

УДК 544.653.22:669.215:544.227

СЕЛЕКТИВНОЕ АНОДНОЕ РАСТВОРЕНИЕ СПЛАВА $\text{Ag}_{0.58}\text{Au}_{0.37}\text{Pd}_{0.05}$ В РАСПЛАВАХ ХЛОРИДОВ ЩЕЛОЧНЫХ МЕТАЛЛОВ В ШИРОКОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ

© 2021 г. Л. В. Ситников^а, Н. П. Кулик^{а, *}, Н. И. Маркелова^б,
Н. К. Ткачев^а, А. А. Панкратов^а, Н. И. Москаленко^а, Б. Д. Антонов^а

^аИнститут высокотемпературной электрохимии УрО РАН, Екатеринбург, Россия

^бУральский федеральный университет им. Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия

*e-mail: n.p.kulik@gmail.com

Поступила в редакцию 15.06.2021 г.

После доработки 02.07.2021 г.

Принята к публикации 21.07.2021 г.

Исследовано возникновение микропористых металлических структур при электрохимическом dealлоинге однофазного сплава $\text{Ag}_{0.58}\text{Au}_{0.37}\text{Pd}_{0.05}$ в среде солевых расплавов: в эвтектике $\text{LiCl}_{0.57}\text{CsCl}_{0.26}\text{KCl}_{0.17}$ при температуре 306°C, в $\text{CsCl}_{0.455}\text{KCl}_{0.245}\text{NaCl}_{0.30} + 3$ мол. % AgCl – при 510, 600, 700 и 815°C. На основании потенциодинамических кривых выбраны потенциалы для проведения электролиза. В результате селективного анодного растворения в потенциостатическом режиме получены типичные взаимно непрерывные структуры с размерами пор и лигаментов от 0.5 до 10 мкм. Возникновение пор можно проследить вплоть до 815°C, однако их удельная плотность на поверхности значительно уменьшается. Повышение температуры процесса вызывает огрубление или рекристаллизацию пористой структуры, размеры пор увеличиваются, селективность растворения серебра уменьшается. Практически полное его удаление из сплава достигнуто при наименьшей температуре 306°C в результате анодного растворения при потенциале 0.6 В относительно хлоридсеребряного электрода сравнения ($\text{Ag}/\text{LiCl}_{0.57}\text{CsCl}_{0.26}\text{KCl}_{0.17} + 3$ мол. % AgCl).

Ключевые слова: селективное анодное растворение, сплавы золота, расплавленные соли, пористая структура

DOI: 10.31857/S0235010621060098

ВВЕДЕНИЕ

С конца восьмидесятых годов прошлого столетия, когда все более широкое распространение стала получать сканирующая электронная микроскопия в материаловедении, продукты процесса коррозии сплавов оказались в центре внимания исследователей. Анодное селективное растворение, или электрохимический dealлоинг, проведенный в перколяционном режиме, как оказалось, приводит к формированию нанопористых металлов, которые за счет огромной удельной поверхности востребованы в различных областях современной технологии (катализе, энергетике, биомедицине, химическом анализе) [1, 2]. В этом отношении коррозионностойкое и обладающее высокой электропроводностью золото стало одним из самых интересных объектов для изучения [3, 4].

К настоящему времени накоплен большой экспериментальный материал по получению золота с взаимно непрерывной (bi-continuous) структурой пор и лигаментов в водных растворах с помощью селективного анодного растворения из его сплавов с электрохимически более активными металлами [5–15]. Установлено, что тонкие поры (меньше 10 нм) удается сформировать, понижая температуру процесса (вплоть до –20°C)

[11–15]. Увеличение температуры вызывает укрупнение лигаментов и пор, но сокращает время деаллоинга. С помощью термообработки образцов после деаллоинга (отжига при 300–800°C) возможно регулирование их морфологии и получение структур требуемого масштаба пористости [15–18]. Проведение селективного анодного растворения сплавов в среде высокотемпературных солевых расплавов позволяет избежать этой стадии и дает возможность изучить влияние температуры на его протекание и характеристики конечного продукта в широком температурном интервале, недоступном в водной среде и низкотемпературных ионных жидкостях. Однако посвященных этому публикаций чрезвычайно мало [19].

