

МЕТАЛЛУРГИЯ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Оригинальная статья

УДК 669

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-4(46)-39-45

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ДУГИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ Al-5Mg СПЛАВА ПРИ ПРОВОЛОЧНО-ДУГОВОМ АДДИТИВНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

© 2023 г. Су^{1,2}, Чэн¹, Хао²

¹Университет Вэньчжоу (Китай, 325035, Вэньчжоу, Южный кампус)

²Самарский национальный исследовательский университет им. Академика С.П. Королева (Россия, 443086, Самара, Московское шоссе, 34)

Аннотация. Алюминиевые сплавы обладают высокой коррозионной стойкостью и свариваемостью и широко используются в различных производственных отраслях (авиационной, автомобильной, судостроительной промышленности). В настоящей работе в качестве материала для наплавки используется сварочная проволока ER5356 диаметром 1,2 мм, а сплавы Al-5Mg изготавливаются методом проволочно-дугового аддитивного производства на основе холодного переноса металла (WAAM-CMT) с использованием трех различных режимов сварочной дуги (CMT, CMT-ADV, CMT-P). В работе проведено исследование фазового состава, микроструктуры и микротвердости образцов Al-5Mg сплава. Результаты показывают, что при использовании различных режимов дуги существенно различаются дифракционные картины α -Al, а основными составляющими сплавов Al-5Mg являются α -Al и β -Al₃Mg₂. Наблюдаются две области микроструктуры: межслойная область (МСО) и область внутреннего слоя (ОВС), в МСО формируются мелкие столбчатые зерна с порами и трещинами, а в ОВС – крупные равноосные зерна. Для всех режимов дуги микротвердость верхней и нижней областей образца несколько больше, чем средней области. Микротвердость образца, изготовленного по режиму CMT-ADV (по сравнению с режимами CMT и CMT-P), имеет наибольшее среднее значение. В основном это связано с тем, что при более низком тепловложении формируются зерна с наименьшим размером (31,4 – 89,4 мкм в МСО, 59,9 – 106,9 мкм в ОВС).

Ключевые слова: сплавы Al-5Mg, проволока дугового аддитивного производства, дуговой режим, фазовый состав, микроструктура, микротвердость

Для цитирования: Су Ч., Чэн С., Хао Х. Влияние режима дуги на микроструктуру и микротвердость Al – 5Mg сплава при проволочно-дуговом аддитивном производстве. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2023;(4(46)):39–45. [http://doi.org/10.57070/2307-4497-2023-4\(46\)-39-45](http://doi.org/10.57070/2307-4497-2023-4(46)-39-45)

Original article

THE EFFECT OF ARC MODE ON MICROSTRUCTURE AND MICROHARDNESS OF WIRE ARC ADDITIVE MANUFACTURING AL-5MG ALLOY

© 2023 С. Su^{1,2}, Х. Chen¹, Н. Hao²

¹Wenzhou University (China, 325035, Wenzhou, South Campus)

²Samara National Research University (34 Moskovskoe highway, Samara, 443086, Russian Federation)

Abstract. Aluminum alloys have high corrosion resistance and weldability and are widely used in various manufacturing industries (aviation, automotive, shipbuilding). In this work, ER5356 welding wire with a diameter of 1.2 mm is used as a material for surfacing, and Al-5Mg alloys are manufactured by the method of wire-arc additive manufacturing based on cold metal transfer (WAAM-CMT) using three different welding arc modes (CMT, CMT-ADV, CMT-P). The study of the phase composition, microstructure and microhardness of Al-5Mg alloy samples was carried out. The results show that when using different arc modes, the diffraction patterns of α -Al differ significantly, and the main components of Al-5Mg

alloys are α -Al and β -Al₃Mg₂. Two regions of microstructure are observed: the interlayer region (MSO) and the region of the inner layer (OAT), small columnar grains with pores and cracks are formed in the MSO, and large equiaxed grains are formed in the OAT. For all arc modes, the microhardness of the upper and lower regions of the sample is slightly greater than the average region. The microhardness of the sample produced according to the SMT-ADV mode (compared with the SMT and SMT-P modes) has the highest average value. This is mainly due to the fact that with a lower heat input, grains with the smallest size are formed (31.4–89.4 microns in MSO, 59.9–106.9 microns in OATS).

