

Научная статья

УДК 620.178.162: 539.53

DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.28408>



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

ОЦЕНКА АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ИЗ ПЛАЗМЕННОГО ОПЛАВЛЕНИЯ ОЛОВЯННОЙ БРОНЗЫ И КАРБИДА ХРОМА

Аннотация. В данной работе представлены исследование характеристик и стойкости к абразивному износу поверхностных легированных слоев при плазменном нагреве смеси, содержащей оловянную бронзу и карбид хрома. Установлено, что в зависимости от состава смеси, толщины обмазки, режима обработки получаемые слои различаются по структуре, химическому и фазовому составу. Добавка карбида хрома с массовой долей 20 % позволяет повысить микротвердость легированного слоя на основе оловянной бронзы до 700 НВ с формированием мартенситной структуры. Испытания на абразивный износ проводились при нагрузке 5, 20, 50 Н и при сонаправленном вращении держателя к абразивному кругу. Полученные результаты показали, что износостойкость легированных слоев Fe-Cu-Sn и Fe-Cr-C-Cu-Sn выше по сравнению со слоем Cu-Sn. В частности слой системы Fe-Cr-C-Cu-Sn слой наилучший.

Ключевые слова: абразивный износ, легированный слой, карбид хрома, оловянная бронза, микротвердость, износостойкость, поверхностное упрочнение.

Для цитирования:

Нгуен В., Балановский А.Е., Нгуен В. Оценка абразивной износостойкости поверхностных слоев из плазменного оплавления оловянной бронзы и карбида хрома // Глобальная энергия. 2022. Т. 28, № 4. С. 123–135. DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.28408>



V. Nguyen ✉, A.E. Balanovskiy, V. Nguyen

Federal State Budget Educational Institution of Higher Education
«Irkutsk National Research Technical University»,
Irkutsk, Russia

✉ vantrieu.xumuk@gmail.com

ESTIMATION OF ABRASIVE WEAR RESISTANCE OF PLASMA ALLOYED LAYERS BASED ON TIN BRONZE AND CHROMIUM CARBIDE

Abstract. This paper presents a study of the characteristics and resistance to abrasive wear of surface alloyed layers during plasma heating of a mixture containing tin bronze and chromium carbide. It was established that depending on the composition of the mixture, the thickness of the coating, the processing mode, the resulting layers differ in structure, chemical and phase composition. The addition of chromium carbide with a mass fraction of 20% makes it possible to increase the microhardness of the alloyed layer based on tin bronze up to 700 HV with the formation of a martensitic structure. Tests for abrasive wear were carried out at a load of 5, 20, 50 N and with codirectional rotation of the holder to the abrasive wheel. The obtained results showed that the wear resistance of the Fe-Cu-Sn and Fe-Cr-C-Cu-Sn alloyed layers is higher compared to the Cu-Sn layer. In particular, the Fe-Cr-C-Cu-Sn layer is the best option.

Keywords: abrasive wear, alloyed layer, chromium carbide, tin bronze, microhardness, wear resistance, surface hardening.

Citation:

V. Nguyen, A.E. Balanovskiy, V. Nguyen, Estimation of abrasive wear resistance of plasma alloyed layers based on tin bronze and chromium carbide, *Global Energy*, 28 (04) (2022) 123–135, DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.28408>

Введение. Поверхностное упрочнение стали легирующим слоем широко распространено в технологии машиностроения. Подход к легированию меди поверхности стали давно является одним решением для повышения антифрикционных свойств, коррозионной стойкости, биокоррозионной стойкости и других свойств [1–4]. Известно, что сплавы на основе меди Cu-X, где X – Fe, Cr, и другие, относятся к несмешивающейся бинарной системе, обладающей высокой механической прочностью, электропроводностью и магнетизмом (для Fe-Cu) и также высокими термическими характеристиками [2, 3, 4]. Сплав системы Fe-Cu является перспективной основой для создания материалов, сочетающих хорошую механическую прочность, износостойкость и коррозионную стойкость с высокой теплопроводностью и электропроводностью [5–8]. 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 [9]. Применение материалов на основе Fe-Cu встречается в широком диапазоне приложений, от фрикционных материалов и высоковольтных скользящих контактов до устройств магнитоэлектроники и спинтроники [8, 10–12]. Комбинация меди и железа часто осуществляется в целях экономии при одновременном снижении стоимости меди и повышении твердости сплава за счет присутствия железа [1, 2, 13, 14].

В настоящее время, для улучшения свойств материалов в железную основу вводят не чистую медь, а сплавы на ее основе как например, бронзовый порошок. Комбинирование Fe, Cu и Sn было приведено в создании композитных сплавов системы Fe-Cu-Sn [14–18]. В различных трибологических применениях используются композиты из железа, меди и олова благодаря их высокой твердости, высокой прочности и умеренной износостойкости [16, 17]. В последние годы использование высококонцентрированных источников для поверхностного легирования конструкционных сталей все чаще осуществляется с многочисленными успешными результатами, в том числе электродуговой плазменной нагрев обеспечивает достаточное количество тепла с высокой эффективностью, коротким временем обработки [19, 20, 21]. Для улучшения свойств поверхностного упрочнения в ряде работ уже сообщалось о плазменном нагреве алюминиевой бронзы [22], смеси оловянной бронзы и сплава железа [23], лазерной наплавке несмешивающихся нанокompозитов систем Cu-Fe-Cr-Si-C [24], Cu-Fe-Ni-Cr-Si [25], Cu-Ni-Fe-Mo-xCr [26]. Однако количество исследований по получению легированного слоя системы Fe-Cu-Sn пока невелико, а качество получаемых покрытий не соответствует ожидаемым требованиям, связанным с высокой твердостью, износостойкостью и т.д. Абразивный износ является одним из наиболее распространенных видов износа. Это происходит, когда более твердый материал трется о более мягкий. На практике абразивный и другой износ в основном вызывают механические повреждения металлических деталей машин, особенно движущихся частей. Исследования на износостойкость неоднократно проводились, но в основном только для покрытий и сплавов систем Fe-Cu-Sn [15], Fe-Cu [22], Cu-Sn [27], Cu-Sn-Cr [28]. Для легирования поверхности углеродистой стали предлагалось использовать покрытия системы Fe-Cr-C-Cu-Sn [20]. Суть его заключается в том, что в состав покрытий входят мягкие фазы системы Cu-Sn и твердые фазы системы Fe-Cr-C, в результате чего удается повысить поверхностную твердость, износостойкость, но при этом обеспечивают сопротивление к трению как материалы из чистой бронзы.