Цель настоящей работы – установить возможность селективного анодного растворения сплава $\text{Ag}_{0,58}\text{Au}_{0,37}\text{Pd}_{0,05}$ в расплавах хлоридов щелочных металлов при повышении температуры от 306 до 815°C и определить влияние температурного режима на морфологию получаемых структур. Компоненты исследуемого сплава неограниченно растворяются друг в друге в твердом и жидком состоянии [20]. Добавка тугоплавкого палладия призвана затруднить поверхностную диффузию золота, которая приводит к укрупнению пор и лигаментов [21–24]. Разности электродных потенциалов металлов в расплавах собственных хлоридов достаточны, чтобы обеспечить селективный характер растворения серебра в расплавленных солях: эти величины равны 1.0 В для серебра и золота, 0.4 В – для серебра и палладия при 300°C и увеличиваются с температурой, составляя при 800°C – 1.2 и 0.6 В соответственно [25].

В качестве электролитов использовали эвтектики $\text{CsCl}_{0,455}\text{KCl}_{0,245}\text{NaCl}_{0,30}$ и $\text{LiCl}_{0,57}\text{CsCl}_{0,26}\text{KCl}_{0,17}$, температура плавления которых составляет 480 и 260°C соответственно [26].

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Сплав Ag–Au–Pd получали сплавлением компонентов в лабораторной дуговой печи Centorr 5SA при температуре 3500°C в атмосфере аргона. Из отливки методом холодной прокатки изготавливали пластины толщиной 0.8 мм, из которых вырезали образцы (2 × 15 мм). Для аттестации сплава снимали дифрактограммы на рентгеновском аппарате Rigaku D/MAX-2200 VL/PC.

Эксперименты проводили в атмосфере аргона в трехэлектродной ячейке с платиновым противозлектродом и хлоридсеребряным электродом сравнения в пористом алундовом чехле (Ag/эвтектический расплав + 3 мол. % AgCl). В рабочем отделении ячейки электролитами служили $\text{LiCl}_{0,57}\text{CsCl}_{0,26}\text{KCl}_{0,17}$ при 306°C, $\text{CsCl}_{0,455}\text{KCl}_{0,245}\text{NaCl}_{0,30}$ + 3 мол. % AgCl – при более высоких температурах. Хлорид серебра добавляли, чтобы избежать перенапряжения в первый момент электролиза. В расплаве, содержащем LiCl, при 306°C от этой добавки в рабочее отделение ячейки отказались, поскольку она могла приводить к солевой пассивации поверхности образующихся пор. Для приготовления электролита использовали переплавленные на воздухе хлориды калия, натрия и цезия марки “х. ч.”. AgCl марки “ч. д. а.” сушили при вакуумировании, постепенно повышая температуру до 350°C. LiCl был безводный квалификации “ч.”. Рабочий электрод находился в полупогруженном состоянии.

С помощью комплекса Autolab 302N (Metrohm, Швейцария) снимали анодные потенциодинамические кривые сплава в расплаве $\text{LiCl}_{0,57}\text{CsCl}_{0,26}\text{KCl}_{0,17}$ при 306°C и в расплаве $\text{CsCl}_{0,455}\text{KCl}_{0,245}\text{NaCl}_{0,30}$ + 3 мол. % AgCl при 510, 600, 700 и 815°C. После этого проводили электролиз в потенциостатическом режиме.

По окончании эксперимента электрод отмывали от солей дистиллированной водой, гидроксидом аммония и этанолом. Микрорентгеновский анализ поверхности электрода до и после экспериментов проводили на электронном микроскопе JSM-5900LV (Jeol, Япония).