Keywords: Al-5Mg alloys, wire arc additive manufacturing, arc mode, phase composition, microstructure, microhardness

For citation: Su Ch., Cheng S., Hao H. The effect of the arc mode on the microstructure and microhardness of the Al – 5Mg alloy in wire-arc additive manufacturing. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023;(4(46)):39–45. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2307-4497-2023-4\(46\)-39-45](http://doi.org/10.57070/2307-4497-2023-4(46)-39-45)

Введение

Процесс проволоочно-дугового аддитивного производства (WAAM) – это процесс прямого подвода энергии и материала, в котором дуга используется в качестве источника тепла, а металлическая проволока – в качестве питающего материала. [1 – 7]. По сравнению с другими аддитивными технологиями WAAM имеет следующие преимущества: высокая скорость осаждения, сокращение цикла разработки новых продуктов и снижение количества металлических отходов, низкая стоимость материалов и оборудования. В проволоочно-дуговом аддитивном производстве обычно выделяют три основных типа процессов в зависимости от источника нагрева: дуговая сварка металлическим электродом в среде защитного газа (GMAW), дуговая сварка вольфрамовым электродом в среде защитного газа (GTAW), плазменно-дуговая сварка (PAW) и холодный перенос металла (СМТ) [8 – 11]. Технология СМТ является одной из разновидностей GMAW по характеру генерации дуги и подачи проволоки, но отличается от традиционного GMAW тем, что в СМТ цифровым способом происходит управление переноса капель и движения проволоки. Холодный перенос металла на основе метода проволоочно-дугового аддитивного производства GMAW обеспечивает контролируемый режим переноса металла и хороший контроль над геометрией и микроструктурой изделия. Переход капли при контактировании с расплавленной ванной происходит без электрического тока, что значительно снижает тепловложение. Процесс СМТ по сравнению с GMAW имеет более низкую температуру перехода, более короткое время газовой выделения и более устойчив к образованию пор. Разработаны различные режимы СМТ для переноса капель: обычный СМТ, импульсный СМТ (СМТ-Р) и усовершенствованный СМТ (СМТ-ADV) [12, 13].

Алюминий-магнийевый сплав – легкий металл, который легко поддается формованию, широко используется в промышленном производстве и имеет невысокую стоимость. В настоящее время этот сплав широко используется в качестве сырья для проволоочно-дугового аддитивного производства. Однако количество исследований по влиянию разных режимов дуги на структуру и механические свойства деталей, изготовленных данным методом, ограничено. В настоящей работе были рассмотрены эти вопросы.

Материалы и методы исследования

В настоящей работе используется проволоочно-дуговая аддитивная система наплавки на основе холодного переноса металла, состоящая из операционной системы робота FANUC и программного обеспечения моделирования траектории (3D-печать). В качестве подложки использовалась пластина из алюминиевого сплава 6061-T6 размером 325×325×20 мм. Для изучения процессов дуговой аддитивной обработки в качестве заполняющего материала выбрана проволока из сплава ER5356 (Al-5Mg) диаметром 1,2 мм. Режимы изготовления включали СМТ, СМТ-ADV и СМТ-Р. В процессе создания образцов методом аддитивного производства с использованием дуговой аддитивной системы скорость подачи проволоки и скорость сварки для первого слоя составляли 7 и 0,6 м/мин соответственно, а для последующих слоев скорость подачи проволоки уменьшалась до 5,5 м/мин. В качестве защитного газа применялся аргон с содержанием 99,99 %, расход газа составлял 25 л/мин. Расстояние от конца токопроводящего наконечника до сварочной ванны сохранялось на уровне 15 мм. Величина поднятия горелки по оси z и время ожидания перед наплавкой каждого следующего слоя составляли 2,0 мм и 90 с соответственно [14].