Целью данной работы является оценка износостойкости поверхностных легированных слоев, полученных в плазменном нагреве обмазки, содержащей оловянную бронзу и карбид хрома. В работе представлены результаты исследований микроструктуры, измерения микротвердости, определения химического и фазового состава по поперечному сечению полученных слоев и их испытания на абразивное изнашивание.

Методы и материалы

Для легирования поверхности стали Ст3 в качестве основного сплава использовали оловянную бронзу ПРВ-БрО10 (Cu: 89 – 90 %; Sn: 9 – 11 %) с размером частиц менее 150 мкм, в качестве добавки карбид хрома с массовой долей 20 % и основным размером частиц 10 – 300 мкм, а в качестве связующего компонента силикатный клей. Приготовление обмазки смеси клея и порошка показано в работе [19]. Плазменное оплавление осуществлялось на сварочном аппарате Kempi PSS5000 с управлением аргонно-дуговой сваркой Oscillator TU50. Режим плазменной обработки для каждого состава показан в табл. 1.

После охлаждения на воздухе обработанные образцы вырезали на автоматическом станке Р100А, затем прессовали акриловой смолой в форме круглого цилиндра на автоматическом прессе ПОЛИЛАБ С50А. После шлифовки, полировки и травления в 5 %-ной кислоте HNO_3 с добавлением этанола микроструктура исследуемых образцов изучали на микроскопе MET-2. Измерение микротвердости выполнено с помощью микротвердомера НМV-G21. Анализ химического состава поперечного сечения полученных слоев выполняется на микроскопе JIB-4500 с анализатором EDS (Energy Dispersive X-ray Spectrometer for Chemical Analysis). Фазовый состав полученных слоев изучали на дифрактометре Shimadzu XRD-7000 с системой поликапиллярной оптики.

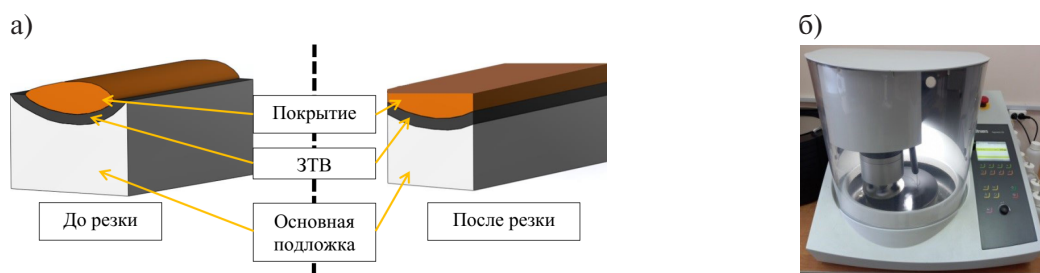


Рис. 1. Шлифовально-полировальный станок Struers Tegramin-25 для испытания изнашивания
 Fig. 1. Grinding and polishing machine Struers Tegramin-25 for wear testing

Таблица 1

Режим плазменной обработки

Table 1

Plasma processing mode

№ образца	1	2	3
Состав	ПРВ-БрО10		ПРВ-БрО10 + 20 % карбида хрома
Толщина обмазки	1,00 мм		0,25 мм
Скорость обработки	2,7 мм/с		2,7 мм/с
Сила тока	100 А	140 А	140 А

Для проведения испытания изнашивания используется Шлифовально-полировальный станок Struers Tegramin-25 с управлением рабочего экрана, показанный на рис. 1. После плазменного нагрева и охлаждения, образец отрезали, чтобы получили их в виде параллелепипеда размерами $12 \times 5 \times 10$ мм (рис. 1, а). Для соответствия к держателю шлифовально-полировального станка Struers Tegramin-25, образец для испытаний прессовали акриловой смолой на автоматическом прессе Полилаб С50А. Контактная поверхность прессованного образца для испытаний состоит из рабочей поверхности покрытия, которая на 100 % контактирует с абразивом и остающейся поверхности, заполненной смолой. Износостойкость определяли для исследуемых образцов путем вращательных движений по поверхности шлифовальной бумаге на основе карбида кремния.

Результаты исследований и их обсуждение

Поперечное сечение с распределением микротвердости полученных слоев показано на рис. 2. При меньшей силе тока (100 А) и толстой слое обмазки (1 мм) поверхностный легированный слой состоит в основном из расплавленной оловянной бронзы с малой степенью разбавления подложки. Из рис. 2, а видно, что основная зона имеет микротвердость ниже 200 НV, тонкий насыщенный железом подслоя рядом с границей имеет толщину менее 30 мкм и максимальную микротвердость не выше 600 НV. Основная структура слоя системы Cu-Sn показана на рис. 2, б, как аналогичные результаты приведены в работах [27, 29] с основными фазами, включающими α -Cu, δ -Cu₄₁Sn₁₁. При силе тока 140 А и обмазке 0,50 мм образующийся слой не имеет расслоения, но имеется множество локальных зон, богатых оловянной бронзой с размером в несколько сотых микрометра. Видно, верхняя зона и нижняя зона рядом с границей имеют более высокое концентрирование значений микротвердости, чем у центральной зоны.

