

## Бібліографічні описи / Библиографические описания / Bibliographic descriptions

**Влияние пористости оксидированных порошковых материалов на основе железа на их триботехнические характеристики/ А. А. Джафарова, Р. А. Иманова// Вісник НТУ «ХПІ». Серія: Механіко-технологічні системи та комплекси. – Харків : НТУ «ХПІ», 2016. – No 4(1176). – С.7–10. – Бібліогр.: 12 назв. – ISSN 2079-5459.**

**Вплив пористості оксидованих порошкових матеріалів на основі заліза на їх триботехнічні характеристики/ А. А. Джафарова, Р. А. Иманова// Вісник НТУ «ХПІ». Серія: Механіко-технологічні системи та комплекси. – Харків : НТУ «ХПІ», 2016. – No 4(1176). – С.7–10. – Бібліогр.: 12 назв. – ISSN 2079-5459.**

**Influence of the porosity of the oxidized powder materials HB iron based on their tribological properties/ A. A. Jafarova, R. A. Imanova //Bulletin of NTU “KhPI”. Series: Mechanical-technological systems and complexes. – Kharkov: NTU “KhPI”, 2016. – No 4 (1176). – P. 7–10. – Bibliogr.: 12. – ISSN 2079-5459.**

## Відомості про авторів / Сведения об авторах / About the Authors

**Джафарова Афат Ариф з.** – асистент, кафедра екології, Азербайджанський технічний університет, пр. Г. Джавида, 25, г. Баку, Азербайджан, Аз1073; email: [nizism@mail.ru](mailto:nizism@mail.ru).

**Иманова Рада Алиага з.** – кандидат технічних наук, доцент, кафедра матеріалознавства, Азербайджанський технічний університет, пр. Г. Джавида, 25, г. Баку, Азербайджан, Аз1073; email: [nizism@mail.ru](mailto:nizism@mail.ru).

**Джафарова Афат Ариф з.** – асистент, кафедра екології, Азербайджанський технічний університет, пр. Г. Джавида, 25, м. Баку, Азербайджан, Аз1073; email: [nizism@mail.ru](mailto:nizism@mail.ru).

**Иманова Рада Алиага з.** – кандидат технічних наук, доцент, кафедра матеріалознавства, Азербайджанський технічний університет, пр. Г. Джавида, 25, м. Баку, Азербайджан, Аз1073; email: [nizism@mail.ru](mailto:nizism@mail.ru).

**Jafarova Afat Arif** – assistant, Department of Ecology, Azerbaijan Technical University, etc. H. Javid, 25, Baku, Azerbaijan, Az1073; email: [nizism@mail.ru](mailto:nizism@mail.ru).

**Imanova Rada Aliaga** – PhD., Associate Professor, Department of Materials Science, Azerbaijan Technical University, etc. H. Javid, 25, Baku, Azerbaijan, Az1073; email: [nizism@mail.ru](mailto:nizism@mail.ru).

УДК 621.763:539.4.015

**Е. В. ЗОЗУЛЯ, О. С. ТЕРЛЕЦЬКИЙ, А. Г. МЕНЬШИКОВ, В. В. СУББОТИНА, Т. О. ПРОТАСЕНКО**

### ВЛИЯНИЕ СОСТАВА И УСЛОВИЙ ОСАЖДЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ВАКУУМНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ, УПРОЧНЕННЫХ ОКСИДОМ АЛЮМИНИЯ

Композити на основі міді, зміцнені частками оксиду алюмінію, отримували електронно-променевим випаром компонентів з роздільних джерел з наступним їх спільним осадженням. Температури осадження змінювалися від 293 до 673 К. Методами рентгендіфрактометрії та просвічуючої електронної мікроскопії досліджено структуру композитів. Встановлено зміну морфології часток оксиду алюмінію при підвищенні температури підкладки. Розглянуто вплив змісту і розміру часток  $Al_2O_3$  на електричний опір, міцність і структурну стабільність при підвищених температурах. Запропоновано заходи поліпшення їх властивостей.

**Ключові слова:**  $Al_2O_3$ , мідь, композит, електронно-променеве випаровування, структурна стабільність, міцність, електричний опір.

Композиты на основе меди, упрочнённые частицами оксида алюминия, получали электронно-лучевым испарением компонентов из отдельных источников с последующим их совместным осаждением. Температуры осаждения изменялись от 293 до 673 К. Методами рентгеновской дифрактометрии и просвечивающей электронной микроскопии исследована структура композитов. Установлена смена морфологии частиц оксида алюминия при повышении температуры подложки. Рассмотрено влияние содержания и размера частиц  $Al_2O_3$  на электрическое сопротивление, прочность и структурную стабильность при повышенных температурах. Предложены меры улучшения их свойств.

**Ключевые слова:**  $Al_2O_3$ , медь, композит, электронно-лучевое испарение, структурная стабильность, прочность, электрическое сопротивление.

