Оригинальная статья

УДК 542.46

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-1(43)-89-97

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СПЛАВЫ СИСТЕМЫ Cu – Al, ПОЛУЧЕННЫЕ ПРОВОЛОЧНО-ДУГОВЫМ АДДИТИВНЫМ СПОСОБОМ

© 2023 г. Я. Ван[1], С. В. Коновалов[2], С. Чэн[1], И. А. Панченко[2], М. М. Коток[2]

[1]**Университет Вэньчжоу** (Китай, 325035, Вэньчжоу, Южный кампус, административное здание, 212 А)

[2]**Сибирский государственный индустриальный университет** (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Методами оптической, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии проведены исследования по установлению влияния алюминия, кремния и магния, а также после их термической обработки на формирование и изменение структуры, фазового состава и распределение элементов сплавов системы Cu – Al, полученных проволочно-дуговым аддитивным производством с холодным переносом металла. Определены и проанализированы основные факторы, определяющие механическое поведение сплавов системы Cu – Al после добавления кремния и магния и термической обработки. Показано, что повышенная прочность и твердость сплава Cu – Al объясняется измельчением зерна и образованием частиц вторых фаз между слоями наплавленного металла. Выявлены особенности распределения основных (Cu, Al) и второстепенных (Si, Mg) элементов в процессе проволочно-дугового аддитивного производства. В последнее время выполнены исследования сплава Cu – Al, которые показали, что алюминий как элемент твердого раствора в сплаве Cu – Al может увеличить образование деформационных двойников и плотность дислокаций. Установлено, что добавление микролегирующих элементов в сплав Cu – Al значительно улучшает его механические свойства. Выполнены исследования кинетики роста интерметаллидных соединений ($CuAl_2$, Cu_9Al_4, Cu_3Al) в литейных сплавах Cu – Al. В результате проведения комплекса технологических мероприятий были подобраны режимы получения аддитивных заготовок сплавов Cu – Al, Cu – Al – Si и Cu – Al – Si – Mg. В работе исследованы микроструктура, фазовый состав и механические свойства сплавов Cu – Al, Cu – Al – Si и Cu – Al – Si – Mg, полученных проволочно-дуговым аддитивным способом по технологии холодного переноса металла.

Ключевые слова: сплав, микроструктура, медно-алюминиевый сплав, проволочно-дуговое аддитивное производство

Финансирование. Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-79-10245, https://rscf.ru/project/22-79-10245/.

Для цитирования: Ван Я., Коновалов С.В., Чэн С., Панченко И.А., Коток М.М. Исследование влияния термической обработки на сплавы системы Cu – Al, полученные проволочно-дуговым аддитивным способом // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023. № 1 (43). С. 89–97. *http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-89-97*

Original article

INVESTIGATION OF THE EFFECT OF HEAT TREATMENT ON Cu – Al ALLOYS OBTAINED BY WIRE-ARC ADDITIVE MANUFACTURING

© 2023 Y. Wang[1], S. V. Konovalov[2], X. Chen[1], I. A. Panchenko[2], M. M. Kotok[2]

[1]**Wenzhou University (212 A Administrative Bulding, South Campus, Wenzhou City, 325035, China)**

[2]**Siberian State Industrial University** (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation)

Abstract. By methods of optical, scanning and transmission electron microscopy, studies have been carried out to establish the influence of Al, Si and Mg on the formation and change of the structure, phase composition and distribution of elements of Cu–Al alloys obtained by wire-arc additive manufacturing with cold metal transfer, and after their heat treatment. The main factors determining the mechanical behavior of Cu-Al alloys after the addition of Si and Mg and their heat treatment are determined and analyzed. It is shown that the increased strength and hardness of the Cu-Al alloy is explained by grain grinding and the formation of particles of the second phases between the layers of the deposited metal. The features of the distribution of the main elements (Cu, Al) and secondary elements (Si, Mg) in the process of wire-arc additive manufacturing are revealed. Recently, studies of the Cu-Al alloy have been carried out, which have shown that Al as a solid solution element in the Cu-Al alloy can increase the formation of deformation twins and the density of dislocations. In addition, it was found that the addition of micro-alloying elements to the Cu–Al alloy significantly improves its mechanical properties. The kinetics of the growth of intermetallic compounds such as $CuAl_2$, Cu_9Al_4, Cu_3Al in Cu–Al casting alloys has been studied. As a result of the complex of technological measures, the modes of obtaining additive billets of Si–Al, Cu–Al–Si and Cu–Al–Si–Mg alloys were selected. Technological equipment has been improved to obtain blanks as part of the work. The microstructure, phase composition and mechanical properties of Si–Al, Cu–Al–Si and Cu–Al–Si–Mg alloys obtained by wire-arc additive manufacturing using cold metal transfer technology are investigated.

Keywords: alloy, microstructure, copper-aluminum alloy, wire-arc additive manufacturing

Funding: The research was carried out at the expense of the grant of the Russian Science Foundation No. 22-79-10245, https://rscf.ru/project/22-79-10245 /.

For citation: Wang Ya., Konovalov S.V., Chen X., Panchenko I.A., Kotok M.M. Investigation of the effect of heat treatment on alloys of the Si – Al system obtained by the wire-arc additive method. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023, no. 1 (43). pp. 89–97. *http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-89-97*

Введение

С начала XX века начали активно проводить исследования в области медных бронз с добавлением алюминия в качестве основного легирующего элемента, что объясняется отличной коррозионной стойкостью, обусловленной образованием плотного и стабильного пассивного слоя Al_2O_3. Коррозионная стойкость зависит от количества алюминия в сплаве [1, 2].