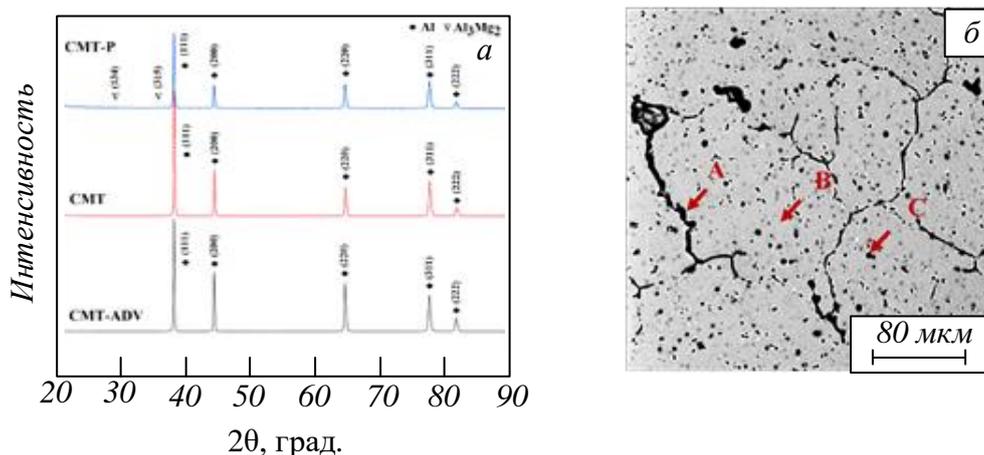


Рис. 1. Результат рентгеновской дифракционной спектроскопии сплава Al-5Mg, изготовленного методом WAAM-CMT (а) и микроснимок (растровый электронный микроскоп) образца сплава Al-5Mg (б)
 Fig. 1. The result of X-ray diffraction spectrometry of the Al-5Mg alloy produced by the AM-CM method (a) and a micrograph (scanning electron microscope) of the Al-5Mg alloy sample (б)

Основные результаты

Технология WAAM-CMT предполагает использование нескольких режимов дуги, при этом имеются очевидные отличия тепловложения в режимах CMT-P, CMT и CMT-ADV: (195,2 Дж/мм) > (177,8 Дж/мм) > (145,02 Дж/мм). В эксперименте изучали влияние различных режимов горения дуги на микроструктуру, состав и микротвердость алюминиевого сплава Al-5Mg. Результаты рентгеновской дифракционной спектроскопии представлены на рис. 1, а. Рентгенофазовый анализ полученных при разных режимах образцов показал, что в образце, полученном при режиме CMT-P, обнаружены пики низкой интенсивности Al_3Mg_2 (134) и Al_3Mg_2 (315), тогда как в двух других режимах они не обнаружены. Для дополнительной проверки наличия Al_3Mg_2 в образце использовалась сканирующая электронная микроскопия (рис. 1, б). Вторая фаза обнаружена в образце в виде Al_3Mg_2 . Микроструктура сплава Al-5Mg, полученного после аддитивного выращивания, представляет собой в основном смешанную α -фазу (Al) и β -фазу (Al_3Mg_2). Частицы β -фазы (Al_3Mg_2) распределены по границам зерен (А) или рассеяны в матрице (В) в виде точек и имеют черный цвет, матричная α -фаза (Al) – серого цвета (Б). В трех режимах дуги интенсивность (дифракционные пики) Al (200), Al (220), Al (311) и Al (222) следуют за переходом от режима CMT-ADV, CMT к режиму CMT-P, в то время как дифракционные пики Al (111) показывают самое сильное значение при дуговом режиме CMT.

Результаты металлографического исследования образцов Al-5Mg показаны на рис. 2; хорошо видна межслойная граница между слоями, что обусловлено послойным нанесением. В тонкостенных образцах, изготовленных методом WAAM-CMT, предыдущий наплавленный слой повторно нагревается следующим слоем, что приводит к появлению двух областей: межслой-

ной области (МСО) и области внутреннего слоя (ОВС). Микроструктура межслойной области образца (рис. 2) содержит небольшое количество столбчатых зерен и большое количество полиэдрических зерен. В ОВС микроструктура в основном состоит из крупных равноосных зерен, при этом небольшое количество удлиненной столбчатой структуры распределено вдоль межслойной границы. Поры и трещины (отмечены красными стрелками) можно увидеть в МСО или вдоль межслойной границы. Размер пор составляет не более 33,5 мкм, а длина трещин достигает 696,1 мкм.