Composites obtained by electron beam evaporation components from separate sources and their subsequent co-deposition. The deposition temperatures were changed from 293 K to 673. Methods of X-ray diffraction and transmission electron microscopy were used to study the microstructure of composites strengthened by aluminum oxide particles. Composites at  $Al_2O_3$  particle contents up to 3 vol. % were studied. Morphological change of aluminum oxide particles with increasing temperature of substrate and also at annealing was established. The particle size is closely related to phase transition. The effect of the size of particles of the oxide ( $Al_2O_3$ ) and of their content on the properties of the composite has been considered, in order to optimize these characteristics. The results of this work can be used for the creation of new-generation conductors with an optimum combination of strength and electrical conductivity.

**Keywords:**  $Al_2O_3$ , copper, composite, EB-PVD, structural stability, strength, electrical resistance.

**Введение.** Значительная практическая важность дисперсноупрочнённых композитов на основе системы «медь–оксид алюминия» служит стимулом для многочисленных экспериментальных исследований структурообразования, диспергирования и распределения упрочняющей фазы в объеме матрицы и механизмов упрочнения; создания и усовершенствования технологических процессов их изготовления, например [1–6]. Среди прогрессивных процессов, применяемых для производства таких материалов, в виде

фольг и покрытий, особое место занимает метод осаждения из пара в вакууме. В нем отсутствует ряд ограничений, свойственных другим методам, например, по содержанию упрочняющей фазы и материалу матрицы. Достигнут значительный прогресс в диспергировании частиц упрочняющей фазы – современной тенденции развития проводниковых дисперсноупрочнённых композитов.

© Е. В. Зозуля, О. С. Терлецький, А. Г. Меньшиков, В. В. Субботіна, Т. О. Протасенко. 2016

Начало получения вакуумных композитов медь – оксид алюминия можно отнести к работам [7, 8], которые наглядно продемонстрировали влияние микродобавок (< 0,003 об. %) оксида  $Al_2O_3$ , попадающих непосредственно из тигля испарителя в виде нанодисперсных окислов, на структуру и физические свойства медных пленок. В дальнейшем, при создании композитов, упрочненных частицами оксидов методом осаждения паров компонентов в вакууме, были реализованы два подхода:

1. Осаждение при температурах ниже  $(0,4-0,5)T_{пл}$  матричного материала с целью получить конденсаты, отличающиеся высокими прочностными характеристиками (школа Палатника);

2. Осаждение при температурах выше  $(0,4-0,5)T_{пл}$  наиболее тугоплавкого компонента с целью получения конденсатов с равновесной структурой и высокой структурной стабильностью (школа Мовчана).

Отметим, с применением первого подхода достигнута дисперсность частиц оксида алюминия 5–10 нм [9, 10].

Современная тенденция развития проводниковых композитов, упрочненных частицами, связана с одновременным снижением содержания упрочняющей фазы и ее диспергированием, с целью повышения как прочности, так и электропроводности. С другой стороны, нами ранее исследован значительный рост электросопротивления при снижении размера частиц упрочняющей фазы [11]. Снижение содержания упрочняющей фазы может также отрицательно сказаться на стабильности структуры и свойств под термическим воздействием [12].

Целью работы является исследование возможностей технологии электронно-лучевого испарения и последующей конденсации в вакууме (ЕВ–PVD–метод) для получения композитов системы  $Cu-Al_2O_3$  с лучшим соотношением характеристик прочности и электропроводности, а также структурная стабильность конденсатов композита при низком содержании оксида алюминия под температурным воздействием.

**Методика исследований.** Исследованы пленочные композиты системы  $Cu-Al_2O_3$  толщиной до 40 мкм, содержащие менее 3 об. %  $Al_2O_3$ , а также пленки меди, полученные при идентичных технологических условиях. Методика получения таких объектов описана в [10]. Часть образцов были подвергнуты отжигу. Термообработку образцов проводили в вакуумной шахтной печи СШВЛ–0.6,2/16. Все технологические операции проводились при остаточном давлении не выше  $10^{-3}$  Па. Состав композита определяли на рентгеновском микроанализаторе MAP–4. Структуру изучали методами рентгендифрактометрии (прибор ДРОН–3). После электролитического утонения применяли оптическую (микроскоп Ahion mat 1.A) и просвечивающую электронную микроскопию (микроскопы ПЭМ–У, ПЭМ–100 и JEM–2100 с приставкой для энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (EDS)). Также использовали метод углеродных экстракционных реплик. Испытания на растяжение проводились на машине «TIRA test 2300» с относительной скоростью деформирования  $6,67 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ . Определение микротвердости – на приборе ПМТ–3. Удельное электро-

сопротивление измеряли по стандартному методу (ГОСТ 25947–83).

**Результаты и обсуждение. Выдвижение требований к структуре.** Среди приведенных в литературе математических форм оптимизации прочности и электропроводности для нашего случая было решено применить сравнительно несложное отношение предела текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) к удельному электросопротивлению ( $\rho$ ). Как видно из рис. 1 зависимость этого параметра от содержания  $Al_2O_3$  в композитах  $Cu-Al_2O_3$  характеризуется максимумом. Появление максимума легко объяснимо, если учесть вид зависимостей  $\rho$  (1) и  $\sigma_{0,2}$  (2).