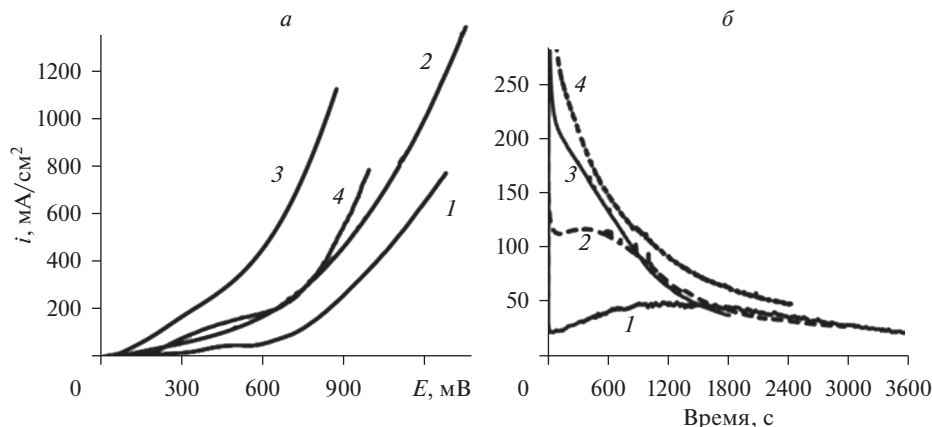


Рис. 1. Анодные потенциодинамические кривые (а) и хроноамперограммы при потенциале 500 мВ (б) сплава $\text{Ag}_{0.58}\text{Au}_{0.37}\text{Pd}_{0.05}$ в расплаве $\text{CsCl}_{0.455}\text{KCl}_{0.245}\text{NaCl}_{0.30} + 3$ мол. % AgCl при температуре 510 (1), 600 (2), 700 (3), 815°C (4).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Согласно данным дифракционного анализа исходный сплав был однофазным, состав его поверхности, определенный с помощью микрорентгеновского анализа, отвечал формуле $\text{Ag}_{0.58}\text{Au}_{0.37}\text{Pd}_{0.05}$.

Потенциодинамические кривые сплава, снятые при различных температурах со скоростью развертки 10 мВ/с в расплаве эвтектики $\text{CsCl}_{0.455}\text{KCl}_{0.245}\text{NaCl}_{0.30} + 3$ мол. % AgCl , показаны на рис. 1а. Эти кривые имеют гладкую форму, и лишь при 510°C обнаружилась волна, соответствующая анодному растворению серебра. Плотность тока на ней достигала максимума порядка 50 mA/cm^2 вблизи потенциала 0.5 В. Этот потенциал и был выбран для деаллоинга в потенциостатическом режиме. На хроноамперограммах, полученных при потенциале 0.5 В, наблюдался мгновенный рост плотности тока (рис. 1б). Чем выше была температура эксперимента, тем большей величины достигала первоначальная плотность тока. Затем ее значение от 50–850 mA/cm^2 уменьшалось резко в первые 30–100 секунд электролиза вследствие быстрого увеличения площади поверхности из-за образования микропор, после чего ход кривых становился более плавным. При 510 и 600°C на токовых кривых имеются пологие максимумы. Их появление, вероятно, связано с частичной блокировкой поверхности электрода хлоридом серебра, накапливающимся здесь при селективном растворении сплава. Наличие этого соединения на поверхности электрода после эксперимента и отмывания в воде (но не в NH_4OH) было подтверждено данными рентгенофазового анализа. При более высоких температурах затруднения в диффузии катионов серебра исчезают, плотность тока на хроноамперограммах монотонно убывает. Эта величина через 30–50 мин во всех случаях достигала постоянного значения (20–35 mA/cm^2).

В результате потенциостатического деаллоинга на поверхности образцов образовались поры микронного размера (рис. 2). Самые тонкие поры (1–5 мкм) сформировались при 510 и 600°C. С ростом температуры наблюдается закономерное укрупнение пор и лигаментов. Можно предположить, что при достаточно больших временах электрохимический процесс становится квазистационарным, включая стадии диффузии серебра из глубины сплава на поверхность, анодную реакцию с переносом его ионов в

