

НОВЫЕ ВЕЩЕСТВА,  
МАТЕРИАЛЫ И ПОКРЫТИЯ

УДК 544.6.018.42+14:621.357.74

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ  
НА ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА  
ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ Cu–Sn–TiO<sub>2</sub>

© 2020 г. А. А. Касач<sup>1,\*</sup>, Д. С. Харитонов<sup>1,5</sup>, А. Wrzeńska<sup>2</sup>, I. Bobowska<sup>2</sup>, А. А. Предко<sup>3</sup>,  
В. И. Романовский<sup>1,4</sup>, И. М. Жарский<sup>1</sup>, И. И. Курило<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Белорусский государственный технологический университет,  
ул. Свердлова, 13а, Минск, 220006 Беларусь

<sup>2</sup>Lodz University of Technology, ul. Zeromskiego, 116, Lodz, 90-924 Poland

<sup>3</sup>Государственное научное учреждение “Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси”,  
ул. Академика Купревича, 10, Минск, 220141 Беларусь

<sup>4</sup>Национальный исследовательский технологический университет “МИСиС”, Научно-исследовательский центр  
“Конструкционные керамические наноматериалы”, Ленинский пр-т, 4, Москва, 119049 Россия

<sup>5</sup>Jerzy Haber Institute of Catalysis and Surface Chemistry of Polish Academy of Sciences,  
30-239 Niezapominajek 8, Krakow, Poland

\*e-mail: kasach2018@bk.ru

Поступила в редакцию 27.11.2018 г.

После доработки 16.08.2019 г.

Принята к публикации 23.08.2019 г.

Композиционные покрытия Cu–Sn–TiO<sub>2</sub> были получены из шавелевокислого электролита бронзирования, дополнительно содержащего 4 г/дм<sup>3</sup> дисперсной фазы TiO<sub>2</sub>. Методами энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии и рентгеннофлуоресцентного анализа установлено влияние ультразвукового воздействия, а также токовой нагрузки на включение и распределение дисперсной фазы TiO<sub>2</sub> в металлической матрице Cu–Sn. При помощи сканирующей электронной микроскопии установлено, что наложение ультразвукового воздействия приводит к формированию более однородных покрытий Cu–Sn–TiO<sub>2</sub>. Показано, что повышение катодной плотности тока от 0.5 до 1.5 А/дм<sup>2</sup> приводит к формированию покрытий с большим содержанием TiO<sub>2</sub>. Исследовано влияние ультразвукового воздействия и токовой нагрузки на микротвердость, трибологические свойства и коррозионную стойкость формируемых композиционных покрытий Cu–Sn–TiO<sub>2</sub>.

*Ключевые слова:* композиционное покрытие, ультразвук, анатаз, трибологические свойства, микротвердость

DOI: 10.31857/S0044185620020102

## ВВЕДЕНИЕ

Сплавы меди с оловом, называемые оловянистые бронзы, вследствие их привлекательного внешнего вида и достаточно высокой коррозионной устойчивости широко используются в качестве защитных и декоративных покрытий [1]. Кроме того, покрытия сплавами Cu–Sn являются альтернативой никелевым покрытиям, продукты коррозии которых при контакте с кожей человека могут вызывать развитие дерматитов [2, 3].

Одним из направлений совершенствования функциональных свойств гальванопокрытий, среди которых повышение твердости и износостойкости, обеспечение самосмазывания и др., являются исследования по разработке многофазных композиционных покрытий. Композиционные электрохимические покрытия получают пу-

тем соосаждения из электролитов-суспензий, содержащих нерастворимые частицы инертной фазы [4]. В зависимости от назначения покрытий, в качестве инертной фазы предложено использовать TiO<sub>2</sub> [5, 6], Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [7, 9], SiC [4], ZrO<sub>2</sub> [11], MoS<sub>2</sub> [12], УДА [13, 14] и др. На основе оловянистых бронз разработаны гальванические композиционные покрытия Cu–Sn–SiC [15], Cu–Sn–графит [16], обладающие улучшенными трибологическими и физико-механическими свойствами.

