektronno-ionno-plazmennogo legirovaniya stali // *Perspektivnyye materialy*. 2011. № S13. S. 608–617.
- [14] **K.S. Tan, R.J.K. Wood, K.R. Stokes**, The slurry erosion behaviour of high velocity oxy-fuel (HVOF) sprayed aluminium bronze coatings, *Wear*. 255 (1–6) (2003) 195–205.
- [15] **R.W. Brian**, 17 – Mechanics of Abrasion and Wear, *Principles of Modern Grinding Technology (Second Edition)*, William Andrew Publishing. (2014) 349–379.
- [16] **O.G. Devojno, E. Feldshtein, M.A. Kardapolava, N.I. Lutsko**, On the formation features, structure, microhardness and tribological behavior of single tracks and coating layers formed by laser cladding of Al-Fe powder bronze, *Surface and Coatings Technology*. 358 (2019) 195–206.
- [17] **W. Gamon, K. Aniolek**, Examination of the sliding wear of bronze coatings on railway buffer heads, *Wear*. 448–449 (2020), 203235.
- [18] **A. Aravind, R. Saravanan**, Improvement in hardness, wear rate and corrosion resistance of silicon bronze using gas tungsten arc, *Materials Today: Proceedings*. 24 (2) (2020) 406–414.
- [19] **Q.Y. Hou, T.T. Ding, Z.Y. Huang, P. Wang, L.M. Luo, Y.C. Wu**, Microstructure and properties of mixed Cu-Sn and Fe-based alloys without or with molybdenum addition processed by plasma transferred arc, *Surface and Coatings Technology*. 283 (2015) 184–193.
- [20] **P. Kucita, S.C. Wang, W.S. Li, R.B. Cook, M.J. Starink**, The effects of substrate dilution on the microstructure and wear resistance of PTA Cu-Al-Fe aluminium bronze coatings, *Wear*. 440–441 (2019) 203102.
- [21] **S. Nair, R. Sellamuthu, R. Saravanan**, Effect of Nickel content on hardness and wear rate of surface modified cast aluminum bronze alloy, *Materials Today: Proceedings*. 5 (2, 2) (2018) 6617–6625.
- [22] **D. Raju, A.R. Govindan, J. Subramanian, S. Ramachandran, S. Nair**, Surface alloying of aluminium bronze with chromium: Processing, testing, and characterization, *Materials Today: Proceedings*. 27 (3) (2020) 2191–2199.
- [23] **A. Aravind, R. Saravanan**, Improvement in hardness, wear rate and corrosion resistance of silicon bronze using gas tungsten arc, *Materials Today: Proceedings*. 24 (2) (2020) 406–414.
- [24] **A.E. Balanovskii, V.H. Vu**, Plasma surface carburizing with graphite paste, *Letter on materials*. 7 (2) (2017) 175–179.
- [25] **K.A. Bello, M.A. Maleque, A.A. Adebisi**, Processing of Ceramic Composite Coating via TIG Torch Welding Technique, *Encyclopedia of Renewable and Sustainable Materials*. 4 (2020) 523–535.
- [26] **M. Azwan, M.A. Maleque, M.M. Rahman**, TIG Torch Melting as Surface Engineering Technology, *Encyclopedia of Renewable and Sustainable Materials*, Elsevier. (2020) 629–637.
- [27] **V.H. Vu, A.E. Balanovskiy, V.T. Doan, V.T. Nguyen**, Surface Saturation with Carbon Using Plasma Arc and Graphite Coating, *Tribology in Industry*. 43 (2) (2021) 211–221.

[28] **A. Kumar, A.D. Kumar**, Evolution of microstructure and mechanical properties of Co-SiC tungsten inert gas cladded coating on 304 stainless steel, *Engineering Science and Technology, an International Journal*. 24 (3) (2021) 591–604.

[29] **A. Kumar, R.R. Kumar, A.D. Kumar**, Mechanical characteristics of Ti-SiC metal matrix composite coating on AISI 304 steel by gas tungsten arc (GTA) coating process, *Materials Today: Proceedings*. 1 (2019) 111–117.

INFORMATION ABOUT AUTHORS

Van T. NGUYEN – *Federal State Budget Educational Institution of Higher Education «Irkutsk National Research Technical University»*.

E-mail: vantrieu.xumuk@gmail.com

Andrey E. BALANOVSKIY – *Federal State Budget Educational Institution of Higher Education «Irkutsk National Research Technical University»*.

E-mail: fuco.64@mail.ru

Van V. NGUYEN – *Federal State Budget Educational Institution of Higher Education «Irkutsk National Research Technical University»*.

E-mail: nguyenvanvinh190596@gmail.com

Поступила: 14.10.2022; Одобрена: 19.11.2022; Принята: 24.11.2022.

Submitted: 14.10.2022; Approved: 19.11.2022; Accepted: 24.11.2022.