Наиболее качественным является слой, полученный после плазменного нагрева обмазки 0,25 мм смеси ПРВ-БрО10 + 20 % карбида хрома. Поперечное сечение полученного слоя показано на рис. 3, а. Отмечено, что основной структурой являются равноосные и столбчатые кри-

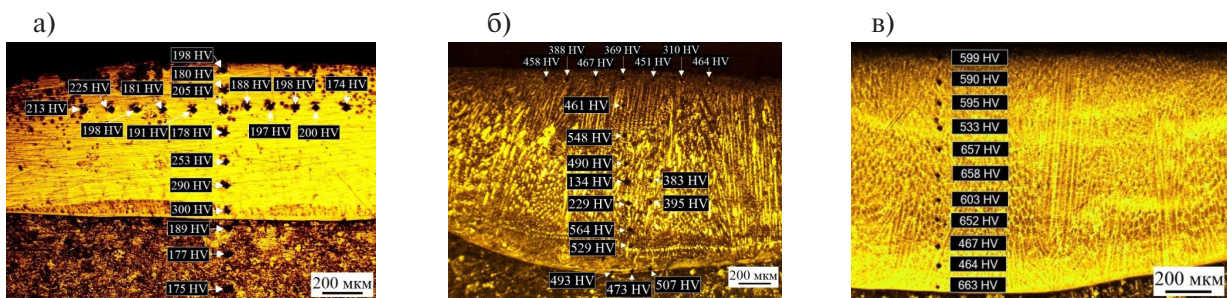


Рис. 2. Распределение микротвердости поверхностных слоев по глубине:
a – $I = 100$ А, толщина обмазки «ПРВ-BrO10» 1 мм; *б* – $I = 140$ А, толщина обмазки «ПРВ-BrO10» 0,5 мм;
в – $I = 140$ А, толщина обмазки «ПРВ-BrO10 + 20 % карбида хрома» 0,25 мм

Fig. 2. Depth distribution of microhardness of the surface layers:
a – $I = 100$ A, thickness of pre-coating «PRV-BrO10» 1 mm;
b – $I = 140$ A, thickness of pre-coating «PRV-BrO10» 0.5 mm;
c – $I = 140$ A, thickness of pre-coating «PRV-BrO10 + 20 % chromium carbide» 0.25 mm

сталлические зерна. Значения микротвердости для центральной (рис. 3, б), граничной (рис. 3, в) и краевой (рис. 3, г) зон незначительно отличаются, которые находятся в пределе 500 – 700 HV. Химический состав некоторых точек легированного слоя системы Fe-Cu-Sn показан на рис. 3, а. Видно, что химический состав в основном характерен для трех основных зон: богатых медью; богатых железом и термического влияния. В точке 1 основными элементами являются олово и медь, т.е. оловянная бронза играет роль матрицы, а в точке 2 железо играет роль матрицы. Высокое содержание кислорода в точке 2 (5,12 %) можно отнести к силикатному связующему. Медь и олово в зоне термического влияния не обнаружены (точка 3). Это доказано из-за их очень ограниченной растворимости в железе при низких температурах. Для определения химического состава легированного слоя системы Fe-Cr-C-Cu-Sn был выбран образец на основе смеси оловянной бронзы и 20 % карбида хрома. Химический состав некоторых точек центральной зоны слоя показан на рис. 3, б. Растворимость железа в матрице меди для легированных слоев Fe-Cu-Sn, Fe-Cr-C-Cu-Sn незначительно отличается. Содержание хрома в зоне богатой оловянной бронзой (точка 3) значительно ниже, чем в зоне богатой железом (точки 1, 2). Склонность к образованию сложных карбидов может вызвать снижение растворимости хрома в бронзовой матрице. Результат рентгенофазового анализа показал, что основными фазами и структурами легированного слоя системы Fe-Cu-Sn являются твердый раствор углерода в α - и γ -Fe, твердый раствор меди с оловом α -Cu, ε -Cu, δ -Cu₄₁Sn₁₁ и β' -Cu_{13,7}Sn (рис. 4, а и б). По результатам рентгенофазового анализа установлено, что основными структурами и фазами легированного слоя системы Fe-Cr-C-Cu-Sn: твердый раствор углерода в α - и γ -Fe, мартенсит, эвтектический карбид (Fe₃C), твердый раствор меди с оловом α -Cu, карбида металлов M₂₃C₆ (рис. 4, в и г).

Стойкость поверхностных слоев в условиях изнашивания по закрепленному абразиву будет определяться от структуры легированного слоя, зоны термического влияния. Анализ литературных источников по испытаниям на изнашивания поверхностных слоев показал, что для достижения полного процесса изнашивания до зоны основного металла, будет наблюдаться несколько областей износа с разной интенсивностью. Состояние поверхности образца а следовательно и сопротивляемость абразивному износу будет изменяться по глубине упрочненного слоя в следующем порядке: легированный слой → легированный слой + зона термического влияния → зоны термического влияния + зона основного металла → зона основного металла.