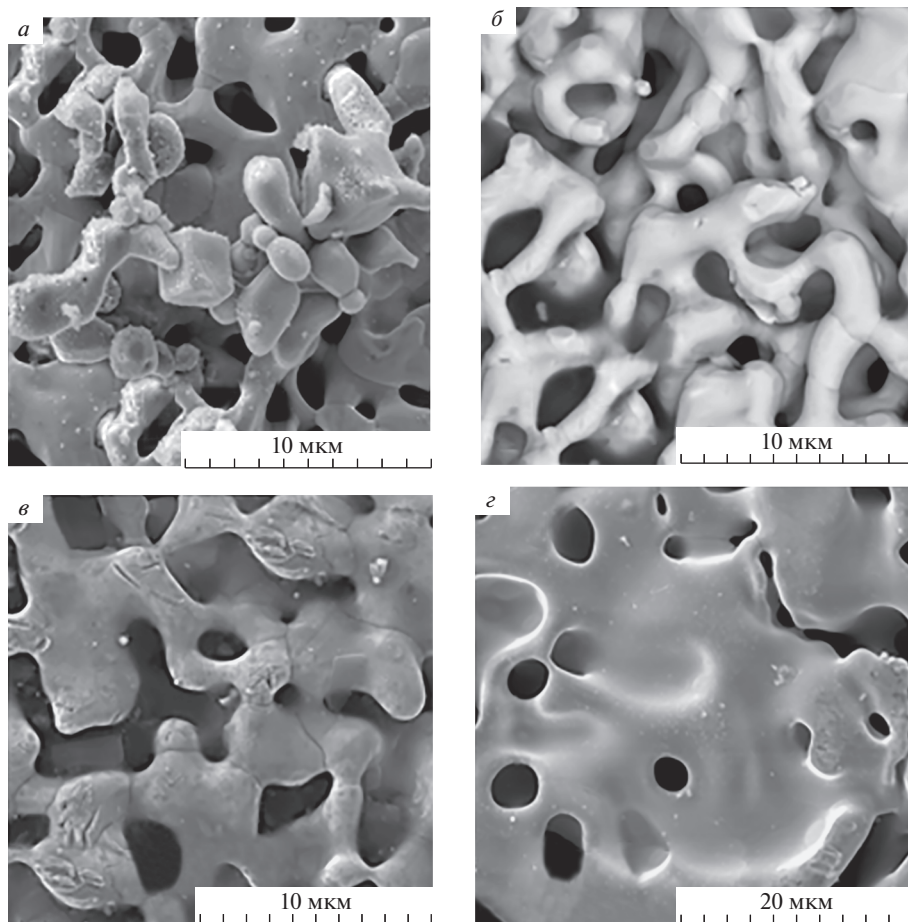


Рис. 2. Поверхность сплава $\text{Ag}_{0.58}\text{Au}_{0.37}\text{Pd}_{0.05}$ после деаллоинга в расплаве $\text{CsCl}_{0.455}\text{KCl}_{0.245}\text{NaCl}_{0.30}$ + 3 мол. % AgCl при потенциале 500 мВ. Температура: *а* – 510, *б* – 600, *в* – 700, *г* – 815°C.

электролит, восходящую диффузию атомов золота с образованием лигаментов и параллельную рекристаллизацию металлической фазы.

В составе поверхностного слоя при температуре 510 и 600°C осталось около 10 мол. % серебра. Содержание Au и Pd варьировалось в пределах 60–80 и 7–18 мол. % соответственно. После деаллоинга при 700°C поверхностный слой содержал (в мол. %) около 72 Au, 16 Pd и до 12 Ag. В результате анодного растворения при 815°C образец изменил геометрическую форму: у параллелипипеда появилось узкое “горлышко” на трехфазной границе, а на поверхности, контактировавшей с расплавом, образовались трещины. Содержание остаточного серебра составило от 15 до 26 мол. %.

На рис. 3*а* приведена потенциодинамическая кривая сплава в расплаве $\text{LiCl}_{0.57}\text{CsCl}_{0.26}\text{KCl}_{0.17}$ при 306°C. Растворение серебра из сплава начинается вблизи потенциала 0.46 В, максимум приходится на 0.75 В. Пик при 0.85 В, по-видимому, соответствует растворению палладия, при потенциале 1.14 В в расплав начинают переходить катионы золота.

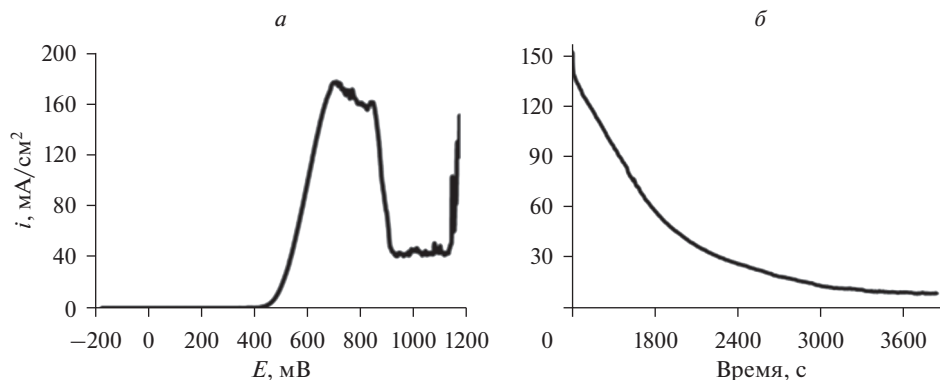


Рис. 3. Анодная потенциодинамическая кривая (а) и хроноамперограмма при потенциале 600 мВ (б) сплава $\text{Ag}_{0.58}\text{Au}_{0.37}\text{Pd}_{0.05}$ в расплаве $\text{LiCl}_{0.57}\text{CsCl}_{0.26}\text{KCl}_{0.17}$ при 306°C .

Для потенциостатического деаллоинга выбрали потенциал 0.6 В. Хроноамперограмма представлена на рис. 3б. Высокая первоначальная плотность тока к концу первого часа упала до 25 mA/cm^2 , а затем вышла постоянную величину 10 mA/cm^2 . За 6600 секунд на поверхности металла сформировались поры (рис. 4а и 4б) размером $0.5\text{--}3 \text{ мкм}$. Внутри образца, на его сколе, обнаружены поры немного большего размера (рис. 4в и 4г). Серебра в образце практически не осталось, ни на поверхности, ни внутри; содержание Au составило (в мол. %) 88 на поверхности, 94 в глубине, Pd – 12 и 6 соответственно.