В настоящее время отсутствуют сведения о детальном микроструктурном анализе, например, о распределении легирующих элементов, механических свойствах и образовании интерметаллидных фаз в сплавах системы Cu – Al, изготовленных методом проволочно-дугового аддитивного производства с холодным переносом металла.

Целью настоящей работы является установление закономерностей влияния термической обработки на свойства, микроструктуру и фазовый состав сплавов системы Cu – Al, изготовленных методом проволочно-дугового аддитивного производства.

Методы и принципы исследования

Для изготовления образцов методом холодного переноса металла использовался роботизированный сварочный комплекс CMT Advanced 4000R с установкой подачи проволоки WPC-600.

При аддитивной наплавке CMT использовали пластины из технически чистой меди двух размеров (3×50×100 и 10×50×100 мм). Применяли следующие сварочные проволоки: медную сварочную проволоку марок SAFRA-$CuSi_3$, SALE-S201; алюминиевую сварочную проволоку марок ER4043-$AlSi_5$, ER5356-$AlMg_5$ и ER1100-S301 диаметром 1,2 мм (см. таблицу) [3].

Сплавы системы Cu – Al были получены с использованием сварочных проволок *1* и *3*; Cu – Al – Si – сварочных проволок *2* и *4*; Cu – Al – Si – Mg сварочных проволок *2* и *5* [4].

Параметры аддитивной наплавки были определены после серии пробных экспериментов по однопроходной и однослойной сварке. Для подачи проволоки было разработано вспомогательное устройство, которое устанавливается за сварочной горелкой CMT. Угол между вспомогательным устройством и сварочной горелкой составлял 45 – 50°, расстояние от контактного наконечника до рабочей поверхности 18 – 22 мм.

Для обработки поверхности и подготовки образцов использовали установку электроэрозионной резки. Термическую обработку образца проводили в муфельной печи SX2-2.5-10. Выполнен анализ микротвердости, макроструктуры, микроструктуры, морфологии разрушения образцов при растяжении. Выполнен анализ и идентификация фаз сплавов, определен фазовый состав.

Основные результаты

Исследование образцов сплава Cu – Al выполнено с образцами в исходном состоянии и после гомогенизации при температуре 800 ºС в течение 2 ч. Для определения деформационного

Таблица

Элементный состав проволок
Elemental composition of wires

№	Проволока	Содержание элементов, % (по массе)				
		Mn	Mg	Si	Cu	Al
1	SALE-S201	–	–	Менее 0,10	осн.	–
2	SAFRA-$CuSi_3$	Менее 1	–	3,00	осн.	–
3	ER1100-S301	–	–	Менее 0,20	–	осн.
4	ER4043-$AlSi_5$	–	Менее 0,1	5,00	–	осн.
5	ER5356-$AlMg_5$	–	5,0	0,25	–	осн.

поведения в условиях квазистатического нагружения изучены структура и механические свойства, дислокационная и двойниковая структуры. Анализ химического состава образцов показал, что среднее содержание алюминия составляет 6,3 и 6,1 % (рис. 1, *а*), что близко к расчетному значению (6,5 %) [5, 6].

Средняя микротвердость в исходном состоянии составила 95 HV, а после термической обработки – 112 HV (рис. 1, *б*). Сравнивая кривые микротвердости видно, что после термической обработки образцы имеют несколько более высокие значения микротвердости. Это связано с эффектом упрочнения твердого раствора, при котором интерметаллиды $CuAl_2$ и Cu_9Al_4 после термической обработки переходят в твердый раствор Cu – Al.

Согласно результатам работы [7], сплавы на основе системы Cu – Al – Si могут состоять из большого количества различных фаз даже при низком содержании алюминия и кремния. В работе [8] показано, что одной из основных в системе Cu – Al –Si является α-фаза твердого раствора меди с ГЦК кристаллической системой.

Металлографический анализ показал, что в образцах имеется много крупных столбчатых зерен, особенно в средней и нижней областях образцов (рис. 3). На рентгенодифракционных спектрах видно, что содер жание интерметаллида $CuAl_2$ уменьшается, а интерметаллид Cu_9Al_4 исчезает после термической обработки (гомогенизации). Изучение поверхности излома образцов после испытаний на одноосное растяжение (рис. 4, *з*) показало наличие трех зон (зона роста трещин, перезодная зона, зона микротрещин). В процессе растяжения трещина образуется в форме элипса [8] (рис. 4).

Результаты фрактографии поверхностей разрушения, исследованных СЭМ методом, приведены на рис. 5. В исходном состоянии обнаружены плоскости спайности. Рассматриваемые особенности поверхности разрушения подтверждают, что материал разрушился в результате вязкого разрушения. Присутствие плоскостей скола указывает на то, что материал в исходном состоянии был менее вязким по сравнению с образцом после термической обработки [9].

Изучено распределение элементов сплава внутри наплавленных слоев и на границе между