В режимах испытаний постоянно применялись скорость абразивного круга – 100 об/мин и скорость держателя – 100 об/мин с изменением нагрузок (5, 20, 50 Н). Полученные результаты «удельная скорость изнашивания – время» показаны на рис. 8. Сначала, по каждому интервалам

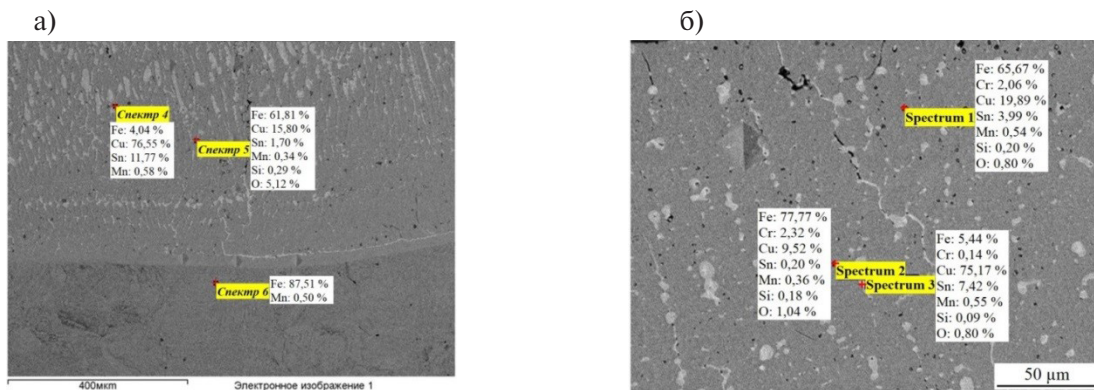


Рис. 3. Результат определения химического состава легированных слоев на основе обмазки:

а – ПРВ-BrO10; б – ПРВ-BrO10 + 20 % карбида хрома

Fig. 3. The result of determining the chemical composition of the alloyed layers based on the pre-coating:

а – PRV-BrO10; б – PRV-BrO10 + 20 % chromium carbide

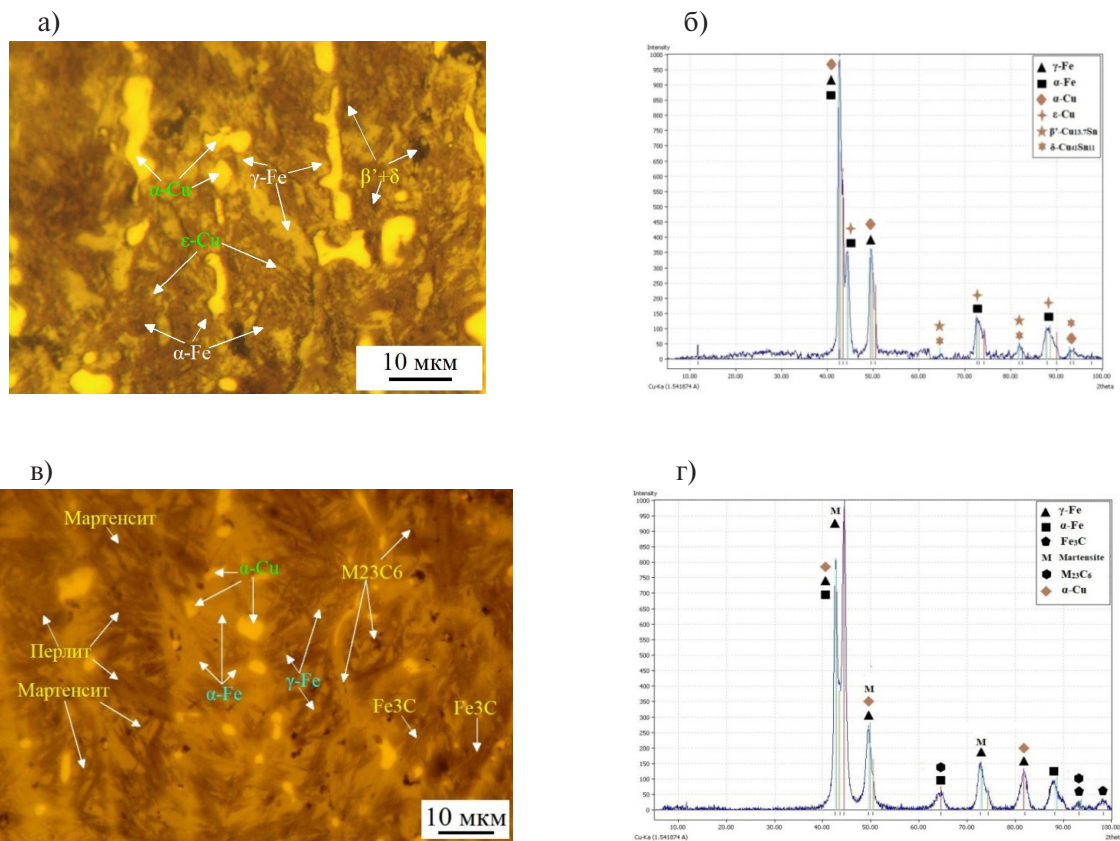


Рис. 4. Рентгенограммы легированных слоев на основе обмазки:

а, б – ПРВ-BrO10; в, г – ПРВ-BrO10 + 20 % карбида хрома

Fig. 4. X-ray patterns of doped layers based on the pre-coating:

а, б – PRV-BrO10; в, г – PRV-BrO10 + 20 % chromium carbide

времени под нагрузкой 5 Н скорость изнашивания для слоев систем Fe-Cu-Sn и Fe-Cr-C-Cu-Sn больше, чем для слоя Cu-Sn (рис. 8, а). Однако за 25 мин скорость изнашивания слоя оловянной бронзы Cu-Sn почти достигла скорости изнашивания слоя Fe-Cr-C-Cu-Sn. С увеличением на-