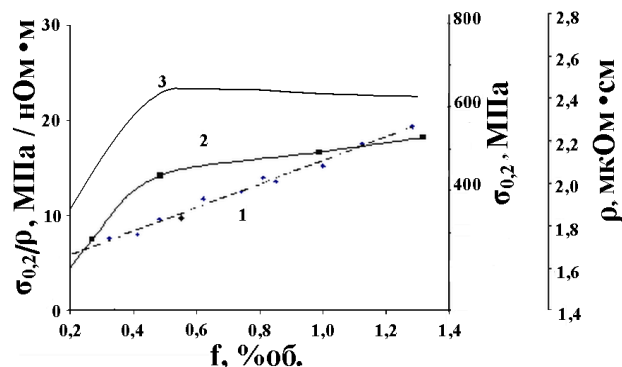


Рис. 1 – Влияние объемного содержания оксидов на:  $\rho$  (1);  $\sigma_{0,2}$  (2) параметр  $\sigma_{0,2}/\rho$  (3) композита  $Cu-Al_2O_3$

Прогноз поведения параметра оптимизации  $\sigma_{0,2}/\rho$  для композита  $Cu-Al_2O_3$  приведен на рис. 2.

При прогнозировании исходили из монодисперсности частиц упрочняющей фазы и не учитывали влияние размера зерна. Напряжение, необходимое для преодоления частиц оксида дислокациями по механизму Орована [13]:

$$\sigma_{0,2} = \frac{0,84MG_m b_m}{2\pi(1-\nu)^{0,5}(\lambda - d_q)} \ln\left(\frac{d_q}{2b_m}\right), \quad (1)$$

где:  $M$  – фактор Тейлора ( $\approx 3,1$  для поликристаллических ГЦК металлов);  $G_m$  – модуль сдвига матрицы (медь:  $G_m=49$  Гпа);  $b_m$  – вектор Бюргера матрицы (для меди  $b_m=0,256$  нм);  $d_q$  – средний условный диаметр частиц;  $\nu$  – коэффициент Пуассона матрицы ( $\approx 0,3$ );  $\lambda$  – среднее расстояние между частицами, определяемое как:

$$\lambda = d_q \left(\frac{\pi}{6f}\right)^{0,5}. \quad (2)$$

где:  $f$  – объемная доля частиц.

Прирост  $\rho$  рассчитан исходя из поровой модели [11] методом парциальных волн при следующих параметрах:  $a = 1,413 \text{ \AA}$ ,  $k_F = 1,363 \text{ \AA}^{-1}$ ,  $\rho_0 = 1,66 \cdot 10^{-8} \text{ Ом}\cdot\text{м}$ .

Поверхность отклика представлена в виде сечений, соответствующих определенному размеру частиц, в трехмерном пространстве. Из рисунка видно, что повышение размера частиц приводит к сдвигу локального максимального значения параметра оптимизации в сторону большего содержания  $Al_2O_3$ . Улучшение характеристик композита, таким образом, свя-

зано с технологической возможностью получения не только более дисперсной упрочняющей фазы, а фазы с малой дисперсией распределения по размеру. Опираясь на эту модель можно определить соотношение компонентов композита и такие параметры технологического процесса, при которых полученный материал будет иметь необходимые характеристики. Для этого необходимо исследовать влияние технологических параметров на морфологию частиц оксида алюминия.

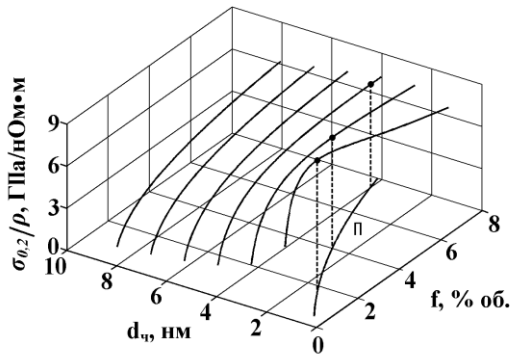


Рис. 2 – Зависимость параметра оптимизации от  $f$  и  $d_{0.2}$ :  
 ● – локальный максимум параметра оптимизации, линия П – проекция локальных максимумов на плоскость  $d_{0.2} - f$ .

**Структурные возможности метода EB-PVD.**

Структура конденсатов представлена мелкозернистой медной матрицей, средний размер столбчатых зерен которой в плоскости подложки (для выбранного интервала содержания  $Al_2O_3$ ) составляет 0,4–3 мкм. В объеме матрицы равномерно распределены нанодисперсные частицы  $Al_2O_3$ . Отметим, что в исходном состоянии частицы с размером менее 18 нм идентифицировались исключительно по сорбционному контрасту. Это дает основание считать их структуру аморфной. Статистический анализ показал, что распределение размеров частиц, их средний размер ( $d_0$ ), полученные для композитов в исходном состоянии и после высокотемпературного отжига (900 °C, 2 ч), соответствуют друг другу. Высокотемпературный отжиг приводит к кристаллизации аморфных частиц оксида. Применение углеродных экстракционных реплик позволило идентифицировать элементы локального контраста как частицы  $\gamma$ -фазы  $Al_2O_3$  [11], фазовый переход от аморфной фазы к  $\gamma$ -фазе согласуется с литера-