В качестве инертной фазы при получении электрохимических композиционных покрытий перспективным материалом является оксид титана(IV), который нерастворим во многих жидких средах, что позволяет использовать электролиты самого различного состава. Однако склонность к агломерации и, как следствие, низкая дисперси-

**Таблица 1.** Состав электролита и параметры электролиза для получения покрытия Cu–Sn–TiO<sub>2</sub>

Состав электролита, г/дм <sup>3</sup>	
CuSO <sub>4</sub> · 5H <sub>2</sub> O	20
SnSO <sub>4</sub>	6
(NH <sub>4</sub> ) <sub>2</sub> C <sub>2</sub> O <sub>4</sub>	55
C <sub>2</sub> H <sub>3</sub> O <sub>2</sub> Na	20
TiO <sub>2</sub>	4
Параметры электролиза	
Катодная плотность тока, А/дм <sup>2</sup>	0.5–1.5
pH	5 ± 0.1
Температура, °С	25 ± 1

онная стабильность частиц TiO<sub>2</sub> в водных растворах, вызывают определенные сложности для их включения в гальванопокрытия. Для решения этой проблемы перспективным направлением является использование соноэлектрохимического осаждения композиционных покрытий, поскольку ультразвук (УЗ) способствует деагломерации частиц инертной фазы в электролите и, следовательно, обеспечивает более равномерное распределение TiO<sub>2</sub> в металлической матрице [5]. Кроме того, УЗ обработка приводит к существенному увеличению диапазона рабочих катодных плотностей тока [17, 18].

Ранее было исследовано влияние параметров ультразвукового поля на процесс электроосаждения сплава Cu–Sn из щавелевокислого электролита и установлено благоприятное влияние УЗ на скорость процесса и качество формируемых покрытий [18]. Целью данной работы является изучение влияния сонохимической обработки на количественный состав, морфологию, трибологические и коррозионные свойства композиционных гальванических покрытий Cu–Sn–TiO<sub>2</sub>, полученных из щавелевокислого электролита.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Состав щавелевокислого электролита и технологические параметры электрохимического нанесения композиционного покрытия Cu–Sn–TiO<sub>2</sub> представлены в табл. 1. Для приготовления электролита использовали реактивы марки х. ч.

В качестве инертной фазы использовали TiO<sub>2</sub> (модификация – анатаз) с размером частиц 50–200 нм. Измерение pH проводили при помощи автотитратора TitroLine easy. Корректировку pH осуществляли 0.1 М H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>. Содержание ионов меди и олова в электролите корректировали по данным химического анализа. В качестве анодов использовали пластины из оловянистой бронзы

(15 мас. % Sn, 85 мас. % Cu). Катодами служили заготовки из стали марки 08кп, которые предварительно последовательно обрабатывали наждачной бумагой марок P500–P2000, подвергали обезжириванию, а затем – активации в 0.1 М H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>. Для обезжиривания использовали раствор следующего состава, г/дм<sup>3</sup>: Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> – 30, Na<sub>3</sub>PO<sub>4</sub> · 12H<sub>2</sub>O – 30, СИНТАНОЛ ДС10 – 3. Площадь рабочей поверхности электродов составляла 400 мм<sup>2</sup>. В качестве источника УЗ колебаний использовали гомогенизатор ультразвуковой UP 200 Ht, оснащенный титановым генератором (рог) диаметром 12 мм. Электролиз проводили при частоте УЗ 26 кГц и выходной мощности 32 Вт/дм<sup>3</sup>. Расстояние между пьезоэлектрическим излучателем и катодом составляло 30 мм. Постоянную температуру электролита поддерживали при помощи термостата ВТЗ-1. Для нанесения покрытия Cu–Sn использовали электролит состава аналогичного приведенному в табл. 1, не содержащий инертную фазу TiO<sub>2</sub>, при тех же условиях проведения процесса электроосаждения.

Состав и морфологию формируемых покрытий исследовали при помощи сканирующего электронного микроскопа JSM-5610 LV, оснащенного системой химического анализа EDX JED-2201 JEOL. Для определения содержания TiO<sub>2</sub> в составе покрытия использовали волновой рентгенофлуоресцентный спектрометр PANalytical Axios.

Микротвердость полученных покрытий исследовали при помощи оптического микроскопа–твердомера AFRI-MVDM8. Трибологические свойства покрытий изучали при комнатной температуре с использованием трибологической испытательной машины по схеме “стержень–диск”, материал стержня – сталь ШХ 15. Нагрузка составляла 1 Н, скорость вращения контртела – 200 об./мин, радиус вращения – 10 мм.

Коррозионные исследования проводили в 3% растворе NaCl с использованием потенциостата/гальваностата Metrohm Autolab PGSTAT 302N в стандартной трехэлектродной ячейке с боковым креплением рабочего электрода, насыщенным хлоридсеребряным электродом сравнения и вспомогательным электродом в виде платиновой сетки. Потенциодинамические поляризационные кривые снимали при скорости развертки потенциала 2 мВ/с в интервале от –200 до +200 мВ относительно бестокового потенциала. Все потенциалы в работе пересчитаны в шкалу стандартного водородного электрода. Определение электрохимических параметров коррозии проводили с использованием алгоритма Левенберга–Марквардта в программном обеспечении CorrView 3.2с.