Изменение размера зерна в МСО и ОВС сплава Al-5Mg, изготовленного при различных режимах, показано на рис. 3. Режимы CMT, CMT-ADV и CMT-P отличаются возрастанием тепловложения, поэтому размер зерен образцов сплава Al-5Mg увеличивается с 59,9 – 106,9 до 83,8 – 115,1 мкм в ОВС и с 31,4 – 89,4 до 58,1 – 103,8 мкм в МСО. При дуговом режиме CMT средний размер столбчатого зерна в ОВС сплава Al-5Mg может достигать 93,75 мкм (табл. 1).

В предыдущих исследованиях было показано, что чем мельче размер зерна образца, тем выше микротвердость [14 – 17]. При режимах

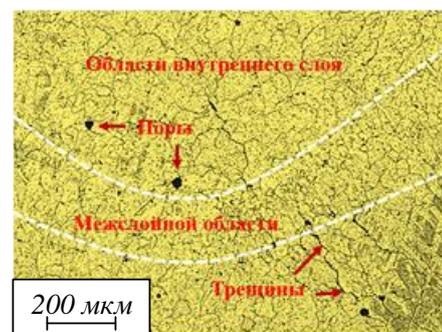


Рис. 2. Микроструктура МСО и ОВС
 Fig. 2. The microstructural characteristics between TRL and NRL

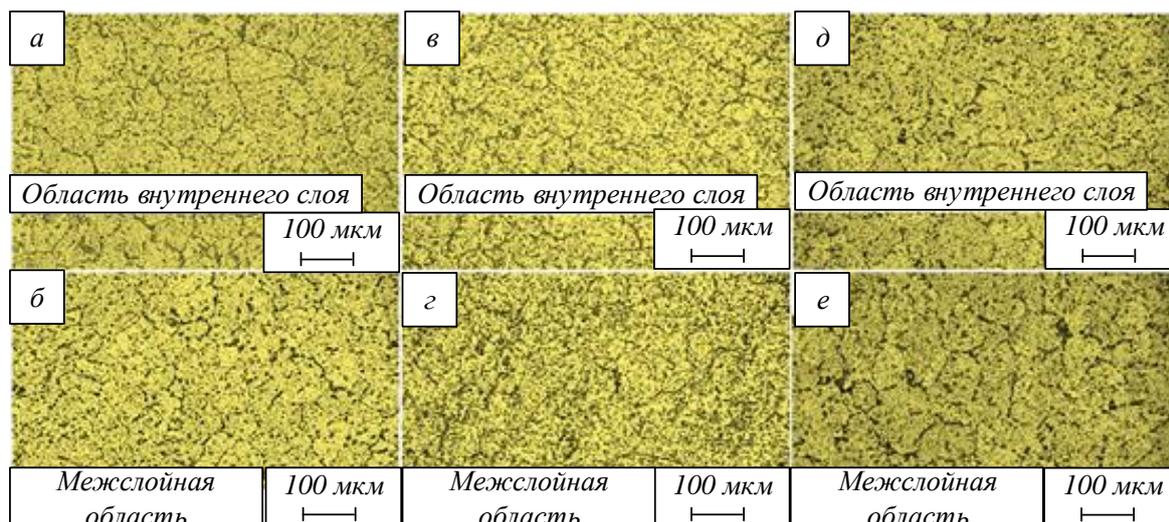


Рис. 3. Микроструктура сплава Al-5Mg, изготовленного методом WAAM-CMT при различных режимах дуги:

a, б – CMT-ADV; *в, г* – CMT; *д, е* – CMT-P

Fig. 3. Microstructure of Al-5Mg alloy fabricated by WAAM-CMT method under different arc modes:

a, б – CMT-ADV; *в, г* – CMT; *д, е* – CMT-P

дуги CMT-ADV, CMT и CMT-P микротвердость образца в режиме CMT-ADV выше, чем в двух других режимах, а средние значения микротвердости вдоль вертикального направления составляют 76,20 HV, 75,57 HV и 75,57 HV соответственно (рис. 4, *a*). Для микротвердости вдоль горизонтального направления образца характерна схожая тенденция. Средняя микротвердость нижней, средней и верхней областей образца, полученного в режиме CMT-ADV, составляет 75,24 HV, 73,42 HV и 75,07 HV соответственно (рис. 4, *б*). Микротвердость каждого участка образца, полученного в режиме CMT, меньше, чем у образцов, изготовленных в режиме CMT-ADV, а средние значения микротвердости нижней, средней и верхней области составляют 74,72 HV, 72,47 HV и 75,20 HV соответственно (табл. 2). Однако микротвердость в нижней области образца, полученного в режиме дуги CMT-P, имеет обратную тенденцию. Микротвердость в этой области ниже микротвердости в средней и верхней областях образца, что связано с тем, что

часть области измерения микротвердости находится в MCO, где присутствует большое количество пор, что обуславливает более низкую микротвердость [18 – 20]. Это согласуется с тем, что наблюдалось в основной структуре образца.

Выводы

Образцы сплава Al-5Mg были изготовлены методом проволочно-дугового аддитивного производства на основе холодного переноса металла. Проанализировано влияние режима дуги на микроструктуру и микротвердость образцов. Анализ микроструктуры образцов выявил: многослойную структуру; поры и трещины в межслойной области/границе с размером пор менее 33,5 мкм и длиной трещин до 696,1 мкм; образование в образцах α -фазы (Al) и вторичной β -фазы (Al_3Mg_2). Преобразование крупных столбчатых зерен в измельченные равноосные зерна в ОВС и МСО достигается за счет изменения тепловложения при изменении режима дуги.

Т а б л и ц а 1

Размер зерна Al-5Mg сплава в МСО/ОВС
Table 1. Grain size of Al-5Mg alloy in TLR/NLR

Режим дуги	Размер, мкм	
	ОВС	МСО
CMT-ADV	59,9 – 106,9	31,4 – 89,4
CMT	75,9 – 111,6	54,6 – 91,3
CMT-P	83,8 – 115,1	58,1 – 103,9

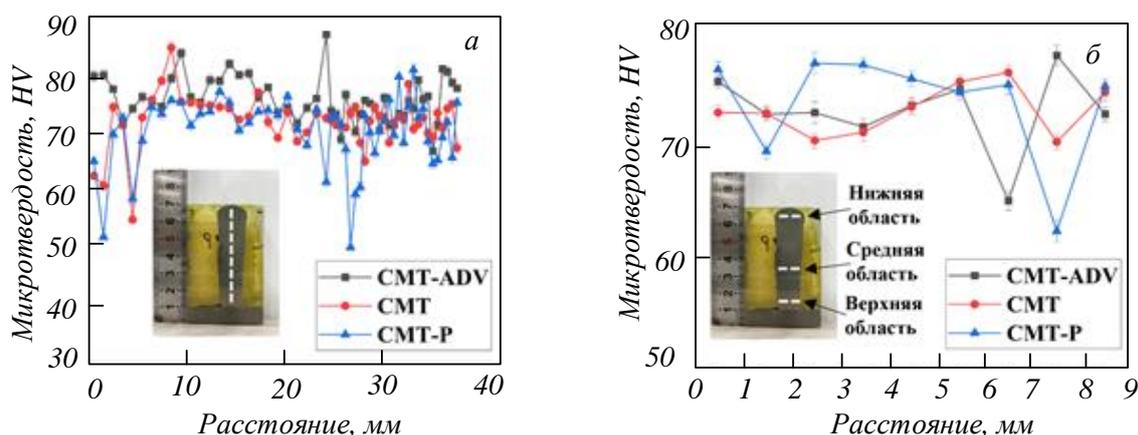


Рис. 4. Распределение микротвердости образцов сплавов Al-5Mg, изготовленных методом WAAM-CMT при различных режимах: *a* – измерения в вертикальном направлении; *б* – измерения в верхней, средней и нижней областях
 Fig. 4. Microhardness distribution of WAAM-CMT Al-5Mg alloys under different arc modes: *a* – along the mid-height direction; *б* – along the mid-width direction-middle region