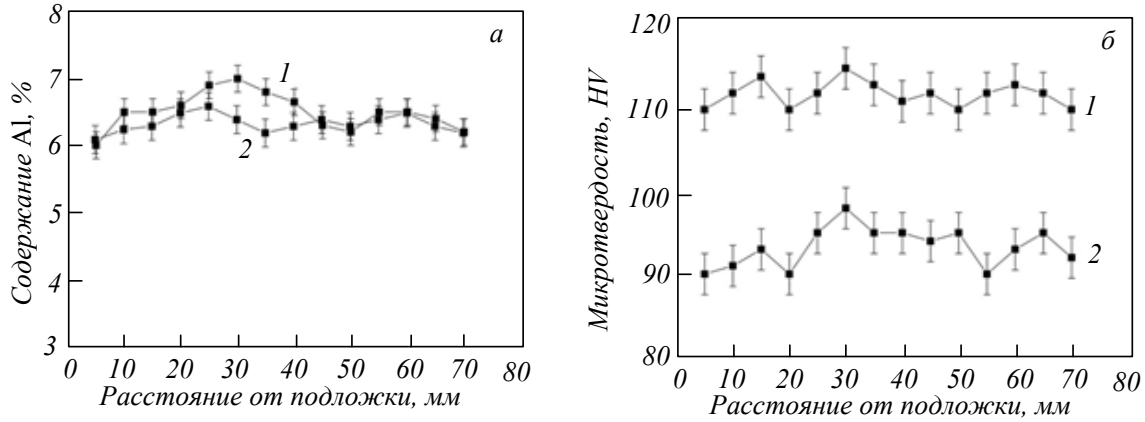

Рис. 1. Изменение содержания алюминия (*а*) и микротвердости (*б*):
1 – исходное состояние; *2* – после гомогенизации
Fig. 1. Change in aluminum content (*а*) and microhardness (*б*):
1 – initial state; *2* – after homogenization

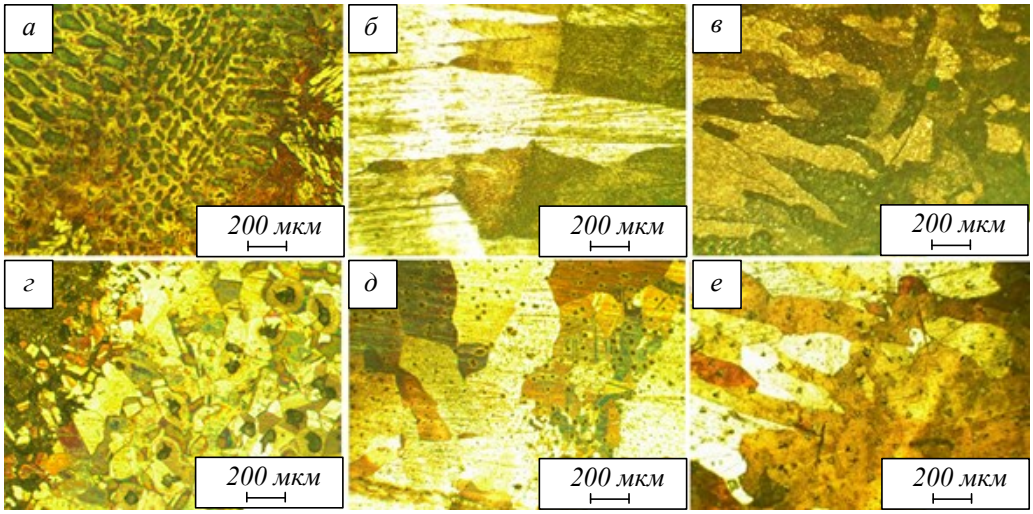

Рис. 2. Изменение структуры материала в исходном (*а – в*) и гомогенизированном (*г – е*) состояниях в зависимости от расстояния от поверхности (верхний (*а*, *г*), средний (*б*, *д*) и нижний (*в*, *е*) сегменты)
Fig. 2. Change in the structure of the material in the initial (*а – в*) and homogenized (*г – е*) states depending on the distance from the surface (upper (a, d), middle (*б*, *д*) and lower (*г – е*) segments)

ними. Рассмотрено влияние кремния и алюминия на свойства образцов [10]. С помощью рентгеновского микроспектрального анализа сплава Cu – Al – Si (4,2 % Al) установлено, что белые лепестковые области и зерна в виде гранул являются частицами второй фазы, образовавшейся во время осаждения сплава Cu – Al. На рис. 6 приведены результаты рентгеновского микроанализа частиц вторых фаз (в они второй фазы содержат магний и кремний). Приведен результат рентгеновского микроанализа частиц второй фазы в межслоевой области (рис. 6, *г*). Частицы второй фазы содержат, в основном, медь и алюминий. Результаты микроэлектронной дифракции, полученные для частицы второй фазы, показывают, что это интерметаллидная фаза $CuAl_2$ [11]. Исследование показало, что при термической обработке кремний и магний были способны сдерживать движение дислокаций из-за образования частиц второй фазы. Механические испытания сплавов Cu – 6,5 % Al, содержащих кремний и магний, показали, что твердость, предел прочности при растяжении (*UTS*) и предел текучести (*YS*) увеличились, а относительное удлинение (*EL*) снизилось [12].