турными данными о  $Al_2O_3$ . Повышение температуры подложки ( $T_n$ ) выше 240–300 °C приводит к появлению на электронограмме рефлексов от высокотемпературной  $k$ -фазы  $Al_2O_3$  (рис. 3, показана стрелкой), которая, согласно литературным данным, не наблюдается в вакуумных конденсатах  $Al_2O_3$  при этой и более высокой  $T_n$ . После высокотемпературного отжига на экстракционных репликах с высокотемпературных конденсатов композита были выявлены как дисперсные частицы  $\gamma$ -, так и более крупные частицы  $\sigma$ -фазы  $Al_2O_3$  (рис. 4), которые по размерам соответствовали частицам  $k$ -фазы. Распределение как частиц  $\gamma$ -фазы, так и частиц  $\sigma$ -фазы по размерам характеризуется несимметричной частотной кривой и лучше всего описывается гамма распределением со средним значением около 4 нм и 100 нм, соответственно. Наблюдается бимодальное распределение частиц  $Al_2O_3$ . Одновременно с этим, наиболее вероятный диаметр частиц смещается в сторону меньших размеров, что связывается с изменениями в механизме формирования частиц.

Получена экспериментальная зависимость  $d_0$   $Al_2O_3$ , от  $T_n$ . В довольно широком температурном диапазоне  $d_0$  изменяется незначительно и остается на уровне 2–4 нм, а при  $T_n$  выше 300 °C наблюдается резкий рост  $d_0$ . Вместе с повышением  $T_n$  растет дисперсия распределения частиц  $Al_2O_3$ . Резкий рост  $d_0$  и дисперсии распределения частиц  $Al_2O_3$  совпадает с появлением в исходном состоянии композитов крупных частиц  $k$ -фазы  $Al_2O_3$ , что отрицательно сказывается на прочностных свойствах.

Кроме того, анализ EDS линейного профиля распределения Al показал периодичность его распределения по телу зерна (рис. 5). Отмечено, что после перехода через границу зерна, период распределения Al изменяется. Это свидетельствует о зависимости плотности распределения частиц  $Al_2O_3$  от кристаллографического направления в медной матрице. Появление высокотемпературной  $k$ -фазы  $Al_2O_3$  при низких  $T_n$  объясняется нами влиянием, которое медная матрица оказывает на частицы оксида, вероятно, посредством образования соединения типа  $Cu_xAl_yO_z$  (например,  $CuAl_2O_4$ ) на поверхности раздела медь-оксид алюминия.

На основании полученных результатов разработаны композиты, которые по сочетанию прочности и электропроводности могут заменить, например, бериллиевые бронзы и сплавы Cu-Zr [14].

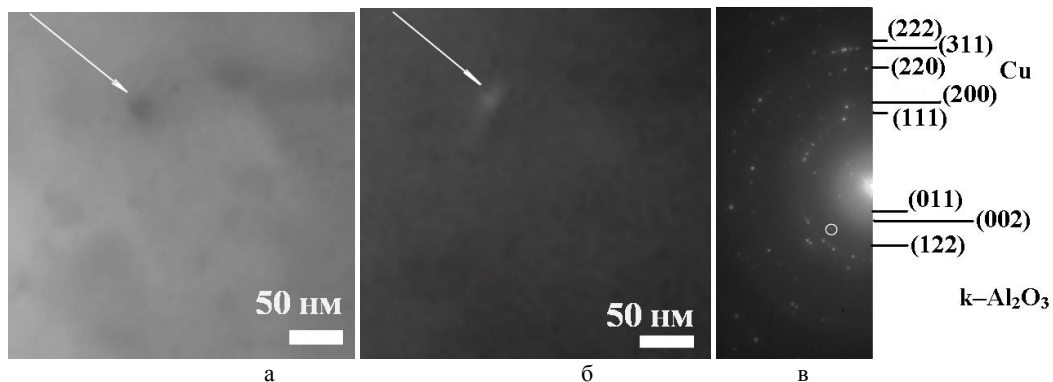


Рис. 3 – Электронно-микроскопическое изображение частиц  $Al_2O_3$  в исходном состоянии композита ( $T_n > 300$  °C), электролитически утоненные образцы: а – светлое поле; б – темное поле; в – дифракция

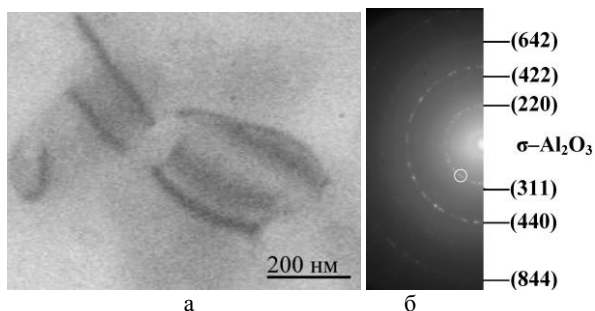


Рис. 4 – Электронно-микроскопическое изображение крупных частиц  $\text{Al}_2\text{O}_3$  после отжига композита ( $T_{\text{п}} > 300\text{ }^\circ\text{C}$ ), углеродная экстракционная реплика: а – светлое поле; б – дифракция