**Таблица 2.** Влияние режимов электроосаждения на состав покрытий Cu–Sn–TiO<sub>2</sub>

Плотность тока, А/дм <sup>2</sup>	Мощность УЗ, Вт/дм <sup>3</sup>	Содержание в покрытии, мас. %		
		TiO <sub>2</sub>	Cu	Sn
0.5	—	0.30	63.20	36.50
0.5	32	0.10	74.70	25.20
1	32	0.12	66.20	33.68
1.5	32	0.20	65.30	34.20

### ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

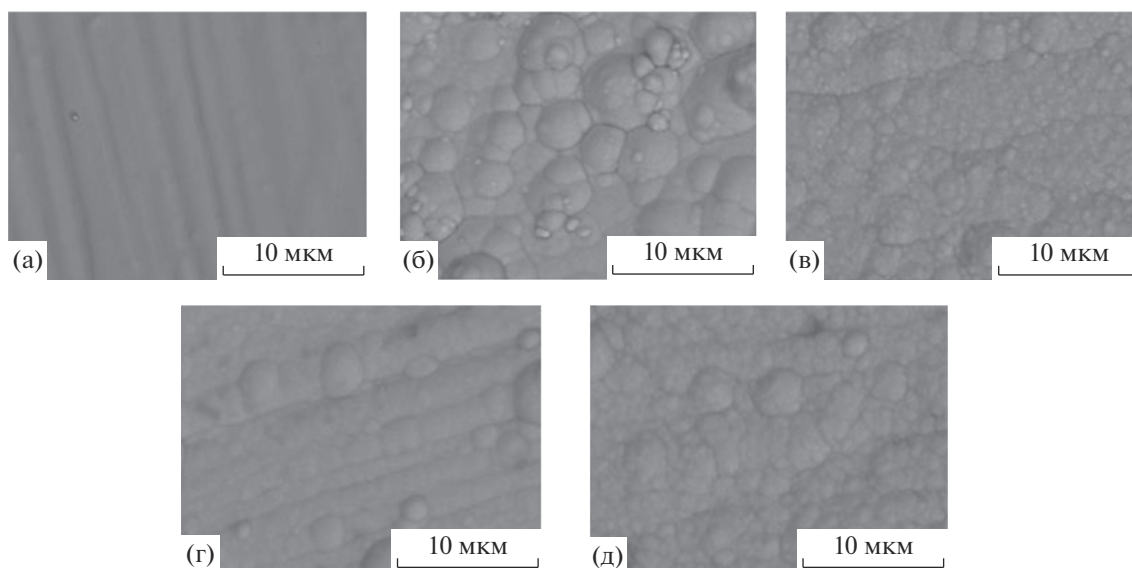
В отсутствие сонохимической обработки щавелевокислого электролита (стационарные условия) качественные блестящие покрытия Cu–Sn формируются при катодной плотности тока 0.5 А/дм<sup>2</sup>. Наложение УЗ поля мощностью 32 Вт/дм<sup>3</sup> позволяет расширить диапазон рабочих катодных плотностей тока от 0.5 до 1.5 А/дм<sup>2</sup> и способствует формированию полублестящих покрытий. Повышение плотности тока более 1.5 А/дм<sup>2</sup> приводит к снижению катодного выхода по току сплава, а также к уменьшению адгезии покрытия к подложке вследствие интенсивного выделения водорода. В табл. 2 представлен качественный и количественный состав по данным метода рентгенофлуоресцентного анализа композиционных покрытий Cu–Sn–TiO<sub>2</sub>, полученных при различных токовых нагрузках без и при УЗ воздействии.