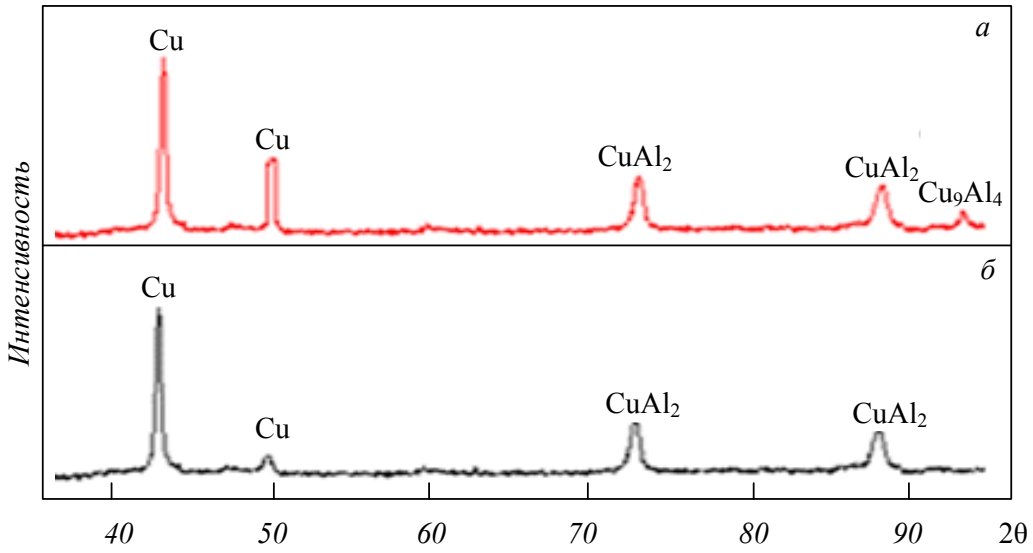

Рис. 3. Дифрактограммы материала в исходном состоянии (*а*) и после термической обработки (*б*)
Fig. 3. Diffractograms of the material in the initial state (*а*) and after heat treatment (*б*)

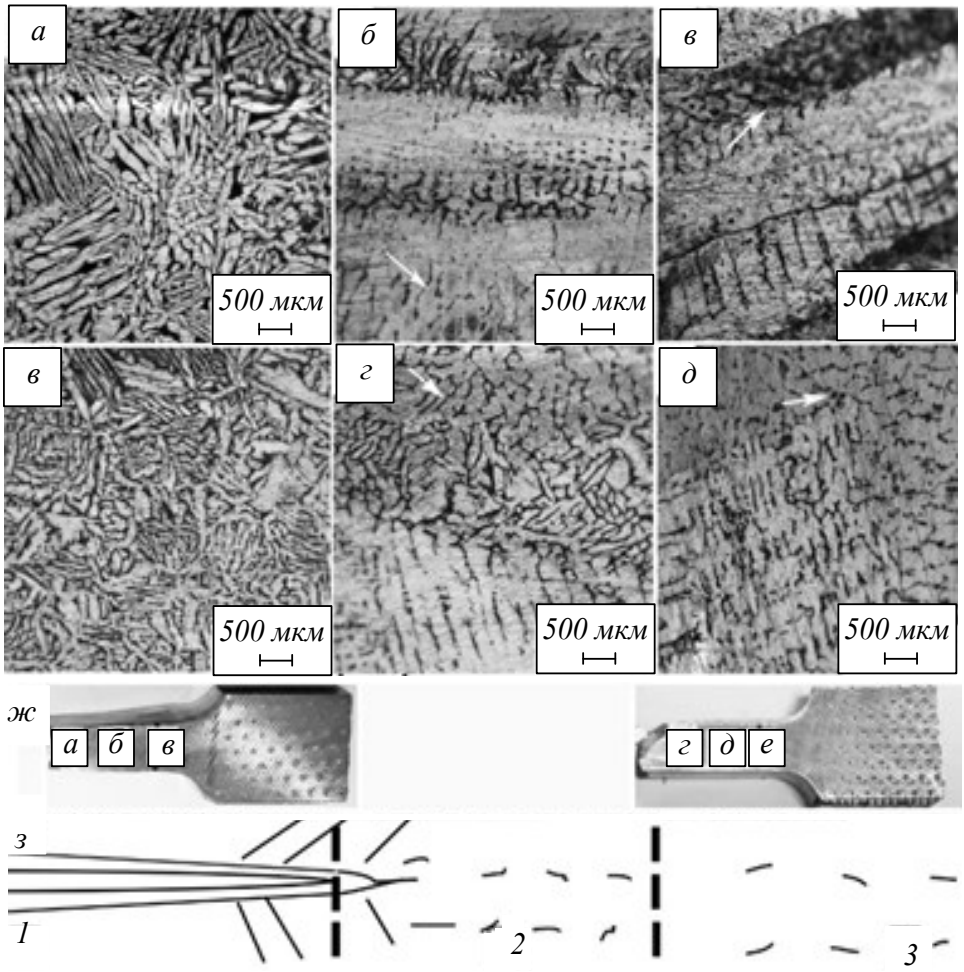

Рис. 4. Микроструктура сплава Cu – Al после растяжения:
а – в – исходное состояние; *г – е* –после гомогенизации; *ж* – области анализа; *з* – схема роста трещины;
1 – зона роста трещины; *2* – переходная зона; *3* – зона микротрещин
Fig. 4. Microstructure of Cu – Al alloy after stretching:
а – б – initial state; *г – е* –after homogenization; *ж* – analysis areas; *з* – crack growth scheme; *1* – crack growth zone;
2 – transition zone; *3* – microcrack zone

На рис. 7, *а* представлены результаты энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии пограничного слоя материала, находящегося в сплавах Cu – Al – Si (6,3 % Al). На рис. 7, *е* приведено электронно-микроскопическое изображение центральной области осажденного слоя и распределение магния в центральной части. Результаты показывают, что добавление магния может повысить микротвердость сплава Cu – Al – Si.

Дифрактограммы образцов в исходном состоянии и после термической обработки приведены на рис. 8. Из-за нестабильного характера процесса сварки и отсутствия дальнейшей гомогенизации в изготовленных образцах выявлены интерметаллидные фазы. В исходном состоянии выявляется пять фаз (SiO_2, Mg_2Si, Cu, $CuAl_2$, Cu_9Al_4), после термической обработки выявлено четыре фаз (SiO_2, Mg_2Si, Cu, $CuAl_2$). Сравнение дифрактограмм показывает, что сплава в исходном состоянии интерметаллид Cu_9Al_4 полностью отсутствует, а содержание Mg_2Si увеличивается после термической обработки. Содержание SiO_2 и $CuAl_2$ практически не изменилось. На дифрактограммах выявляется оксид SiO_2, который может увеличить микротвердость.