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Bazarnik P., Lewandowska P., Andrzejczuk M., Kurzydowski K.J. The strength and thermal stability of Al-5Mg alloys nano-engineered using methods of metal forming. *Materials Science and Engineering: A*. 2012;556:134–139. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.06.068>
2. Blakey-Milner B., Gradl P., Snedden G., Brooks M., Pitot J., Lopez E., Leary M., Berto F., du Plessis A. Metal additive manufacturing in aerospace: A review. *Materials & Design*. 2021;209:110008. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.110008>
3. Xia C., Pan Z., Polden J., Li H., Xu Y., Chen S., Zhang Y. A review on wire arc additive manufacturing: Monitoring, control and a framework of automated system. *Journal of Manufacturing Systems*. 2020;57:31-45. <https://doi.org/10.1016/j.jmsy.2020.08.008>
4. Kruth J.P. Material increment manufacturing by rapid prototyping techniques. *CIRP annals*. 1991; 40(2):603–614. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)61136-6](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)61136-6)
5. Yeong W.Y., Chua C.K., Leong K.F., Chandrasekaran M. Rapid prototyping in tissue engineering: challenges and potential. *TRENDS in Biotechnology*. 2004;22(12):643–652. <https://doi.org/10.1016/j.tibtech.2004.10.004>
6. Liu G., Xiong J., Tang L. Microstructure and mechanical properties of 2219 aluminum alloy fabricated by double-electrode gas metal arc additive manufacturing. *Additive Manufacturing*. 2020;35:101375. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101375>
7. Aldalur E., Suárez A., Veiga F. Metal transfer modes for Wire Arc Additive Manufacturing Al-Mg alloys: Influence of heat input in microstructure and porosity. *Journal of Materials Processing Technology*. 2021;297:117271. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117271>

Т а б л и ц а 2

Средняя микротвердость образцов Al-5Mg сплавов вдоль типичных участков
 Table 2. Average microhardness of Al-5Mg alloys along typical regions

Режим дуги	Средняя микротвердость, HV			
	в вертикальном направлении	в горизонтальном направлении		
		верхняя область	средняя область	нижняя область
CMT-ADV	76,20	75,07	73,42	75,24
CMT	75,57	74,72	72,47	75,20
CMT-P	70,36	69,65	70,72	71,82

8. Ren L., Gu H., Wang W., Wang S., Li C., Wang Z., Zhai Y., Ma P. Effect of Mg content on microstructure and properties of Al–Mg alloy produced by the wire arc additive manufacturing method. *Materials*. 2019;12(24):4160. <https://doi.org/10.3390/ma12244160>
9. Oyama K., Diplas S., M'hamdi M., Gunnæs A.E., Azar A.S. Heat source management in wire-arc additive manufacturing process for Al-Mg and Al-Si alloys. *Additive Manufacturing*. 2019;26:180–192. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.01.007>
10. Easton M.A., StJohn D.H. Improved prediction of the grain size of aluminum alloys that includes the effect of cooling rate. *Materials Science and Engineering: A*. 2008;486(1-2):8–13. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.11.009>
11. Miao Q., Chai D., Zhan Y., Bi G., Niu F., Ma G. Comparative study of microstructure evaluation and mechanical properties of 4043 aluminum alloy fabricated by wire-based additive manufacturing. *Materials & Design*. 2020;186:108205. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108205>
12. Cong B., Qi Z., Qi B., Sun H., Zhao G., Ding J. A comparative study of additively manufactured thin wall and block structure with Al-6.3 % Cu alloy using cold metal transfer process. *Applied Sciences*. 2017;7(3):275. <https://doi.org/10.3390/app7030275>
13. Fang X., Zhang L., Chen G., Dang X., Huang K., Wang L., Lu B. Correlations between microstructure characteristics and mechanical properties in 5183 aluminium alloy fabricated by wire-arc additive manufacturing with different arc modes. *Materials*. 2018;11(11):2075. <https://doi.org/10.3390/ma11112075>
14. Su C., Chen X., Konovalov S., Arvind Singh R., Jayalakshmi S., Huang L. Effect of deposition strategies on the microstructure and tensile properties of wire arc additive manufactured Al-5Si alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2021;30(3):2136–2146. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-05528-3>
15. Su C., Chen X. Effect of depositing torch angle on the first layer of wire arc additive manufacture using cold metal transfer (CMT). *Industrial Robot: the international journal of robotics research and application*. 2019;46(2):259–266. <https://doi.org/10.1108/IR-11-2018-0233>
16. Huang L., Chen X., Konovalov S., Wang M., Su C., Han L., Wang Y. Modeling and optimization of solidification cracking of 4043 aluminum alloys produced by cold metal transfer welding. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2022;31:4746–4760. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-06565-8>
17. Feng Y., Zhan B., He J., Wang K. The double-wire feed and plasma arc additive manufacturing process for deposition in Cr-Ni stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*. 2018;259:206–215. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.04.040>
18. Wu Q., Lu J., Liu C., Fan H., Shi X., Fu J., Ma S. Effect of molten pool size on microstructure and tensile properties of wire arc additive manufacturing of Ti-6Al-4V alloy. *Materials*. 2017;10(7):749. <https://doi.org/10.3390/ma10070749>
19. Zuback J.S., DebRoy T. The hardness of additively manufactured alloys. *Materials*. 2018;11(11):2070. <https://doi.org/10.3390/ma11112070>
20. Gao T., Liu H., Wang F., Chen Y. Effect of Ce on the microstructure and mechanical properties of 5356 aluminum alloy. *Materials Science and Technology*. 2016;24:34–39. <https://doi.org/10.11951/j.issn.1005-0299.20160306>