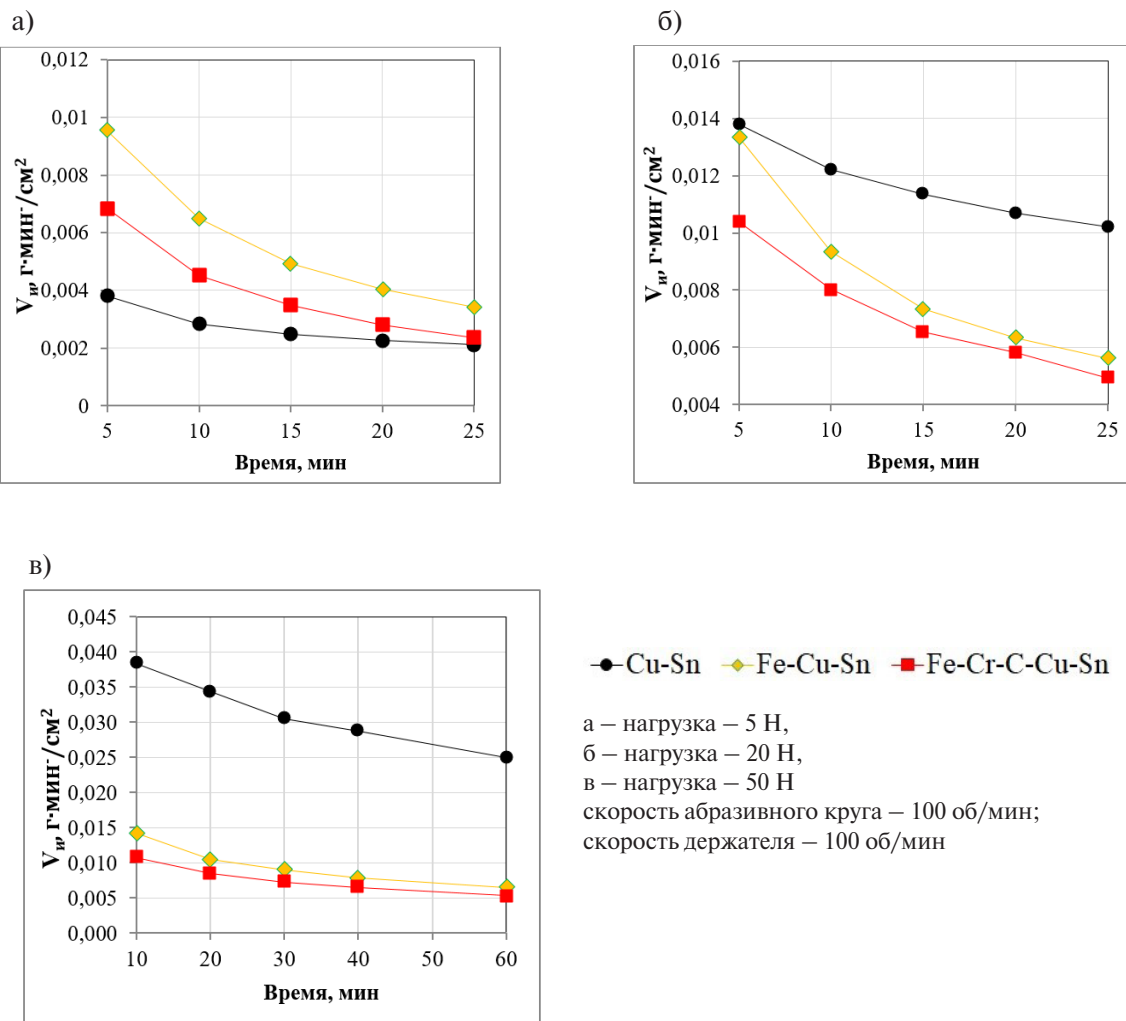


Рис. 5. Зависимость удельной скорости изнашивания (V_w) от времени при нагрузках: 5, 20, 50 Н на шкурке 6-Н с охлаждением водой

Fig. 5. Dependence of the specific wear rate (V_w) on time at loads: 5, 20, 50 N on a 6-N sandpaper with water cooling

грузки в 4 раза (20 Н), скорость изнашивания слоя Cu-Sn уже больше, чем у двух слоев Fe-Cu-Sn, Fe-Cr-C-Cu-Sn и она медленнее уменьшается с каждым интервалом времени. Это связано с высокой однородностью слоя Cu-Sn. Видно, что все легированные слои демонстрируют большую потерю массы, чем в случае нагрузки 5 Н, показанные на рис. 8, б. При первой серии экспериментов низкая износостойкость легированного слоя системы Fe-Cu-Sn может быть вызвана наличием трещин или случайных включений у верхней зоны.

Напротив, устойчивость слоя системы Fe-Cr-C-Cu-Sn к изнашиванию связана с наличием карбида хрома с более высокой твердостью. В тоже время, легированный слой системы Fe-Cr-C-Cu-Sn не только продолжает демонстрировать высокую износостойкость, но и сохраняет этот уровень с течением длительного времени, показывая кривую, которая продолжает изгибаться больше, чем другие слои. По мере увеличения времени испытаний кривизна кривой «удельная скорость изнашивания – время» увеличивается, т.е. указывает на то, что внутренние подслои поверхностного слоя значительно насыщены упрочняющим компонентом с высокой однородностью, и в них понижено количество дефектов. Это также согласуется со многими исследованиями, связанными как с проницаемостью и растворимостью меди в железе, так и с диффузией