Выводы

В результате проведения комплекса технологических мероприятий были подобраны режимы получения аддитивных заготовок сплавов Cu – Al, Cu – Al – Si и Cu – Al – Si – Mg.

В работе исследованы микроструктура, фазовый состав и механические свойства сплавов Cu – Al, Cu – Al – Si и Cu – Al – Si – Mg, полученных проволочно-дуговым аддитивным способом по технологии холодного переноса металла. Показано, что в сплаве Cu – Al после гомогенизационного отжига крупные столбчатые кристаллы сохраняются, а равноосные зерна измельчаются.

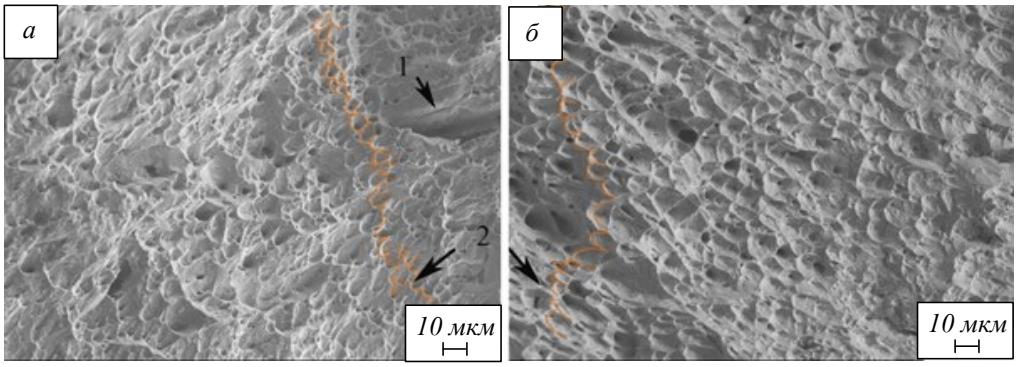

Рис. 5. Фрактография поверхности разрушения (СЭМ):
а – исходное состояние; *б* – после гомогенизации; *1* – плоскость спайности; *2* – параболические углубления
Fig. 5. Fractography of the fracture surface (SEM):
а – initial state; *б* – after homogenization; *1* – cleavage plane; *2* – parabolic depressions

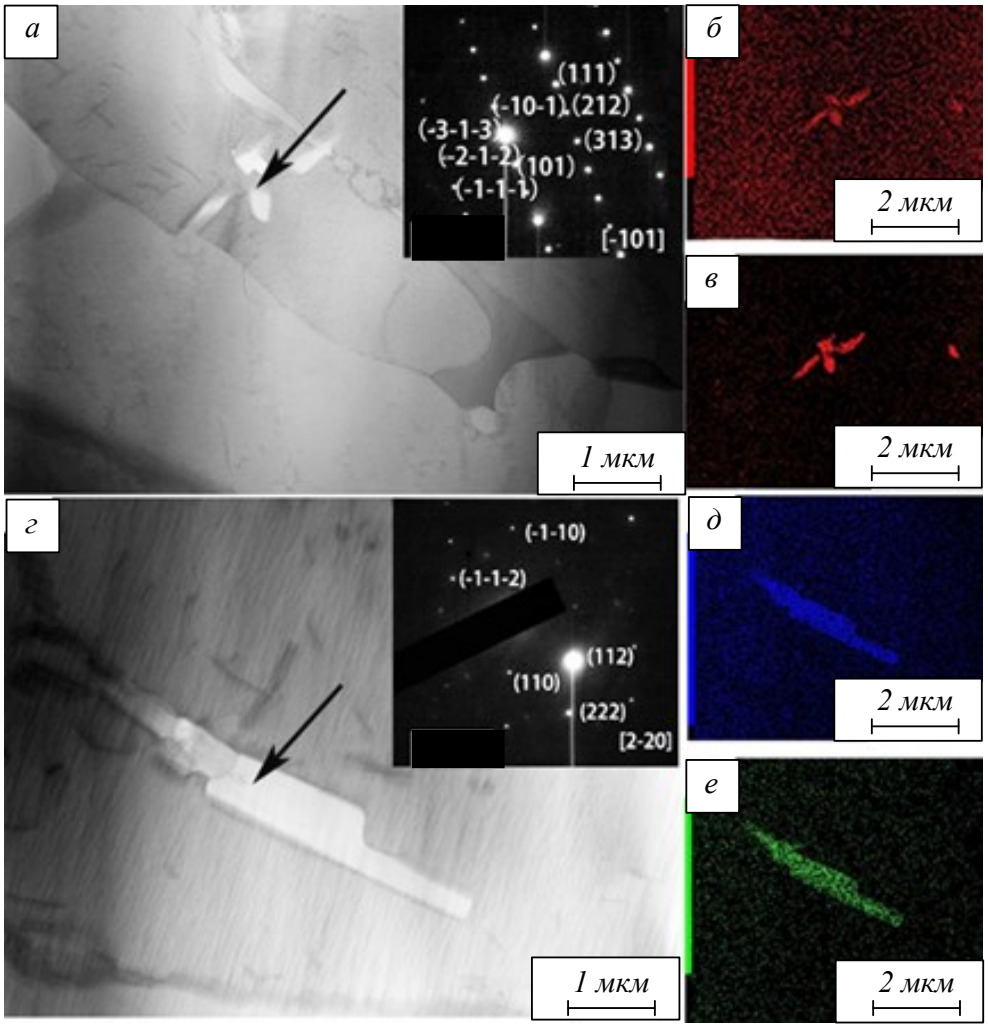

Рис. 6. Частицы второй фазы и результаты картирования в сплаве Cu – A – Si (4,2 % Al):
а и *г* – область пограничного слоя и межслоевая область; *б*, *в*, *д* и *е* – распределение кремния, марганца, алюминия и меди
Fig. 6. Second phase particles and mapping results in Cu – A – Si alloy (4.2 % Al):
а and *г* – boundary layer region and interlayer region; *б*, *в*, *д* and *е* – distribution of silicon, manganese, aluminum and copper