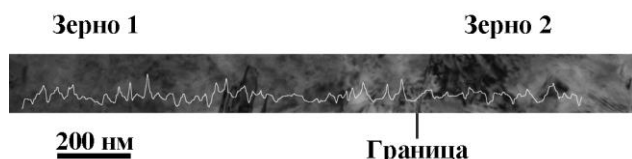


Рис. 5 – EDS сигнал Al привязанный к микроструктуре

**Структурная стабильность композитов.** Изучена структурная стабильность конденсатов композита при неблагоприятно низком содержании оксида алюминия под температурным воздействием. Для исследования использовали композит с 0,5 об. %  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , но разной исходной  $d_{\text{ч}}$  (4,1 и 19 нм) и  $D_3$  (0,71 и 2,4 мкм) в силу различных температур конденсации. Значения  $d_{\text{ч}}$  и  $D_3$  после отжига (2 ч  $900\text{ }^\circ\text{C}$ ) в пределах двух значащих цифр не изменились. Проведенная оценка размера зерна, который могут стабилизировать частицы приведенных диаметров, согласно Зинеру ( $D_3 = 2d_{\text{ч}}/3f$ ), составляет 1 мкм и 5 мкм соответственно. Эти значения на 30 % и 50 % больше, чем измеренные  $D_3$ , что свидетельствует не только о высокой стабильности структуры, но и о возможном наличии дополнительного тормозящего фактора собирательной рекристаллизации.

Исследование изменения твердости композита  $\text{Cu}-0,5\text{ об. \% } \text{Al}_2\text{O}_3$  в результате высокотемпературного отжига, показало ее снижение на 20 – 50 %. На величину снижения твердости влияет  $T_{\text{п}}$  при получении композита – чем ниже  $T_{\text{п}}$ , тем меньше относительное падение твердости после отжига. Изменяется и удельное электросопротивление композита. Правда, изменения удельного электросопротивления не столь существенны, и находятся в пределах от 0 до 5 %. Композиты, полученные при низких  $T_{\text{п}}$ , показывают более

стабильные электрические параметры, что важно для их практического применения.

С целью выяснить влияние структуры матрицы, нами была исследована структурная стабильность конденсатов меди при термическом воздействии – отжигах. При отжиге прочностные свойства конденсатов меди ожидаемо снижаются. Величина снижения свойств, также как и у композитов, зависит от  $T_{\text{п}}$ . Минимальное снижение наблюдалось для конденсатов меди, полученных при высоких  $T_{\text{п}}$  ( $> 350\text{ }^\circ\text{C}$ ) – крупные зерна, четкие прямые границы. Как известно, понижение  $T_{\text{п}}$  приводит к росту неравновесности структуры медных конденсатов и, следовательно, к большему снижению свойств при отжиге. Отметим, что конденсаты меди, полученные при низких  $T_{\text{п}}$  ( $< 100\text{ }^\circ\text{C}$ ), проявляют большую стабильность прочностных характеристик чем конденсаты, полученные при промежуточных  $T_{\text{п}}$ , но меньшую, чем при высоких  $T_{\text{п}}$ .

Исследование влияния температуры отжига на  $D_3$  для низкотемпературных пленок меди показало, что размер зерна в низкотемпературных пленках стабилен до температур порядка  $600\text{ }^\circ\text{C}$ , что значительно больше температуры рекристаллизации меди. При температуре отжига  $900\text{ }^\circ\text{C}$   $D_3$  возрастает более чем в 2 раза.

Структурные исследования показали, что в низкотемпературных пленках меди имеется значительное количество двойниковых дефектов упаковки. На рис. 6 представлена структура низкотемпературных пленок меди в исходном состоянии и после отжига, а данные анализа изменений в структуре – в табл. 1 ( $L$  – средняя толщина ламелей двойников).

Сопоставляя данные в табл. 1, можно отметить уменьшение количества двойников, также меняется распределение и дисперсия при незначительном росте  $D_3$  и значительном увеличении дисперсии зерен по размеру. Как видно на рис. 6, в движущаяся граница зерна взаимодействует с двойниковыми дефектами, которые тормозят ее движение, вследствие чего граница значительно выгибается. Это хорошо видно в областях на рисунке, отмеченных буквой **а**. В результате  $D_3$  низкотемпературных пленок меди если и возрастает, то не значительно. Таким образом, наличие большой плотности двойниковых дефектов обуславливает значительную структурную стабильность низкотемпературных пленок меди, а некоторое снижение плотности двойников при отжиге объясняет понижение твердости. Это подтверждается исследованиями и других авторов, например, высокая концентрация двойниковых границ в электроосажденных металлах повышает их термическую стабильность и микротвердость [15].