В стационарных условиях при катодной плотности тока 0.5 А/дм<sup>2</sup> формируются покрытия, содержащие 63.2 мас. % меди и 36.5 мас. % олова. Наложение УЗ при данной плотности тока, как показано в работе [18], приводит к формированию сплава при более низких перенапряжениях и, вследствие этого, к снижению содержания олова до 25.2 мас. %. По мере повышения токовой нагрузки наблюдается увеличение содержания олова в формируемом покрытии, что обусловлено ростом катодной поляризации. В отсутствие УЗ обработки при катодной плотности тока 0.5 А/дм<sup>2</sup> количественное содержание наноразмерных частиц TiO<sub>2</sub> в металлической матрице составило 0.3 мас. %, а в условиях соноэлектрохимического осаждения наблюдается снижение количества TiO<sub>2</sub> в покрытии до 0.1 мас. %. Повышение катодной плотности тока приводит к увеличению содержания TiO<sub>2</sub> в покрытии. Так, при катодной плотности тока 1.5 А/дм<sup>2</sup> формируются покрытия, включающие до 0.2 мас. % TiO<sub>2</sub>. Снижение количества TiO<sub>2</sub> в покрытиях Cu–Sn–TiO<sub>2</sub> полученных соноэлектрохимическим способом, по-видимому, обусловлено кавитационными явлениями, которые препятствуют включению крупных агломератов в матрицу сплава [19, 20].

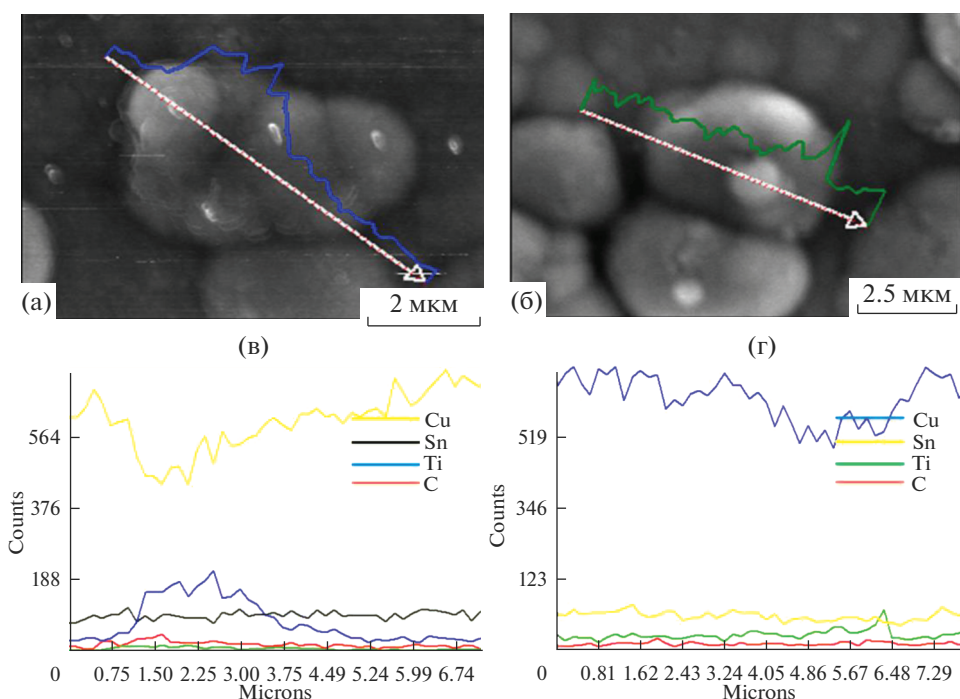
На рис. 1 представлены микрофотографии покрытий Cu–Sn (рис. 1а) и Cu–Sn–TiO<sub>2</sub> (рис. 1б–1д), полученных из исследуемого щавелевокислого электролита без и при наложении УЗ поля. В стационарных условиях из электролита, не содержащего TiO<sub>2</sub>, при катодной плотности тока 0.5 А/дм<sup>2</sup> формируются качественные, гладкие покрытия. Введение наночастиц TiO<sub>2</sub> в электролит способствует формированию осадков с более крупнокристаллической структурой. В условиях соноэлектрохимического осаждения наблюдается формирование более мелкокристаллических покрытий с меньшим количеством дефектов. Это объясняется тем, что УЗ воздействие за счет возникновения в электролите кавитационных явлений способствует десорбции крупных агломератов с поверхности электрода и, вследствие этого, формированию более равномерных покрытий. При сонохимической обработке наиболее качественные покрытия получают при катодной плотности тока 1 А/дм<sup>2</sup>.

Для оценки влияния УЗ обработки на распределение TiO<sub>2</sub> по поверхности осажденного композиционного покрытия Cu–Sn–TiO<sub>2</sub> был проведен количественный EDX-анализ поверхности по линии, пересекающей характерные участки осажденных покрытий (рис. 3). Установлено, что TiO<sub>2</sub> включается в структуру покрытий в виде агломератов (рис. 2а, 2в), при этом УЗ обработка во время электроосаждения способствует уменьшению их размеров (рис. 2б, 2г).