Обнаружено растворение фаз $CuAl_2$ и Cu_9Al_4 в твердый раствор сплава Cu – Al и повышение механических свойств, полученного холодным переносом металла. Результаты исследования сплавов системы Cu – Al на растяжение показали, что трещины появляются в столбчатых кристаллах сначала под действием внешних сил, а затем крупные кристаллы распадаются на мелкие зерна. После деформации на растяжение поверхность излома разделяется на три зоны (зона роста трещины, переходная зона, зона микротрещины). Добавление кремния приводит к более

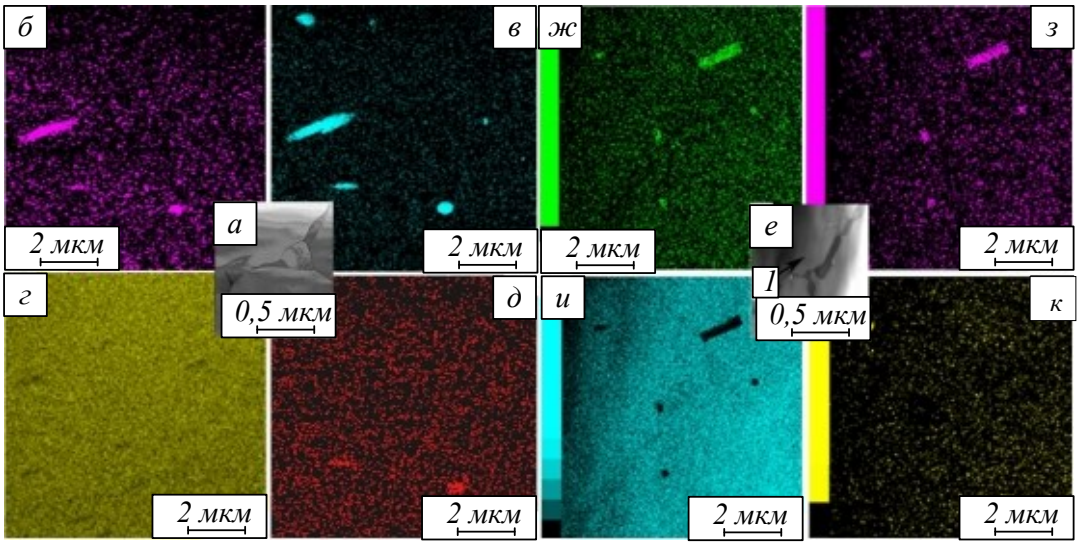

Рис. 7. Результаты картирования пограничного слоя (*а*) и центральной части наплавленного слоя (*е*) сплава Cu–Al–Si (6,3 % Al) (распределение магния (*б*, *ж*), кремния (*в*, *з*), меди (*г*, *и*) и алюминия (*д*, *к*); *1* – граница зерна)
Fig. 7. Mapping results of the boundary layer (*а*) and the central part of the deposited layer (*е*) of Cu–Al–Si alloy (6.3% Al) (distribution of magnesium (*б*, *ж*), silicon (*в*, *з*), copper (*г*, *и*) and aluminum (*д*, *к*); *1* – grain boundary)

равномерному распределению элементов и уменьшает локальное образование интерметаллидных фаз, что повышает такие свойства сплава Cu – Al как микротвердость, временное сопротивление при растяжении и условный предел текучести по сравнению со свойствами сплава системы Cu – Al. Установлено, что после добавления кремния и магния к сплаву Cu – Al наблюдается четкое различие в распределении элементов в пограничном слое и центральной зоне осажденного слоя сплава Cu – Al – Si. Центральная область слоя обогащена алюминием, а также содержит меньше количество кремния по сравнению с пограничным слоем. Магний и кремний образуют многоэлементные включения различных форм и размеров (интерметаллидная фаза Mg_5Si_2). Алюминий и медь могут образовывать соединения $CuAl_2$ или Cu_9Al_4 в центральной зоне осажденного слоя. При исследовании сплава Cu – Al – Si – Mg показано, что добавление кремния и магния в сплав Cu – Al приводит к образованию фазы Mg_2Si, что повышает микротвердость сплава Cu – Al. Гомогенизация образцов сплава Cu – Al – Si – Mg приводит к увеличению микротвердости по сравнению с состоянием до нее. Термическая обработка позволяет увеличить содержание Mg_2Si. Показано, что добавление кремния и магния к сплавам системы Cu – Al уменьшает их пластичность.