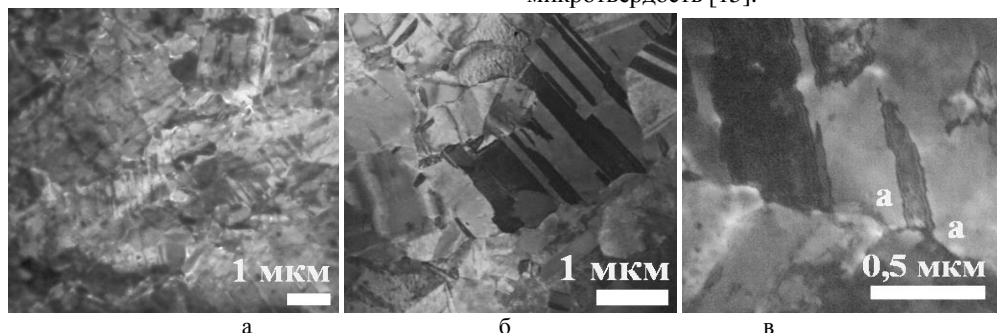


Рис. 6 – Влияние отжига  $600\text{ }^\circ\text{C}$  (2 часа) на структуру низкотемпературных пленок меди: а – исходное состояние, б, в – поле отжига.

Таблица 1 – Характеристики структуры низкотемпературных конденсаторов меди

состояние	Исходное	отжиг, 600 °С, 2 часа
L, нм	77	109
распределение	Логнормальный	Гама
дисперсия	2527	3697
D <sub>3</sub> , нм	1183	1212
распределение	Гама	Гама
дисперсия	824484	1169420

**Выводы.** Улучшение характеристик композита связано с технологической возможностью получения дисперсной упрочняющей фазы с малой дисперсией распределения по размеру.

При температурах подложки ниже 300 °С происходит смена механизма, определяющего размер частиц Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с переходом от бимодального их распределения по размерам к одномодальному, а также к исчезновению рефлексов кристаллической к модификации Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Понижение температуры подложки приводит к снижению среднего размера частиц Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и дисперсии распределения по размеру.

Структурная стабильность конденсаторов меди обусловлена сложным взаимодействием мигрирующих высокоугловых и двойниковых границ. При этом происходит снижение плотности распределения двойниковых границ с сохранением размера зерна и ростом дисперсии распределения зерен по размерам. Стабильность зеренной структуры низкотемпературных конденсаторов меди сохраняется до 600 °С (0,64 T<sub>пл</sub>), что значительно превышает температурный порог рекристаллизации меди.

Структурная стабильность композитов с низким содержанием оксида алюминия под температурным воздействием обусловлена как присутствием нанодисперсных частиц, так и наличием высокой плотности двойников роста.

#### Список літератури:

1. Bund A., Thiemiig D. Influence of bath composition and pH on the electrocodeposition of alumina nanoparticles and copper [Text] / A. Bund, D. Thiemiig // Journal of applied electrochemistry. – 2007. – Vol. 37. – №. 3. – P. 345–351. doi:[10.1007/s10800-006-9264-2](https://doi.org/10.1007/s10800-006-9264-2)
2. Mukhtar, A. Variation in hardness of ultrafine grained Cu-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite hollow balls and granules produced by high energy mechanical milling [Text] / A. Mukhtar, D. L. Zhang, C. Kong, P. Munroe IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. – 2009. – № 4. – P. 012005. doi:[10.1088/1757-899X/4/1/012005](https://doi.org/10.1088/1757-899X/4/1/012005)
3. Shehata, F. Preparation and properties of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanoparticle reinforced copper matrix composites by in situ processing [Text] / F. Shehata, A. Fathy, M. Abdelhameed, S.F. Moustafa // Materials and Design. – 2009. – № 30. – P. 2756–2762. doi:[10.1016/j.matdes.2008.10.005](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.10.005)
4. Lee, D. W. Nanostructured Cu–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite produced by thermochemical process for electrode application [Text] / D. W. Lee, B. K. Kim // Materials Letters. – 2004. – № 58. – P. 378–83. doi:[10.1016/s0167-577x\(03\)00505-6](https://doi.org/10.1016/s0167-577x(03)00505-6)
5. Ferkel, H. Properties of copper reinforced by laser-generated Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>- nanoparticles [Text] / H. Ferkel // Nanostructured Materials. – 1990. – № 11(5). – P. 595–602. doi:[10.1016/s0965-9773\(99\)00342-6](https://doi.org/10.1016/s0965-9773(99)00342-6)
6. Ільїнський, О. І. Структура і властивості електроосаджених композитів Cu – Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [Текст] / О. І. Ільїнський, М. Д. Сахненко, О. В. Богоявленська, С. І. Лябук // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. – 2012. – Т. 4. – №. 5 (58). – С. 7–9. Режим доступу: <http://journals.uran.ua/eejet/article/view/4914/4556>
7. Федоров, Г. В. Влияние способа испарения на структуру и свойства вакуумных конденсаторов Al и Cu [Текст] / Г. В. Фе-