В табл. 3 представлены значения микротвердости покрытий Cu–Sn и Cu–Sn–TiO<sub>2</sub> полученных при различных токовых нагрузках и при воздействии УЗ поля. При катодной плотности тока 0.5–1.5 А/дм<sup>2</sup> из электролита, не содержащего дисперсную фазу TiO<sub>2</sub>, вне зависимости от наличия УЗ обработки формируются покрытия Cu–Sn с микротвердостью 300–317 НВ. Из электролита, содержащего частицы TiO<sub>2</sub>, при катодной плотности тока 0.5 А/дм<sup>2</sup> в стационарных условиях и в УЗ поле формируются покрытия Cu–Sn–TiO<sub>2</sub> с микротвердостью 352 и 367 НВ соответственно. Увеличение микротвердости покрытий при введении в электролит TiO<sub>2</sub>, по-видимому, объясняется так называемым эффектом дисперсионного



**Рис. 1.** Микрофотографии покрытий Cu–Sn (а) и Cu–Sn–TiO<sub>2</sub> (б–д), полученных без УЗ обработки (а, б) и при наложении УЗ колебаний мощностью 32 Вт/дм<sup>3</sup> (в–д). Катодная плотность тока, А/дм<sup>2</sup>: (а–в) – 0.5; (г) – 1; (д) – 1.5.



**Рис. 2.** СЭМ изображения поверхности покрытий Cu–Sn–TiO<sub>2</sub>, полученных в стационарных условиях (а) и при УЗ воздействии (б) (катодная плотность тока 0.5 А/дм<sup>2</sup>), и результаты количественного EDX анализа (в, г) по линейным профилям, показанным на (а, б). Профили над линиями на (а, б) соответствуют распределению титана.

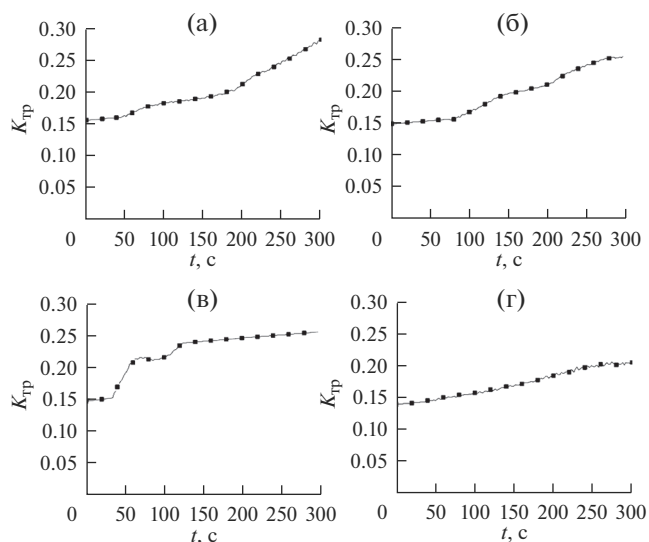
упрочнения [20–22]. Дисперсионное упрочнение обусловлено распределением в металлической матрице частиц TiO<sub>2</sub>, которые препятствуют движению дислокаций в структуре сплава, что, в свою очередь, приводит к возрастанию микротвердости покрытия. Тот факт, что покрытия

Cu–Sn–TiO<sub>2</sub>, полученные соноэлектрохимическим способом, несмотря на более низкое содержание TiO<sub>2</sub> и олова, обладают более высокими значениями микротвердости по сравнению с покрытиями, полученными в стационарных условиях, вероятно, можно объяснить более равно-

мерным распределением  $\text{TiO}_2$  в матрице сплава при наложении УЗ поля (рис. 2).

Зависимости коэффициента трения ( $K_{\text{тр}}$ ) полученных покрытий от времени испытаний без смазочного материала представлены на рис. 3. На начальном этапе испытаний коэффициент трения покрытий Cu–Sn, полученных в стационарных условиях при плотности тока  $0.5 \text{ А/дм}^2$  (рис. 3а), составлял около 0.15. Дальнейшее увеличение времени испытаний покрытий Cu–Sn в диапазоне 50–175 с характеризуется монотонным возрастанием значений  $K_{\text{тр}}$  от 0.17 до 0.20, а в диапазоне 175–300 с – от 0.20 до 0.28. Для покрытий Cu–Sn– $\text{TiO}_2$  (рис. 3б–3д) зависимость коэффициента трения от времени испытаний существенно отличается. Так для композиционного покрытия, полученного в стационарных условиях при катодной плотности тока  $0.5 \text{ А/дм}^2$ , во время испытаний в диапазоне 50–125 с наблюдается резкое увеличение значений  $K_{\text{тр}}$  от 0.15 до 0.23, что связано с более выраженной неоднородностью структуры композиционных покрытий (рис. 1б). Однако при дальнейшем увеличении времени испытаний значение коэффициента трения практически не изменяется и через 300 с составляет 0.25, что свидетельствует о более низком износе композиционных покрытий по сравнению со сплавом Cu–Sn.