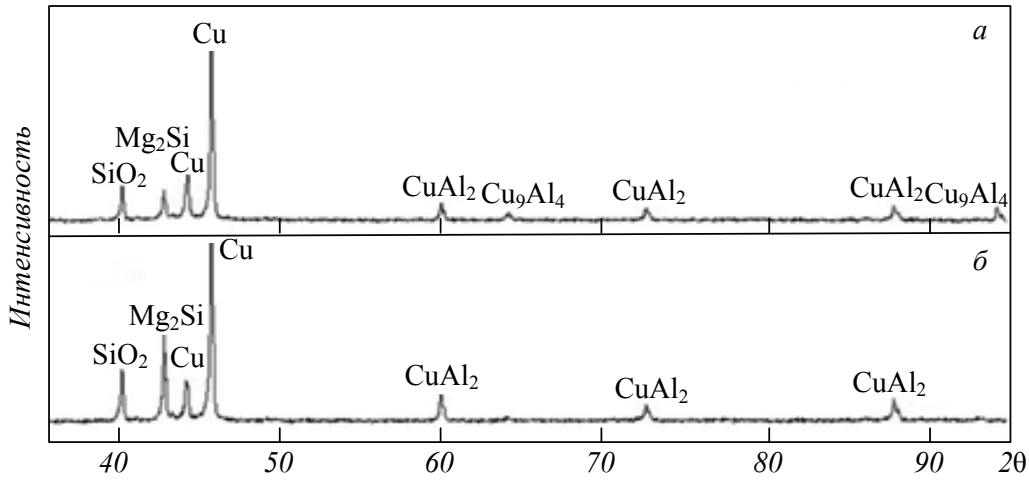

Рис. 8. Рентгенограммы сплава в исходном состоянии (*а*) и после термической обработки (*б*)
Fig. 8. Radiographs of the alloy in the initial state (*а*) and after heat treatment (*б*)

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Шляров В.В., Ван Я., Загуляев Д.В., Абатурова А.А. Исследование микротвердости сплава Cu – Al, полученного методом холодного переноса металла. В кн.: XX международная научно-техническая Уральская школа-семинар металловедов-молодых ученых. 2020. С. 593–596.
2. Zhang Y., Yuan X., Huang H., Zuo X., Cheng Y. Interface corrosion behavior of copper-aluminum laminated composite plates in neutral salt fog // Materials Research Express. 2019. Vol. 6 (9). Article 0965A3. *http://dx.doi.org/10.1088/2053-1591/ab30ea*
3. Wang Y., Konovalov S.V., Chen X., Singh R.A., Jayalakshmi S. Influence of Silicon and Magnesium on the Mechanical Properties of Additive Manufactured Cu – Al Alloy // 3D Printing and Additive Manufacturing. 2021. Vol. 8. No. 5. P. 331–339. *https://doi.org/10.1089/3dp.2020.0321*
4. Wang Y., Konovalov S.V., Chen X, Su C., Noor Siddiquee A., Gangil N. In-situ wire-feed additive manufacturing of Cu–Al alloy by addition of silicon. Applied Surface Science. 2019, vol. 487, pp. 1366–1375. *https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2019.05.068*
5. Wang, Y. Deformation behavior of Cu–6.5 wt. % Al alloy under quasi-static tensile loading / Y. Wang, S.V. Konovalov, X. Chen, V.B. Deev, E.S. Prusov // Journal of Materials Engineering and Performance. 2021. Vol. 30 (7). P. 5086–5092.
6. Wang, Y., Su C., Konovalov S.V. Microstructure and Mechanical Properties of Cu – 6.5 % Al Alloy Deposited by Wire Arc Additive Manufacturing // Metallography, Microstructure, and Analysis. 2021. Vol. 10. P. 634–641. h*ttps://doi.org/10.1007/s13632-021-00781-3*
7. Ponweiser N., Richter K.W. New investigation of phase equilibria in the system Al–Cu–Si // Journal of Alloys and Compounds. 2012. Vol. 512. P. 252–263. *https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.09.076*
8. Wang, Y., Konovalov S.V., Chen X., Ivanov Y., Singh R.A., Jayalakshmi S., Pan X. Microstructure and Mechanical Properties of Cu – Al Alloy Deposited by Additive Manufacturing // Materials Highlights. 2021. Vol. 2. No. 3. P. 46–51.
9. Wang Y., Chen X., Jayalakshmi S., Singh R.A., Gupta M. Process Parameters, Product Quality Monitoring, and Control of Powder Bed Fusion. Transactions on Intelligent Welding Manufacturing. 2019. Vol. 3. No. 1. P. 89–108. *https://doi.org/10.1007/978-981-13-8192-8_4*
10. Ковтунов А.И., Бочкарев А.Г., Плахотный Д.И. Влияние кремния на процессы формирования и свойства наплавленных сплавов системы Fe–Al // Символ науки. 2016. № 11-3 (23). С. 86–92
11. Wang Y., Konovalov S.V., Chen X., Ivanov Y., Singh R.A. Research on Cu – 6.6 % Al – 3.2 % Si alloy by dual wire arc additive manufacturing // Journal of Materials Engineering and Performance. 2021. Vol. 30. No. 3. P. 1694–1702. *https://doi.org/10.1007/s11665-021-05470-4*
12. Wang Y., Chen X., Konovalov S.V. Investigation of the properties of a copper-aluminum alloy in the production of an additive wire arc in situ. In: 4th Academic Conference on Special Powder Metallurgy and Procurement and Processing of Composite Materials. Yinchuan: Non-ferrous metal technology platform. 2019. P. 49.