8. Ильянский, А. И. О связи между прочностью и условиями приготовления вакуумных конденсаторов Cu и Al [Текст] / А. И. Ильянский, Г. В. Федоров, С. С. Дьяченко // Известия высших учебных заведений. Физика. – 1966. – № 1. – С. 122–128.
9. Ильянский, А. И. Структура и прочность слоистых и дисперсноупрочненных пленок [Текст] / А. И. Ильянский. М.: Металлургия, 1986. – 144 с.
10. Ильянский, А. И. О структуре и прочности быстрозакаленных композитов Cu–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [Текст] / А. И. Ильянский, А. С. Терleckий, Э. В. Зогуля // ФММ. – 1998. – Т 86, № 6. – С. 121–124.
11. Zozulya, E. V. Structure and electrical resistance of dispersion-strengthened vacuum-deposited Cu–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanocomposites [Text] / E. V. Zozulya, A. I. Il'inskiy, I. N. Kolupaev // The Physics of Metals and Metallography. – 2011. – Т. 111, №. 2. – С. 155–157. doi:[10.1134/s0031918x1101025x](https://doi.org/10.1134/s0031918x1101025x)
12. Groza, J. R. Principles of particle selection for dispersion-strengthened copper [Text] / J. R. Groza, J. C. Gibeling, // Materials Science and Engineering: A. – 1993. – Т. 171, №. 1. – С. 115–125. doi:[10.1016/0921-5093\(93\)90398-x](https://doi.org/10.1016/0921-5093(93)90398-x)
13. Гольдштейн, М. И. Металлофизика высокопрочных сплавов [Текст] / М. И. Гольдштейн, В. С. Литвинов, Б. М. Бронфин // М.: Металлургия, 1986. – 312 с.
14. Викарчук, А. А. О стабильности зуберенной структуры формирующейся при электрокристаллизации с ГЦК решеткой [Текст] / А. А. Викарчук // Электрохимия. – 1990. – № 8. – С. 984–989.

#### Bibliography (transliterated):

1. BuBund, A., Thiemiig, D. (2006). Influence of bath composition and pH on the electrocodeposition of alumina nanoparticles and copper. Journal of Applied Electrochemistry, 37(3), 345–351. doi:[10.1007/s10800-006-9264-2](https://doi.org/10.1007/s10800-006-9264-2)
2. Mukhtar, A., Zhang, D. L., Kong, C., Munroe, P. (2009). Microstructure and thermal stability of nanostructured Cu-7.5vol.%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite powders produced by high energy mechanical milling. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 4, 012005. doi:[10.1088/1757-899X/4/1/012005](https://doi.org/10.1088/1757-899X/4/1/012005)
3. Shehata, F., Fathy, A., Abdelhameed, M., Moustafa, S. F. (2009). Preparation and properties of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanoparticle reinforced copper matrix composites by in situ processing. Materials & Design, 30(7), 2756–2762. doi:[10.1016/j.matdes.2008.10.005](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.10.005)
4. Lee, D. W., Kim, B. K. (2004). Nanostructured Cu–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite produced by thermochemical process for electrode application. Materials Letters, 58(3-4), 378–383. doi:[10.1016/s0167-577x\(03\)00505-6](https://doi.org/10.1016/s0167-577x(03)00505-6)
5. Ferkel, H. (1999). Properties of copper reinforced by laser-generated Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-nanoparticles. Nanostructured Materials, 11(5), 595–602. doi:[10.1016/s0965-9773\(99\)00342-6](https://doi.org/10.1016/s0965-9773(99)00342-6)
6. Ільїнський, О. І., Сахненко, М. Д., Богоявленська, О. В., Лябук, С. І. (2012). Структура і властивості електроосаджених композитів Cu – Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Eastern-European Journal of Enterprise Technologies, 4/5 (58), 7–9. Available at: <http://journals.uran.ua/eejet/article/view/4914/4556>
7. Fedorov, G. V., Palatnik, L. S., Dudkin, V. A. (1966). Vliyanie sposaba isparenija na strukturu i svojstva vakuumnih kondensatorov Al i Cu. FMM, 22 (3), 400–403.
8. Ільїнський, А. І., Федоров, Г. В., Д'яченко, С. С. (1966). О связи между прочност'ю и условиями приготовления вакуумных конденсаторов Cu и Al. Izvestija vysshih uchebnyh zavedenij. Fizika, 1, 122–128.
9. Ільїнський, А. І. (1986). Структура і прочност' слоистих і дисперсноупрочнених пленок. Moscow: Metallurgija, 144.
10. Ільїнський, А. І., Терleckий, А. С., Зогуля, Я. В. (1998). О структуре и прочности быстрозакаленных композитов Cu–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. FMM, 86 (6), 121–124.

11. Zozulya, E. V., Il'inskii, A. I., Kolupaev, I. N. (2011). Structure and electrical resistance of dispersion-strengthened vacuum-deposited Cu–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanocomposites. The Physics of Metals and Metallography, 111(2), 155–157. doi:[10.1134/s0031918x1101025x](https://doi.org/10.1134/s0031918x1101025x)
12. Groza, J. R., Gibeling, J. C. (1993). Principles of particle selection for dispersion-strengthened copper. Materials Science and Engineering: A, 171(1-2), 115–125. doi:[10.1016/0921-5093\(93\)90398-x](https://doi.org/10.1016/0921-5093(93)90398-x)
13. Gol'dshtejn, M. I., Litvinov, V. S., Bronfin, B. M. (1986). Metallofizika vysokoprochnykh splavov. Moscow: Metallurgija, 312.
14. Vikarchuk, A. A. (1990). O stabil'nosti zubzerennoj struktury formirujushhejsja pri jelektrokristallizacii s GCK reshetkoj. Elektrohimiya, 8, 984–989.