Условия деаллоинга и характеристики полученных продуктов приведены в табл. 1. Наиболее тонкая структура образована при самой низкой температуре, но и в этом случае для нее характерен микронный масштаб. Это вполне согласуется с закономерностью, установленной в работе [27] при отжиге нанопористого палладия. Если приведенная температура термической обработки ($T/T_{\text{пл Pd}}$) увеличивалась от 0.3 от до 0.5, размер пор возрастал от 30 до 1300 нм. В наших экспериментах температура деаллоинга варьировалась в пределах $0.4\text{--}0.8 T/T_{\text{пл Au}}$. Содержание палладия в исходном сплаве, по-видимому, было недостаточным, чтобы заметно уменьшить размер пор и лигандов. Интересный факт обогащения поверхности палладием по сравнению с объемом образца, подвергнутого деаллоингу при 306°C , требует дальнейшего изучения.

Таблица 1. Условия и результаты потенциостатического деаллоинга сплава $\text{Ag}_{0.58}\text{Au}_{0.37}\text{Pd}_{0.05}$ в эвтектических расплавах хлоридов щелочных металлов

Электролит	$t, ^\circ\text{C}$	Время, с	Состав поверхности и скола* сплава, мол. %			Размер, мкм	
			Ag	Au	Pd	пор	связок
$\text{LiCl}_{0.57}\text{CsCl}_{0.26}\text{KCl}_{0.17}$	306	6600	≈ 0	88	12	0.5–3	1–3
			$\approx 0^*$	94*	6*	1–5*	2–5*
$\text{CsCl}_{0.455}\text{KCl}_{0.245}\text{NaCl}_{0.30} + 3 \text{ мол. \% AgCl}$	510	1800	7–12	60–73	15–18	1–5	2–10
	600	3000	10–13	71–80	7–16	1–5	0.5–5
	700	1800	9–12	71–75	14–18	2–8	1–8
	815	2400	15–26	22–64	6–15	2–10	2–20