REFERENCES

1. Shlyarov V.V., Van Ya., Zagulyaev D.V., Abaturova A.A. Investigation of the microhardness of the Cu–Al alloy obtained by the method of cold metal transfer. In: *XX international scientific and technical Ural school-seminar of metal scientists-young scientists*. 2020, pp. 593–596. (In Russ.).
2. Zhang Y., Yuan X., Huang H., Zuo X. and Cheng Y. Interface corrosion behavior of copper-aluminum laminated composite plates in neutral salt fog. *Materials Research Express*. 2019, vol. 6 (9), article 0965A3. *http://dx.doi.org/10.1088/2053-1591/ab30ea*
3. Wang Y., Konovalov S.V., Chen X., Singh R.A., Jayalakshmi S. Influence of Silicon and Magnesium on the Mechanical Properties of Additive Manufactured Cu–Al Alloy. *3D Printing and Additive Manufacturing*. 2021, vol. 8, no. 5, pp. 331–339. *https://doi.org/10.1089/3dp.2020.0321*
4. Wang Y., Konovalov S.V., Chen X., Ivanov Y., Singh R.A. Research on Cu–6.6 % Al–3.2 % Si alloy by dual wire arc additive manufacturing. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2021, vol. 30, no. 3, pp. 1694–1702. *https://doi.org/10.1007/s11665-021-05470-4*
5. Wang Y., Konovalov S.V., Chen X., Deev V.B., Prusov E.S. Deformation behavior of Cu–6.5 wt. % Al alloy under quasi-static tensile loading. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2021, vol. 30, no. 7, pp. 5086–5092.
6. Wang Y., Konovalov S.V., Chen X., Singh R.A., Jayalakshmi S., Ivanov Y., Pan X. Influence of Silicon and Manganese on the Mechanical Properties of Additive Manufactured Cu–Al Alloys by Cold Metal Transfer Welding.

Metallography, Microstructure, and Analysis. 2021, vol. 10, no. 3, pp. 314–320.
7. Ponweiser N., Richter K.W. New investigation of phase equilibria in the Al–Cu–Si system. Journal of Alloys and Compounds. 2012, vol. 512, pp. 252–263. *https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.09.076*
8. Wang Y., Chen X., Konovalov S.V. Investigation of the properties of a copper-aluminum alloy in the production of an additive wire arc in situ. In: *4th Academic Conference on Special Powder Metallurgy and Procurement and Processing of Composite Materials*. Yinchuan: Non-ferrous metal technology platform. 2019, pp. 49.
9. Liu K., Chen X., Shen Q., Pan Z., Singh R.A., Jayalakshmi S., Konovalov S. Microstructural evolution and mechanical properties of deep cryogenic treated Cu–Al–Si alloy fabricated by Cold Metal Transfer (CMT) process. *Materials Characterization.* 2020, vol. 159, pp. 110011. *https://doi.org/10.1016/j.matchar.2019.110011*
10. Kovtunov A.I., Bochkarev A.G., Plakhotny D.I. Influence of silicon on the processes of formation and properties of deposited alloys of the Fe–Al system. *Symbol of science*. 2016, no. 11-3 (23), pp. 86–92.
11. Wang Y., Konovalov S.V., Chen X., Ivanov Y., Singh R.A. Research on Cu – 6.6 % Al – 3.2 % Si alloy by dual wire arc additive manufacturing. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2021, vol. 30, no. 3, pp. 1694–1702. *https://doi.org/10.1007/ s11665-021-05470-4*
12. Wang Y., Konovalov S., Chen X., Ramachandra A.S., Subramanian J. Influence of Silicon and Magnesium on the Mechanical Properties of Additive Manufactured Cu–Al Alloy. *3D Printing and Additive Manufacturing*. 2021, vol. 8, no. 5, pp. 331–339. *https://doi.org/10.1089/3dp.2020.0321*

Сведения об авторах

Яньху Ван, *к.т.н., научный сотрудник,* Ключевая лаборатория робототехники лазерной обработки провинции Чжэцзян, Колледж механики и электротехники, Университет Вэньчжоу
***ORCID**:* 0000-0002-3884-2524

Сергей Валерьевич Коновалов, *д.т.н., профессор, проректор по научной и инновационной деятельности*, Сибирский государственный индустриальный университет
***E-mail**:* konovalov@sibsiu.ru
***ORCID**:* 0000-0003-4809-8660

Сичжан Чен, *к.т.н., профессор,* Колледж механики и электротехники, Университет Вэньчжоу
***E-mail**:* chenxizhang@wzu.edu.cn
***ORCID**:* 0000-0003-1649-1820

Ирина Алексеевна Панченко, к.т.н., *заведующий научной лабораторией*, *доцент,* Сибирский государственный индустриальный университет
***E-mail**:* i.r.i.ss@yandex.ru
***ORCID**:* 0000-0002-1631-9644

Мария Михайловна Коток, *лаборант,* Сибирский государственный индустриальный университет
***E-mail**:* kotok04@bk.ru
***ORCID**:* 0000-0002-1751-7554

Information about the authors

Wang Yanhui, *Cand. Sci. (Eng.), research associate,* Zhejiang Provincial Key Laboratory of Laser Processing Robotics, College of Mechanics and Electrical Engineering, Wenzhou University
***ORCID**:* 0000-0002-3884-2524

Sergey V. Konovalov, *Doctor of Technical Sciences, Professor, Vice-Rector for Scientific and Innovative Activities*, Siberian State Industrial University
***E-mail**:* konovalov@sibsiu.ru
***ORCID**:* 0000-0003-4809-8660

Xizhang Chen, *PhD., Professor,* College of Mechanics and Electrical Engineering, Wenzhou University
***E-mail**:* chenxizhang@wzu.edu.cn
***ORCHID**:* 0000-0003-1649-1820

Irina A. Panchenko, *Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor, Head of the Scientific Laboratory*, Siberian State Industrial University
***E-mail**:* i.r.i.ss@yandex.ru
***ORCID**:* 0000-0002-1631-9644

Maria M. Kotok, laboratory assistant, Siberian State Industrial University
***E-mail**:* kotok04@bk.ru
***ORCID**:* 0000-0002-1751-7554

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 20.02.2023
После доработки 27.02.2023
Принята к публикации 03.03.2023

Received 20.02.2023
Revised 27.02.2023
Accepted 03.03.2023