REFERENCES

1. Bazarnik P., Lewandowska P., Andrzejczuk M., Kurzydowski K.J. The strength and thermal stability of Al–5Mg alloys nano-engineered using methods of metal forming. *Materials Science and Engineering: A*. 2012;556:134–139. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.06.068>
2. Blakey-Milner B., Gradl P., Snedden G., Brooks M., Pitot J., Lopez E., Leary M., Berto F., du Plessis A. Metal additive manufacturing in aerospace: A review. *Materials & Design*. 2021;209:110008. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.110008>
3. Xia C., Pan Z., Polden J., Li H., Xu Y., Chen S., Zhang Y. A review on wire arc additive manufacturing: Monitoring, control and a framework of automated system. *Journal of Manufacturing Systems*. 2020;57:31–45. <https://doi.org/10.1016/j.jmsy.2020.08.008>
4. Kruth J.P. Material in-process manufacturing by rapid prototyping techniques. *CIRP annals*. 1991;40(2):603–614. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)61136-6](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)61136-6)
5. Yeong W.Y., Chua C.K., Leong K.F., Chandrasekaran M. Rapid prototyping in tissue engineering: challenges and potential. *TRENDS in Biotechnology*. 2004;22(12):643–652. <https://doi.org/10.1016/j.tibtech.2004.10.004>
6. Liu G., Xiong J., Tang L. Microstructure and mechanical properties of 2219 aluminum alloy fabricated by double-electrode gas metal arc additive manufacturing. *Additive Manufacturing*. 2020;35:101375. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101375>
7. Aldalur E., Suárez A., Veiga F. Metal transfer modes for Wire Arc Additive Manufacturing Al-Mg alloys: Influence of heat input in microstructure and porosity. *Journal of Materials Processing Technology*. 2021;297:117271. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117271>
8. Ren L., Gu H., Wang W., Wang S., Li C., Wang Z., Zhai Y., Ma P. Effect of Mg content on micro-