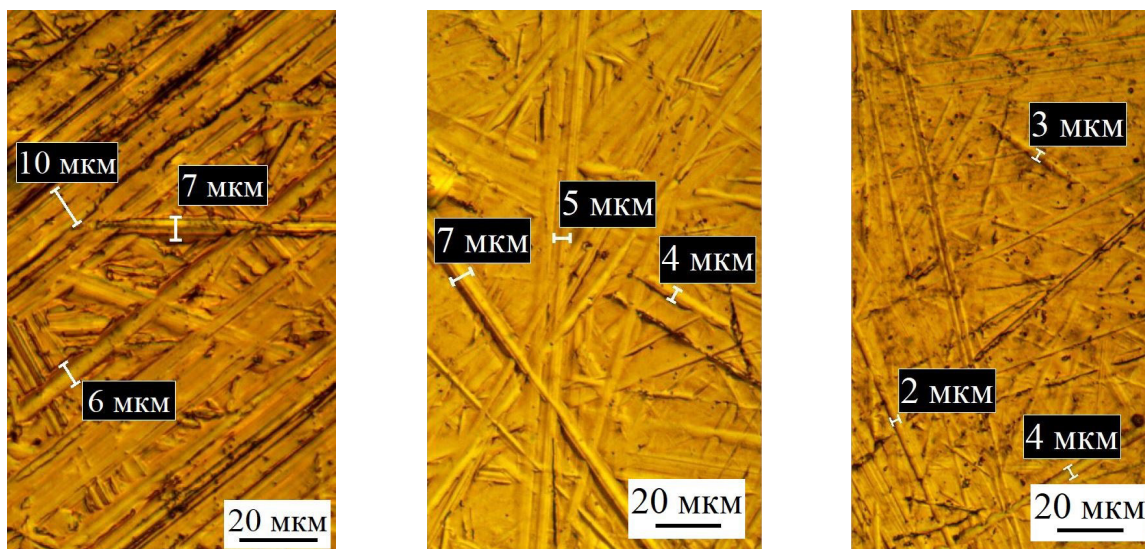


Рис. 6. Изношенная поверхность образцов после испытания при нагрузке 50 Н

Fig. 6. Worn surface of samples after testing under a load of 50 N

хрома в стали [30, 31]. Для испытания этих же образцов была увеличена нагрузка до 50 Н, а время между двумя измерениями составляет 10 минут. Полученные результаты приведены на рис. 8, в. Видно, что плазменные слои систем Fe-Cu-Sn, Fe-Cr-C-Cu-Sn продолжают демонстрировать хорошую износостойкость, причем лучшим из них является легированный слой системы Fe-Cr-C-Cu-Sn. Процесс изнашивания образца со слоем Cu-Sn быстрее добивается до зоны термического влияния и за 40 минут испытаний до основной зоны стали Ст3.

Обнаружено, что на поверхности изношенных зон наблюдаются следы микрорезания в виде четких царапин разной длины и глубины. Процессы микрорезания связаны с воздействием абразивных частиц на поверхность, что подтверждается следами микрорезания в виде бороздок и отвалов с острыми краями, ориентированными по направлению движения абразивных зерен. Взаимодействие абразивной частицы с поверхностью заключается в удалении металлических микросхем и выталкивании материала к краю образовавшейся риски под действием пластической деформации. Помимо глубоких царапин на поверхности легированного слоя системы Fe-Cu-Sn также наблюдается отслоение фрагментов слоя, что свидетельствует о низкой когезионной прочности, связанной с образованием оксидных прослоек на межламеллярных границах. Развитие механизма микрорезания свидетельствует о том, что твердость использованного абразива более чем в 1,3 раза превышает твердость структурных составляющих оплавленного слоя системы Fe-Cu-Sn.

После испытания под нагрузкой 50 Н, изношенная поверхность образцов приведены на рис. 6. Отмечено, что на поверхности слоя Cu-Sn наблюдается большее количество микрорезаний с шириной, чаще всего в диапазоне 6 – 10 мкм, а на поверхности слоя Fe-Cu-Sn – количество и ширина микрорезаний уменьшаются. На поверхности легированного слоя из оловянной бронзы микрорезания более широкие и глубокие, чем для легированного слоя Fe-Cr-C-Cu-Sn.

Выводы

Установлено, что поверхностные легированные слои систем Fe-Cu-Sn и Fe-Cr-C-Cu-Sn были получены при плазменном нагреве обложки, содержащей оловянную бронзу и карбида хрома с применением мощности тока 140 А, скорости обработки 2,7 мм/с. Поверхностный легированный слой системы Cu-Sn был получен при низкой мощности тока (100 А) и толщине обложки 1,00 мм.

Легированный слой системы Fe-Cr-C-Cu-Sn обладает более высокой однородностью и микротвердостью, находящейся в пределе 500 – 700 HV. Низкое концентрирование значений микротвердости слоев систем Cu-Sn, Fe-Cu-Sn вызвано ненасыщением дисперсионного затверждения между медью и железом. Установлено, что при формировании оплавленного слоя на поверхности конструкционной стали основными фазами и структурами легированного слоя системы Fe-Cu-Sn являются твердый раствор углерода в α и γ -Fe, твердый раствор меди с оловом α -Cu, ε -Cu, δ -Cu₄₁Sn₁₁ и β' -Cu_{13,7}Sn, а для легированного слоя системы Fe-Cr-C-Cu-Sn: твердый раствор углерода в α и γ -Fe, мартенсит, эвтектический карбид (Fe₃C), твердый раствор меди с оловом α -Cu, карбид M₂₃C₆. Химический и рентгенофазовый анализы показали, что наличие карбида хрома приводит к появлению мартенситной и перлитной структуры. Определено, что износостойкость покрытий увеличивается по ряду легированных слоев систем: Cu-Sn < Fe-Cu-Sn < Fe-Cr-C-Cu-Sn. Это соответствует с добавлением карбида хрома и увеличением твердости. В более высоком изнашивании наблюдаются глубокие и широкие борозды.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