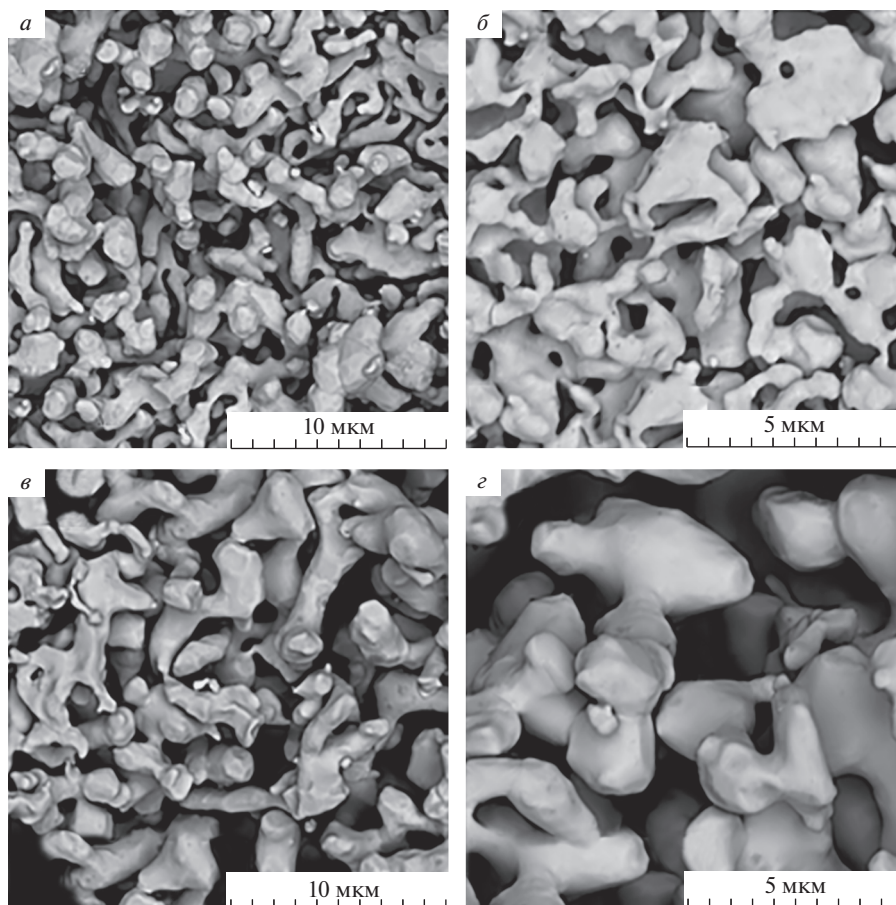


Рис. 4. Поверхность (а, б) и скол (в, г) образца сплава $\text{Ag}_{0.58}\text{Au}_{0.37}\text{Pd}_{0.05}$ после деаллоинга в расплаве $\text{LiCl}_{0.57}\text{CsCl}_{0.26}\text{KCl}_{0.17}$ при 306°C при потенциале 600 мВ.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Осуществлен электрохимический деаллоинг сплава $\text{Ag}-\text{Au}-\text{Pd}$ в среде расплавленных солей в интервале температур от 306 до 815°C . В потенциостатическом режиме получены металлические структуры с размером пор и лигаментов от 0.5 до 10 микрометров. Возникновение пор можно проследить вплоть до 815°C , однако их удельная плотность на поверхности значительно падает. При этой же температуре появляются признаки коррозионного разрушения образца.

Увеличение температуры процесса вызывает огрубление или рекристаллизацию пористой структуры в соответствии с известной закономерностью [27]: размеры пор увеличиваются до микронного размера, если отношение температуры, при которой выдерживается пористый металл, к температуре его плавления ($T/T_{\text{пл}}$) составляет более 0.4 .

С понижением температуры деаллоинга увеличивается селективность растворения серебра. Практически полное его удаление из сплава достигнуто при 306°C в результате анодного растворения при потенциале 0.6 В относительно хлоридсеребряного электрода сравнения ($\text{Ag}/\text{LiCl}_{0.57}\text{CsCl}_{0.26}\text{KCl}_{0.17} + 3$ мол. % AgCl).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 20-03-00267а).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Gan Y.X., Zhang Y., Gan J.B. // *AIMS Materials Science*. 2018. **5**. № 6. P. 1141–1183. <https://doi.org/10.3934/mat.2018.6.1141>
2. Weissmüller J., Sieradzki K. // *MRS Bulletin*. 2018. **43**. P. 14–19. <https://doi.org/10.1557/mrs.2017.299>
3. Seker E., Reed M.L., Begley M.R. // *Materials*. 2009. **2**. P. 2188–2215. <https://doi.org/10.3390/ma2042188>
4. Graf M., Roschning B., Weissmüller J. // *Journal of The Electrochemical Society*. 2017. **164**. № 4. P. 194–200. <https://doi.org/10.1149/2.1681704jes>
5. Snyder J., Livi K., Erlebacher J. // *J. Electrochem. Soc.* 2008. **155**. P. 464. <https://doi.org/10.1149/1.2940319>
6. Dursun A., Pugh D.V., Corcoran S.G. // *J. Electrochem. Soc.* 2003. **150**. P. B355–B360. <https://doi.org/10.1149/1.1580824>
7. Zhang Q., Wang X., Qi Z., Wang Y., Zhang Z. // *Electrochimica Acta*. 2009. **54**. P. 6190–619. <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2009.05.089>
8. Zhang Q., Zhang Z. // *Phys.Chem.* 2010. **12**. P. 1453–1472. <https://doi.org/10.1039/b919313h>
9. Sun Y., Balk T.J. // *Scripta Mater.* 2008. **58**. P. 727–730. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2007.12.008>
10. Okman O., Kysar J.W. // *J. Alloys and Compounds*. 2011. **509**. P. 6374–6381. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.02.115>
11. Zhang Z., Wang Y., Wang Y., Wang X., Qi Z., Ji H., Zhao C. // *Scripta Materialia*. 2010. **62**. P. 137–140. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2009.10.018>
12. Qian L.H., Chen M.W. // *Applied physics letters*. 2007. **91**. P. 083105. <https://doi.org/10.1063/1.2773757>
13. Xu J., Wang Y., Zhang Z. // *Phys. Chem.* 2012. **116**. P. 5689–5699. <https://doi.org/10.1021/jp210488t>
14. Zhang Z., Zhang C., Sun J., Kou T. // *RSC Advances*. 2012. **2**. P. 4481–4489. <https://doi.org/10.1039/c2ra20087b>
15. Senior N.A., Newman R.C. // *Nanotechnology*. 2006. **17**. P. 2311–2316. <https://doi.org/10.1088/0957-4484/17/9/040>
16. Seker E., Gaskins J., Bart-Smith H., Zhu J., Reed M., Zangari G., Kelly R., Begley M. // *Acta Mater.* 2007. **55**. P. 4593–4602. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.03.018>
17. Hakamada M., Mabuchi M. // *Journal of Materials Research*. 2009. **24**. P. 301–304. <https://doi.org/10.1557/JMR.2009.0037>
18. Detsi E., Van de Schootbrugge M., Punzhin S., Onck P.R., De Hosson J.T.M. // *Scripta Materialia*. 2011. **164**. P. 319322. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2010.10.023>
19. Ситников Л.В., Кулик Н.П., Ткачев Н.К., Панкратов А.А., Малков В.Б., Ивенко В.М., Молчанова Н.Г., Москаленко Н.И., Антонов Б.Д. Селективное анодное растворение сплавов золота в расплавленной эвтектической смеси хлоридов цезия, калия, натрия // *Расплавы*. 2018. № 4. С. 463–475.
20. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник / Под ред. Лякишева Н.П. М.: Машиностроение. 1996. **1**. С. 18, 72, 383.
21. Wang Y., Xu J., Wu B. // *Phys.Chem.* 2013. **15**. P. 5499. <https://doi.org/10.1039/c3cp44398a>
22. Gao P., Zhu Zh., Ye X., Wu Y., Jin H., Volinsky A.A., Qiao L., Su Y. // *Scripta Materialia*. 2016. **113**. P.6870. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2015.10.006>
23. Snyder J., Asanithi P., Dalton A.B., Erlebacher J. // *Adv. Mater.* 2008. **20**. P. 4883–4886. <https://doi.org/10.1002/adma.200702760>
24. Vega A.A., Newman R.C. // *Journal of The Electrochemical Society*. 2014. **161**. № 1. C1–C10. <https://doi.org/10.1149/2.003401jes>
25. Пакет прикладных программ HSCChemistry 7.0.
26. Диаграммы плавкости солевых систем. Тройные системы. Справочник / под ред. Посыпайко В.И. и Алексеевой Е.А. М.: Химия. 1977. С. 136.
27. Hakamada M., Mabuchi M. // *Journal of Alloys and Compounds*. 2009. **479**. P. 326–329. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2008.12.078>