При одинаковом времени испытаний покрытия Cu–Sn– $\text{TiO}_2$ , полученные соноэлектрохимическим способом, характеризуются более низкими значениями коэффициента трения по сравнению с образцами, полученными в стационарных условиях при той же токовой нагрузке. Увеличение плотности тока от 0.5 до  $1.0 \text{ А/дм}^2$  также приводит к существенному снижению  $K_{\text{тр}}$ . Полученные закономерности можно объяснить, с одной стороны, относительно равномерным включением в металлическую матрицу частиц  $\text{TiO}_2$  меньшего размера за счет их диспергирования при наложении УЗ; с другой стороны – формированием более гладких осадков с более высоким содержанием олова в сплаве (рис. 1в, 1г) [18].



**Рис. 3.** Зависимость коэффициента трения  $K_{\text{тр}}$  от времени износа покрытий Cu–Sn (а) и Cu–Sn– $\text{TiO}_2$  (б–г), полученных в стационарных условиях (а, б) и при наложении УЗ мощностью  $32 \text{ Вт/дм}^3$  (в, г). Катодная плотность тока,  $\text{А/дм}^2$ : (а–в) – 0.5; (г) – 1.

Результаты коррозионных исследований, полученных покрытий Cu–Sn и Cu–Sn– $\text{TiO}_2$  в 3%-ном растворе NaCl представлены на рис. 4. Рассчитанные по данным потенциодинамической поляризации параметры процесса коррозии исследуемых покрытий представлены в табл. 4.

Из анализа коррозионных кривых на рис. 4 и данных табл. 4 видно, что потенциал коррозии для всех исследованных композиционных покрытий Cu–Sn– $\text{TiO}_2$  смещается в электроположительную сторону по сравнению с покрытием Cu–Sn. Это, наиболее вероятно, обусловлено химической инертностью дисперсной фазы и формированием покрытий с более высоким содержанием электроположительного компонента сплава (Cu).

Для покрытия Cu–Sn, полученного в стационарных условиях (рис. 4, кривая 1), рассчитан-

**Таблица 3.** Микротвердость покрытий Cu–Sn и Cu–Sn– $\text{TiO}_2$

Покрытие	Мощность УЗ, $\text{Вт/дм}^3$	Плотность тока, $\text{А/дм}^2$	Микротвердость, $HV$
Cu–Sn	–	0.5	315
	32	0.5	300
	32	1.0	317
	32	1.5	316
Cu–Sn– $\text{TiO}_2$	–	0.5	352
	32	0.5	362
	32	1	372
	32	1.5	380

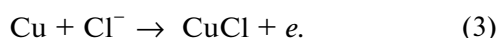
**Таблица 4.** Параметры электрохимического процесса, полученные из анализа потенциодинамических поляризационных кривых

Покрытие	Мощность УЗ, Вт/дм <sup>3</sup>	Плотность тока электроосаждения, А/дм <sup>2</sup>	$i_{кор}$ , мкА/см <sup>2</sup>
Cu–Sn	–	0.5	2.10
	–	0.5	0.90
Cu–Sn–TiO <sub>2</sub>	32	0.5	0.03
	32	1.0	0.12
	32	1.5	1.80

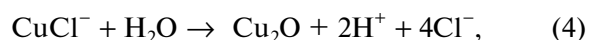
ное значение плотности тока коррозии составило 2.10 мкА/см<sup>2</sup>. На анодных участках поляризационных кривых присутствует активно-пассивная область, отвечающая формированию на поверхности исследуемых образцов адсорбированного слоя малорастворимых продуктов коррозии. Растворение основного компонента сплава (меди) в хлоридсодержащей среде может протекать через стадию образования иона Cu<sup>+</sup> по реакциям [21–24]:



либо прямой ионизацией по схеме:



При высоких концентрациях хлорид-ионов в приэлектродном слое возможно образование ионов CuCl<sup>-</sup>, которые взаимодействуя с молекулами воды образуют на поверхности образца слой малорастворимого Cu<sub>2</sub>O [21]:



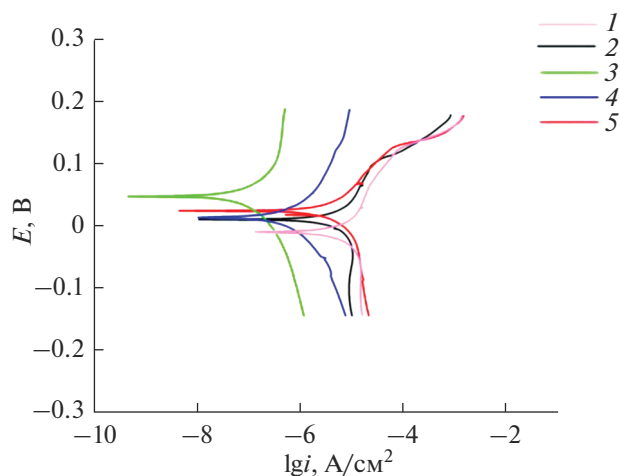
в структуру которого благодаря наличию вакансий способны внедряться образующиеся в процессе коррозии ионы олова [21, 24].

Для покрытий Cu–Sn–TiO<sub>2</sub> поляризационные зависимости носили аналогичный характер. Введение в электролит дисперсной фазы анатаза приводит к формированию композиционных покрытий Cu–Sn–TiO<sub>2</sub> (рис. 4, кривая 2) с большей коррозионной стойкостью, чем у полученных при аналогичных условиях покрытий Cu–Sn. Уменьшение значений плотности тока коррозии композиционных покрытий обусловлено тем, что TiO<sub>2</sub>, как указано выше, способствует дисперсионному упрочнению металлической матрицы уменьшая ее коррозионное разрушение и ускоряя формирование на поверхности пассивирующей оксидной пленки. Для покрытий Cu–Sn–TiO<sub>2</sub>, осажденных в стационарных условиях, значение плотности тока коррозии составило 0.90 мкА/см<sup>2</sup>.

Для образцов композиционных покрытий, полученных в условиях сонохимической обработки при той же токовой нагрузке наблюдались наименьшие значения плотности тока коррозии (0.03 мкА/см<sup>2</sup>). Увеличение плотности тока осаждения сплава Cu–Sn–TiO<sub>2</sub> приводит к ускорению осаждения электроотрицательного компонента сплава (олова), чем объясняется обнаруженное возрастание плотности тока коррозии данных образцов (табл. 4).

## ВЫВОДЫ

1. Введение в шавелевокислый электролит дисперсной фазы анатаза к количеству 4 г/дм<sup>3</sup> в отсутствии УЗ воздействия приводит к формированию композиционных покрытий Cu–Sn–TiO<sub>2</sub>, содержащих 63.2 мас. % меди, 36.5 мас. % олова и 0.3 мас. % оксида титана(IV). В условиях соноэлектрохимического осаждения кавитационные явления препятствуют включению в состав покрытия крупных агломератов TiO<sub>2</sub> и способствуют деполаризации катода, что, приводит к уменьшению содержания олова (до 25.2–34.2 мас. %) и ок-



**Рис. 4.** Потенциодинамические поляризационные кривые в 3% растворе NaCl покрытий Cu–Sn (1) и Cu–Sn–TiO<sub>2</sub> (2–5), полученных в стационарных условиях (1, 2) и при наложении УЗ мощностью 32 Вт/дм<sup>3</sup> (3–5). Катодная плотность тока, А/дм<sup>2</sup>: 1, 2, 3 – 0.5; 4 – 1; 5 – 1.5.

сида титана(IV) (до 0.1–0.2 мас. %) в составе композиционного покрытия.

2. Сонохимическое воздействие в процессе электролиза способствует увеличению диапазона рабочих плотностей тока до 0.5–1.5 А/дм<sup>2</sup> и формированию более равномерных мелкокристаллических композиционных покрытий Cu–Sn–TiO<sub>2</sub> с меньшим количеством дефектов по сравнению с образцами, полученными без наложения УЗ.

3. Покрытия Cu–Sn–TiO<sub>2</sub> за счет дисперсионного упрочнения, а также изменения состава матричного сплава обладают более высокими значениями микротвердости, износостойкости и коррозионной устойчивости по сравнению с покрытиями Cu–Sn, полученными в аналогичных условиях.