- structure and properties of Al–Mg alloy produced by the wire arc additive manufacturing method. *Materials*. 2019;12(24):4160. <https://doi.org/10.3390/ma12244160>
9. Oyama K., Diplas S., M'hamdi M., Gunnæs A.E., Azar A.S. Heat source management in wire-arc additive manufacturing process for Al-Mg and Al-Si alloys. *Additive Manufacturing*. 2019;26:180–192. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.01.007>
 10. Easton M.A., StJohn D.H. Improved prediction of the grain size of aluminum alloys that includes the effect of cooling rate. *Materials Science and Engineering: A*. 2008;486(1-2):8–13. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.11.009>
 11. Miao Q., Chai D., Zhan Y., Bi G., Niu F., Ma G. Comparative study of microstructure evaluation and mechanical properties of 4043 aluminum alloy fabricated by wire-based additive manufacturing. *Materials & Design*. 2020;186:108205. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108205>
 12. Cong B., Qi Z., Qi B., Sun H., Zhao G., Ding J. A comparative study of additively manufactured thin wall and block structure with Al-6.3 % Cu alloy using cold metal transfer process. *Applied Sciences*. 2017;7(3):275. <https://doi.org/10.3390/app7030275>
 13. Fang X., Zhang L., Chen G., Dang X., Huang K., Wang L., Lu B. Correlations between microstructure characteristics and mechanical properties in 5183 aluminium alloy fabricated by wire-arc additive manufacturing with different arc modes. *Materials*. 2018;11(11):2075. <https://doi.org/10.3390/ma11112075>
 14. Su C., Chen X., Konovalov S., Arvind Singh R., Jayalakshmi S., Huang L. Effect of deposition strategies on the microstructure and tensile properties of wire arc additive manufactured Al-5Si alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2021;30(3):2136–2146. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-05528-3>
 15. Su C., Chen X. Effect of depositing torch angle on the first layer of wire arc additive manufacture using cold metal transfer (CMT). *Industrial Robot: the international journal of robotics research and application*. 2019;46(2):259–266. <https://doi.org/10.1108/IR-11-2018-0233>
 16. Huang L., Chen X., Konovalov S., Wang M., Su C., Han L., Wang Y. Modeling and optimization of solidification cracking of 4043 aluminum alloys produced by cold metal transfer welding. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2022;31:4746–4760. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-06565-8>
 17. Feng Y., Zhan B., He J., Wang K. The double-wire feed and plasma arc additive manufacturing process for deposition in Cr-Ni stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*. 2018;259:206–215. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.04.040>
 18. Wu Q., Lu J., Liu C., Fan H., Shi X., Fu J., Ma S. Effect of molten pool size on microstructure and tensile properties of wire arc additive manufacturing of Ti-6Al-4V alloy. *Materials*. 2017;10(7):749. <https://doi.org/10.3390/ma10070749>
 19. Zuback J.S., DebRoy T. The hardness of additively manufactured alloys. *Materials*. 2018;11(11):2070. <https://doi.org/10.3390/ma11112070>
 20. Gao T., Liu H., Wang F., Chen Y. Effect of Ce on the microstructure and mechanical properties of 5356 aluminum alloy. *Materials Science and Technology*. 2016;24:34–39. <https://doi.org/10.11951/j.issn.1005-0299.20160306>
- Сведения об авторах**
Чуанчу Су, аспирант, Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева, Университет Вэньчжоу
E-mail: chuancsu@gmail.com
ORCID: 0000-0001-7472-0025
- Сичжан Чен**, к.т.н., профессор, Колледж механики и электротехники, Университет Вэньчжоу
E-mail: chenxizhang@wzu.edu.cn
ORCID: 0000-0003-1649-1820
- Ху Хао**, аспирант, Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева
E-mail: 641229879@qq.com
ORCID: 0009-0004-2902-2593
- Information about the authors**
Chuanchu Su, Postgraduate student, Samara National Research University, Wenzhou University
E-mail: chuancsu@gmail.com
ORCID: 0000-0001-7472-0025
- Xizhang Chen**, PhD, Professor, College of Mechanics and Electrical Engineering, Wenzhou University
E-mail: chenxizhang@wzu.edu.cn
ORCID: 0000-0003-1649-1820
- Hu Hao**, Postgraduate student, Samara National Research University
E-mail: 641229879@qq.com
ORCID: 0009-0004-2902-2593
- Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.*
The authors declare that there is no conflict of interest.
- Поступила в редакцию 08.12.2023
 После доработки 11.12.2023
 Принята к публикации 15.12.2023
- Received 08.12.2023
 Revised 11.12.2023
 Accepted 15.12.2023