SELECTIVE ANODIC DISSOLUTION OF $\text{Ag}_{0.58}\text{Au}_{0.37}\text{Pd}_{0.05}$ ALLOY IN ALKALI METAL CHLORIDE MELTS IN A WIDE TEMPERATURE RANGEL. V. Sitnikov¹, N. P. Kulik¹, N. I. Markelova², N. K. Tkachev¹,
A. A. Pankratov¹, N. I. Moskalenko¹, B. D. Antonov¹¹*Institute of High-Temperature Electrochemistry, Ural Branch of the RAS, Yekaterinburg, Russia*²*Ural Federal University named after B.N. Yeltsin, Yekaterinburg, Russia*

The formation of microporous metallic structures during the electrochemical dealloing of a single-phase $\text{Ag}_{0.58}\text{Au}_{0.37}\text{Pd}_{0.05}$ alloy in a salt melt medium: in the $\text{LiCl}_{0.57}\text{CsCl}_{0.26}\text{KCl}_{0.17}$ eutectic at a temperature of 306°C, in $\text{CsCl}_{0.455}\text{KCl}_{0.245}\text{NaCl}_{0.30} + 3 \text{ mol } \% \text{AgCl}$ – at 510, 600, 700 and 815°C. Based on potentiodynamic curves, potentials for electrolysis were selected. Because of selective anodic dissolution in the potentiostatic mode, typical mutually continuous structures with pore and ligament sizes from 0.5 to 10 μm were obtained. The appearance of pores can be traced up to 815°C, but their specific density on the surface drops significantly. An increase in the temperature of the process causes coarsening or recrystallization of the porous structure, the pore sizes increase, and the selectivity of silver dissolution decreases. It's almost complete removal from the alloy was achieved at the lowest temperature of 306°C as a result of anodic dissolution at a potential of 0.6 V relative to the silver chloride reference electrode ($\text{Ag}/\text{LiCl}_{0.57}\text{CsCl}_{0.26}\text{KCl}_{0.17} + 3 \text{ mol } \% \text{AgCl}$).