- [1] **Guo F.A., Xiang C.J., Yang C.X., Cao X.M., Mu S.G., Tang Y.Q.** Study of rare earth elements on the physical and mechanical properties of a Cu-Fe-P-Cr alloy, *Materials Science and Engineering B*. 147 (1) (2008) 1–6.
- [2] **Derimov N., Abbaschian R.** Liquid Phase Separation in High-Entropy Alloys—A Review, *Entropy*. 20 (11) (2018).
- [3] **Lee J., Beach J., Bellon P., Averback R.S.** High thermal coarsening resistance of irradiation-induced nanoprecipitates in Cu-Mo-Si alloys, *Acta Materialia*. 132 (2017) 432–443.
- [4] **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).
- [5] **Beloshenko V.A., Dmitrenko V.Y., Chishko V.V.** Modifying the structure and properties of Cu-Fe composites by the methods of pressure formation, *Phys. Met. Metallogr.* 116 (2015) 456–466.
- [6] **Kobayashi A., Nagayama K.** Microstructure and Solidification Process of Fe-Cu Immiscible Alloy by Using Containerless Process, *Journal of the Japan Institute of Metals and Materials*. 81 (5) (2017) 251–256.
- [7] **Kimura Y., Takaki S.** Phase Transformation Mechanism of Fe-Cu Alloys, *ISIJ International*. 37 (3) (1997) 290–295.
- [8] **Verhoeven J.D., Chueh S.C., Gibson E.D.** Strength and conductivity of in situ Cu-Fe alloys, *J. Mater. Sci.* 24 (1989) 1748–1752.
- [9] **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.
- [10] **Kana T., Zouhar M., Cerny M., Sob M.** Ab initio study of the theoretical strength and magnetism of the Fe-Pd, Fe-Pt and Fe-Cu nanocomposites, *J. Magn. Magn. Mater.* 469 (2019) 100–107.
- [11] **Ma L.C., Zhang J.M., Xu K.W.** Magnetic and electronic properties of Fe/Cu multilayered nanowires: A first-principles investigation, *Phys. E Low-Dimens. Syst. Nanostruct.* 50 (2013) 1–5.
- [12] **Wang X., Ru H.** Effect of Lubricating Phase on Microstructure and Properties of Cu-Fe Friction Materials, *Materials*. 12 (2019).
- [13] **Ma L.C., Zhang J.M., Xu K.W.** Magnetic and electronic properties of Fe/Cu multilayered nanowires: A first-principles investigation, *Phys. E Low-Dimens. Syst. Nanostruct.* 50 (2013) 1–5.
- [14] **Konoplianchenko I., Tarelnyk V., Martsynkovskyy V., Belous A., Gerasimenko V., Smolyarov G., Tolbatov A., Tolbatov V., Chuprina M.** Changing Cohesive Energy Between Atoms in Metalto-Metal Transition

Layer for Fe–Sn and Fe–Cu–Sn Compounds in the Course of Spark Alloying Process, Springer Proceedings in Physics. 240 (2020) 117–133.

[15] **Mushtaq S., Wani M.F.** High-temperature friction and wear studies of Fe-Cu-Sn alloy with graphite as solid lubricant under dry sliding conditions, Materials Research Express. 5 (2) (2018).

[16] **Vergne C., Boher C., Levaillant C., Gras R.** Analysis of the friction and wear behavior of hot work tool scale: application to the hot rolling process, Wear. 250 (1–12) (2001) 322–333.

[17] **Zhang J., Cui X., Ma J., Wang Y.** Study of high-strength and high-conductivity Cu–Sn–Fe alloys, Materials Science-Poland. 34 (1) (2016) 142–147.

[18] **Pardo A., Merino M.C., Carboneras M., Coy A.E., Arrabal R.** Pitting corrosion behaviour of austenitic stainless steels with Cu and Sn additions, Corros. Sci. 49 (2017) 510–525.

[19] **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.

[20] **Nguyen V.T., Astafeva N.A., Balanovskiy A.E.** Study of the Formation of the Alloyed Surface Layer During Plasma Heating of Mixtures of Cu-Sn/CrxCy Alloys, Tribology in Industry. 43 (3) (2021) 386–396.

[21] **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.

[22] **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).

[23] **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.

[24] **Zhou S., Dai X., Xie M., Zhao S., Sercombe T.B.** Phase separation and properties of Cu-Fe-Cr-Si-C immiscible nanocomposite by laser induction hybrid cladding, Journal of Alloys and Compounds. 741 (2018) 482–488.

[25] **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.

[26] **Yang Y., Wang A., Xiong D., Wang Z., Zhou D., Li S., Zhang H.** Effect of Cr content on microstructure and oxidation resistance of laser-clad Cu-Ni-Fe-Mo-xCr alloy coating, Surface and Coatings Technology. 34 (2020).

[27] **Wang Q., Zhou R., Guan J., Wan C.** The deformation compatibility and recrystallisation behaviour of the alloy CuSn10P1, Materials Characterization. 174 (2021).

[28] **Sreenivasa R., Mallur S.B.** Sliding Wear Behavior of Cu + Sn + Cr Composites by Taguchi Technique, J Bio Tribo Corros. 7 (28) (2021).

[29] **Chen C., Xu Q., Sun K., Zhao J., Zhou J., Xue F.** Tin-bronze cladding on thin steel sheet by cold metal transfer arc deposition, Materials Science and Technology. 35 (2019) 1–4.

[30] **Zhang J.T., Cui X.C., Yang Y.T., Wang Y.H.** Solidification of the Cu-35 wt pct Fe alloys with liquid separation, Metall. Mater. Trans. A. 44 (2013) 5544–5548.

[31] **Zhou S.F., Lei J.B., Xiong Z., Dai X.Q., Guo J.B., Gu Z.J.** Synthesis of Fe_p/Cu-Cu_p/Fe duplex composite coatings by laser cladding, Mater. Des. 97 (2016) 431–436.