Поступила (received) 15.01.2016

*Бібліографічні описи / Библиографические описания / Bibliographic descriptions*

**Вплив складу і умов осадження на структуру та властивості вакуумних композитів на основі міді, зміцнених оксидом алюмінію/ Е. В. Зозуля, О. С. Терлецький, А. Г. Меньшиков, В. В. Субботіна, Т. А. Протасенко// Вісник НТУ «ХПІ». Серія: Механіко-технологічні системи та комплекси. – Харків : НТУ «ХПІ», 2016. – № 4(1176). – С.10–15. – Бібліогр.: 14 назв. – ISSN 2079-5459.**

**Влияние состава и условий осаждения на структуру и свойства вакуумных композитов на основе меди, упрочненных оксидом алюминия/ Э. В. Зозуля, А. С. Терлецкий, А. Г. Меньшиков, В. В. Субботина, Т. А. Протасенко// Вісник НТУ «ХПІ». Серія: Механіко-технологічні системи та комплекси. – Харків : НТУ «ХПІ», 2016. – № 4(1176). – С.10–15. – Бібліогр.: 14 назв. – ISSN 2079-5459.**

**Influence of composition and deposition conditions on the structure and properties of vacuum copper-based composites strengthened by aluminum oxide/ E. V. Zozulya, A. S. Terletskiy, A. G. Menshikov, V. V. Subbotina, T. A. Protasenko //Bulletin of NTU "KhPI". Series: Mechanical-technological systems and complexes. – Kharkov: NTU "KhPI", 2016. – No 4 (1176). – P.10–15. – Bibliogr.: 14. – ISSN 2079-5459.**

*Відомості про авторів / Сведения об авторах / About the Authors*

**Зозуля Едуард Володимирович** – Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», молодший науковий співробітник кафедри "Матеріалознавства"; вул. Багалія, 21, м. Харків, Україна, 61002; e-mail: [zozulya.ev@gmail.com](mailto:zozulya.ev@gmail.com).

**Зозуля Едуард Владимирович** – Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», младший научный сотрудник кафедры "Материаловедения"; ул. Багалея, 21, г. Харьков, Украина, 61002; e-mail: [zozulya.ev@gmail.com](mailto:zozulya.ev@gmail.com).

**Zozulya Edward** – researcher, National technical university "Kharkiv Polytechnic Institute"; str. Bagalija, 21; Kharkiv, Ukraine, 61002; e-mail: [zozulya.ev@gmail.com](mailto:zozulya.ev@gmail.com).

**Терлецький Олександр Семенович** – кандидат фізико-математичних наук, Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», доцент кафедри "Матеріалознавства"; вул. Багалія, 21, м. Харків, Україна, 61002; e-mail: [terletsk@yandex.com](mailto:terletsk@yandex.com)

**Терлецкий Александр Семенович** – кандидат физико-математических наук, Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», доцент кафедры "Материаловедения"; ул. Багалея, 21, г. Харьков, Украина, 61002; e-mail: [terletsk@yandex.ru](mailto:terletsk@yandex.ru)

**Terletskiy Alexander Semenovich** – candidate of physics and mathematics, associate professor, National technical university "Kharkiv Polytechnic Institute"; str. Bagalija, 21; Kharkiv, Ukraine, 61002; e-mail: [terletsk@yandex.ru](mailto:terletsk@yandex.ru)

**Меньшиков Анатолій Григорович** – кандидат технічних наук, Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», доцент кафедри "Матеріалознавства"; вул. Багалія, 21, м. Харків, Україна, 61002

**Меньшиков Анатолий Григорьевич** – кандидат технических наук, Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», доцент кафедры "Материаловедения"; ул. Багалея, 21, г. Харьков, Украина, 61002

**Menshikov Anatoliy Grigoryevich** – candidate of technical sciences, associate professor, National technical university "Kharkiv Polytechnic Institute"; str. Bagalija, 21; Kharkiv, Ukraine, 61002  
**Субботіна Валерія Валеріївна** – кандидат технічних наук, Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», доцент кафедри "Матеріалознавства"; вул. Багалія, 21, м. Харків, Україна, 61002

**Субботина Валерия Валерьевна** – кандидат технических наук, Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», доцент кафедры "Материаловедения"; ул. Багалея, 21, г. Харьков, Украина, 61002

**Subbotina Valeriya Valeryevna** – candidate of technical sciences, associate professor, National technical university "Kharkiv Polytechnic Institute"; str. Bagalija, 21; Kharkiv, Ukraine, 61002

**Протасенко Тетяна Олександрівна** – кандидат технічних наук, Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», доцент кафедри "Матеріалознавства"; вул. Багалія, 21, м. Харків, Україна, 61002

**Протасенко Татьяна Александровна** – Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», доцент кафедры "Материаловедения"; ул. Багалея, 21, г. Харьков, Украина, 61002;

**Protasenko Tatyana Alexandrovna** – associate professor, National technical university "Kharkiv Polytechnic Institute"; str. Bagalija, 21; Kharkiv, Ukraine, 61002