Key words: selective anodic dissolution, gold alloys, molten salts, porous structure

REFERENCES

1. Gan Y.X., Zhang Y., Gan J.B. // *AIMS Materials Science*. 2018. **5**. № 6. P. 1141–1183. <https://doi.org/10.3934/mat.2018.6.1141>
2. Weissmüller J., Sieradzki K. // *MRS Bulletin*. 2018. **43**. P. 14–19. <https://doi.org/10.1557/mrs.2017.299>
3. Seker E., Reed M.L., Begley M. R. // *Materials*. 2009. **2**. P. 2188–2215. <https://doi.org/10.3390/ma2042188>
4. Graf M., Roschning B., Weissmüller J. // *J. Electrochemical Society*. 2017. **164**. № 4. P. 194–200. <https://doi.org/10.1149/2.1681704jes>
5. Snyder J., Livi K., Erlebacher J. // *J. Electrochem. Soc.* 2008. **155**. P. 464. <https://doi.org/10.1149/1.2940319>
6. Dursun A., Pugh D.V., Corcoran S.G. // *J. Electrochem. Soc.* 2003. **150**. P. B355–B360. <https://doi.org/10.1149/1.1580824>
7. Zhang Q., Wang X., Qi Z., Wang Y., Zhang Z. // *Electrochimica Acta*. 2009. **54**. P. 6190–619. <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2009.05.089>
8. Zhang Q., Zhang Z. // *Phys.Chem.* 2010. **12**. P. 1453–1472. <https://doi.org/10.1039/b919313h>
9. Sun Y., Balk T.J. // *Scripta Mater.* 2008. **58**. P. 727–730. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2007.12.008>
10. Okman O., Kysar J.W. // *J. Alloys and Compounds*. 2011. **509**. P. 6374–6381. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.02.115>
11. Zhang Z., Wang Y., Wang Y., Wang X., Qi Z., Ji H., Zhao C. // *Scripta Materialia*. 2010. **62**. P. 137–140. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2009.10.018>
12. Qian L.H., Chen M.W. // *Applied physics letters*. 2007. **91**. P. 083105. <https://doi.org/10.1063/1.2773757>
13. Xu J., Wang Y., Zhang Z. // *Phys. Chem.* 2012. **116**. P. 5689–5699. <https://doi.org/10.1021/jp210488t>
14. Zhang Z., Zhang C., Sun J., Kou T. // *RSC Advances*. 2012. **2**. P. 4481–4489. <https://doi.org/10.1039/c2ra20087b>
15. Senior N.A., Newman R.C. // *Nanotechnology*. 2006. **17**. P. 2311–2316. <https://doi.org/10.1088/0957-4484/17/9/040>
16. Seker E., Gaskins J., Bart-Smith H., Zhu J., Reed M., Zangari G., Kelly R., Begley M. // *Acta Mater.* 2007. **55**. P. 4593–4602. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.03.018>
17. Hakamada M., Mabuchi M. // *J. Materials Research*. 2009. **24**. P. 301–304. <https://doi.org/10.1557/JMR.2009.0037>

18. Detsi E., Van de Schootbrugge M., Punzhin S., Onck P.R., De Hosson J.T.M. // *Scripta Materialia*. 2011. **164**. P. 319322.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2010.10.023>
19. Sitnikov L.V., Kulik N.P., Tkachev N.K., Pankratov A.A., Malkov V.B., Ivenko V.M., Molchanova N.G., Moskalenko N.I., Antonov B.D. [Selective anode dissolution of gold alloys in a molten eutectic mixture of cesium, potassium, sodium chlorides] // *Rasplavy*. 2018. № 4. P. 463–475. [In Russian].
20. Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskih sistem: Spravochnik [Diagrams of the state of double metal systems: Handbook] / ed. Lyakishev N.P. M.: Mashinostroeniye. 1996. **1**. P. 18, 72, 383. [In Russian].
21. Wang Y., Xu J., Wu B. // *Phys.Chem.* 2013. **15**. P. 5499.
<https://doi.org/10.1039/c3cp44398a>
22. Gao P., Zhu Zh., Ye X., Wu Y., Jin H., Volinsky A.A., Qiao L., Su Y. // *Scripta Materialia*. 2016. **113**. P. 6870.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2015.10.006>
23. Snyder J., Asanithi P., Dalton A.B., Erlebacher J. // *Adv. Mater.* 2008. **20**. P. 4883–4886.
<https://doi.org/10.1002/adma.200702760>
24. Vega A.A., Newman R.C. // *J. Electrochemical Society*. 2014. **161**. № 1. C1–C10.
<https://doi.org/10.1149/2.003401jes>
25. HSCChemistry 7.0.
26. Diagrammy plavkosti solevykh sistem. Troynnye sistemy. Spravochnik [Diagrams of fusibility of salt systems. Ternary systems. Handbook] / ed. Posypaiko V.I. and Alekseeva E.A. M.: Khimiya. 1977. P. 136. [In Russian].
27. Hakamada M., Mabuchi M. // *J. Alloys and Compounds*. 2009. **479**. P. 326–329.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2008.12.078>