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] **F.A. Guo, C.J. Xiang, C.X. Yang, X.M. Cao, S.G. Mu, Y.Q. Tang**, Study of rare earth elements on the physical and mechanical properties of a Cu–Fe–P–Cr alloy, *Materials Science and Engineering B*. 147 (1) (2008) 1–6.
- [2] **N. Derimow, R. Abbaschian**, Liquid Phase Separation in High-Entropy Alloys — A Review, *Entropy*. 20 (11) (2018).
- [3] **J. Lee, J. Beach, P. Bellon, R.S. Averbach**, High thermal coarsening resistance of irradiation-induced nanoprecipitates in Cu–Mo–Si alloys, *Acta Materialia*. 132 (2017) 432–443.
- [4] **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).
- [5] **V.A. Beloshenko, V.Y. Dmitrenko, V.V. Chishko**, Modifying the structure and properties of Cu–Fe composites by the methods of pressure formation, *Phys. Met. Metallogr.* 116 (2015) 456–466.
- [6] **A. Kobayashi, K. Nagayama**, Microstructure and Solidification Process of Fe–Cu Immiscible Alloy by Using Containerless Process, *Journal of the Japan Institute of Metals and Materials*. 81 (5) (2017) 251–256.
- [7] **Y. Kimura, S. Takaki**, Phase Transformation Mechanism of Fe–Cu Alloys, *ISIJ International*. 37 (3) (1997) 290–295.
- [8] **J.D. Verhoeven, S.C. Chueh, E.D. Gibson**, Strength and conductivity of in situ Cu–Fe alloys, *J. Mater. Sci.* 24 (1989) 1748–1752.
- [9] **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.
- [10] **T. Kana, M. Zouhar, M. Cerny, M. Sob**, Ab initio study of the theoretical strength and magnetism of the Fe–Pd, Fe–Pt and Fe–Cu nanocomposites, *J. Magn. Magn. Mater.* 469 (2019) 100–107.
- [11] **L.C. Ma, J.M. Zhang, K.W. Xu**, Magnetic and electronic properties of Fe/Cu multilayered nanowires: A first-principles investigation, *Phys. E Low-Dimens. Syst. Nanostruct.* 50 (2013) 1–5.
- [12] **X. Wang, H. Ru**, Effect of Lubricating Phase on Microstructure and Properties of Cu–Fe Friction Materials, *Materials*. 12 (2019).
- [13] **L.C. Ma, J.M. Zhang, K.W. Xu**, Magnetic and electronic properties of Fe/Cu multilayered nanowires: A first-principles investigation, *Phys. E Low-Dimens. Syst. Nanostruct.* 50 (2013) 1–5.
- [14] **I. Konoplianchenko, V. Tarelnyk, V. Martynkovskyy, A. Belous, V. Gerasimenko, G. Smolyarov, A. Tolbatov, V. Tolbatov, M. Chuprina**, Changing Cohesive Energy Between Atoms in Metalto-Metal Transition Layer for Fe–Sn and Fe–Cu–Sn Compounds in the Course of Spark Alloying Process, *Springer Proceedings in Physics*. 240 (2020) 117–133.
- [15] **S. Mushtaq, M.F. Wani**, High-temperature friction and wear studies of Fe–Cu–Sn alloy with graphite as solid lubricant under dry sliding conditions, *Materials Research Express*. 5(2) (2018).

- [16] C. Vergne, C. Boher, C. Levailant, R. Gras, Analysis of the friction and wear behavior of hot work tool scale: application to the hot rolling process, *Wear*. 250 (1–12) (2001) 322–333.
- [17] J. Zhang, X. Cui, J. Ma, Y. Wang, Study of high-strength and high-conductivity Cu–Sn–Fe alloys, *Materials Science-Poland*. 34 (1) (2016) 142–147.
- [18] A. Pardo, M.C. Merino, M. Carboneras, A.E. Coy, R. Arrabal, Pitting corrosion behaviour of austenitic stainless steels with Cu and Sn additions, *Corros. Sci.* 49 (2017) 510–525.
- [19] 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.
- [20] V.T. Nguyen, N.A. Astafeva, A.E. Balanovskiy, Study of the Formation of the Alloyed Surface Layer During Plasma Heating of Mixtures of Cu–Sn/CrxCy Alloys, *Tribology in Industry*. 43 (3) (2021) 386–396.
- [21] 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.
- [22] 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).
- [23] 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.
- [24] S. Zhou, X. Dai, M. Xie, S. Zhao, T.B. Sercombe, Phase separation and properties of Cu–Fe–Cr–Si–C immiscible nanocomposite by laser induction hybrid cladding, *Journal of Alloys and Compounds*. 741 (2018) 482–488.
- [25] 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.
- [26] Y. Yang, A. Wang, D. Xiong, Z. Wang, D. Zhou, S. Li, H. Zhang, Effect of Cr content on microstructure and oxidation resistance of laser-clad Cu–Ni–Fe–Mo–xCr alloy coating, *Surface and Coatings Technology*. 34 (2020).
- [27] Q. Wang, R. Zhou, J. Guan, C. Wan, The deformation compatibility and recrystallisation behaviour of the alloy CuSn10P1, *Materials Characterization*. 174 (2021).
- [28] R. Sreenivasa, S.B. Mallur, Sliding Wear Behavior of Cu + Sn + Cr Composites by Taguchi Technique, *J Bio Tribo Corros*. 7 (28) (2021).
- [29] C. Chen, Q. Xu, K. Sun, J. Zhao, J. Zhou, F. Xue, Tin-bronze cladding on thin steel sheet by cold metal transfer arc deposition, *Materials Science and Technology*. 35 (2019) 1–4.
- [30] J.T. Zhang, X.C. Cui, Y.T. Yang, Y.H. Wang, Solidification of the Cu–35 wt pct Fe alloys with liquid separation, *Metall. Mater. Trans. A*. 44 (2013) 5544–5548.
- [31] S.F. Zhou, J.B. Lei, Z. Xiong, X.Q. Dai, J.B. Guo, Z.J. Gu, Synthesis of Fe_p/Cu–Cu_p/Fe duplex composite coatings by laser cladding, *Mater. Des.* 97 (2016) 431–436.

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: 07.11.2022; Одобрена: 19.11.2022; Принята: 24.11.2022.

Submitted: 07.11.2022; Approved: 19.11.2022; Accepted: 24.11.2022.