#### БЛАГОДАРНОСТИ

Исследования выполнены при финансовой поддержке Министерства образования Республики Беларусь (грант “Электрохимическое осаждение медьсодержащих покрытий с улучшенными адгезионными и эксплуатационными свойствами в нестационарных условиях”).

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Bengoa L.N., Tuckar W.R.T., Zabala N., Egli W.A.* // Surf. Coat. Tech. 2014. V. 253. P. 241–248.
2. *Hovestad A., Tacken R.A., Mannetje H.H.* // Physica Status Solidi. 2008. V. 5. P. 3506–3509.
3. *Jung M., Lee G., Choi J.* // Electrochim. Acta. 2017. V. 241. P. 229–236.
4. *Walsh F.C., de Leon C.P.* // Transactions of the IMF. 2014. V. 92. P. 83–98.
5. *Baghery P., Farzam M., Mousavi A.B., Hosseini M.* // Surf. Coat. Tech. 2010. V. 204. P. 3804–3810.
6. *Васильева Е.А., Цуркан А.В., Проценко В.С., Данилов Ф.И.* // Физикохимия поверхности и защита материалов. 2016. Т. 52. С. 331–336. (*Vasil'eva E.A., Tsurkan A.V., Protsenko V.S., Danilov F.I.* Prot. Met. Phys. Chem. Surf. 2016. V. 52. P. 532–537.)
7. *Rezaeiolum A., Aliofkhaezai Karimzadeh M. et al.* // Surf. Eng. 2017. V. 34. P. 423–432.
8. *Aruna S., Srinivas G.* // Surf. Eng. 2015. V. 31. P. 708–713.
9. *Lajevardi S., Shahrabi T., Szpunar J.* // Appl. Surf. Sci. 2013. V. 279. P. 180–188.
10. *Velichenko A.B., Knysh V.A., LukYanenko T.V. et al.* // Russ. J. Electrochem. 2008. V. 44. P. 1251–1256.
11. *Bogomazova N.V., Antikhovich I.V., Chernik A.A., Zharskii I.M.* // Russ. J. App. Chem. 2014. V. 87. P. 1235–1239 (*Богомазова Н.В., Антихович И.В., Черник А.А., Жарский И.М.* // ЖПХ. 2014. Т. 87. № 9. С. 1239–1243).
12. *Zhou N., Wang S., Walsh F.C.* // Electrochim. Acta. 2008. V. 283. P. 568–577.
13. *Yaskel'chik V.V., Anan'ev M.V., Ostanina T.N. et al.* // Izv. Vyssh. Uchebn. Zaved., Powder Metall. Funct. Coatings, 2017. № 4. P. 53–61.
14. *Chayeuski V.V., Zhylinski V.V., Rudak P.V. et al.* // Appl. Surf. Sci. 2018. P. 18–26.
15. *Cui G., Bi Q., Niu M. et al.* // Tribol. Int. 2013. V. 60. P. 25–35.
16. *Nickchi T., Ghorbani M.* // Surf. Coat. Tech. 2009. V. 203. P. 3037–3043.
17. *Kasach A.A., Kurilo I.I., Kharitonov D.S. et al.* // Russ. J. Appl. Chem. 2018. V. 91. P. 207–213 (*Касац А.А., Курило И.И., Харитонов Д.С. и др.* // ЖПХ. 2018. Т. 91. № 2. С. 192–198).
18. *Kasach A.A., Kurilo I.I., Kharitonov D.S. et al.* // Russ. J. Appl. Chem. 2018. V. 91. P. 591–596 (*Касац А.А., Курило И.И., Харитонов Д.С. и др.* // ЖПХ. 2018. Т. 91. № 4. С. 522–527).
19. *Lampke T., Dietrich D., Leopold A. et al.* // Surf. Coat. Tech. 2008. V. 202 P. 3967–3934.
20. *Wielage B., Lampke T., Zacher M., Dietrich D.* // Key Eng. Mat. 2008. V. 384 P. 283–309.
21. *Metikoš-Huković M., Babić R., Škugor I., Grubač Z.* // Corr. Sci. 2011. V. 53. P. 347–352.
22. *Ma A.L., Jiang S.L., Zheng Y.G., Ke W.* // Corr. Sci. 2015. V. 91. P. 245–261.
23. *Thurber C.R., Ahmad Y.H., Sanders S.F. et al.* // Current Appl. Physics. 2016. V. 16. P. 387–396.
24. *Metikoš-Huković M., Škugor I., Grubač Z., Babić R.* // Electrochim. Acta. 2010. V. 55. P. 3123–3129.