

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АДДИТИВНЫХ ИЗДЕЛИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫМ МЕТОДОМ И ХОЛОДНЫМ ПЕРЕНОСОМ МЕТАЛЛА

© 2020 г. А.А. Елисеев, В.Р. Утяганова, А.В. Воронцов,
В.В. Иванов, В.Е. Рубцов, Е.А. Колубаев

Институт физики прочности и материаловедения (ИФПМ) СО РАН, г. Томск
ЗАО «Чебоксарское предприятие «Сеспель», г. Чебоксары

Статья поступила в редакцию 25.11.19 г., доработана 30.03.20 г., подписана в печать 21.04.20 г.

В настоящий момент наиболее перспективными направлениями развития техники являются прототипирование и производство изделий с применением аддитивных технологий. В противовес более точным порошковым методам особый интерес вызывают более быстрые проволочные технологии, которые позволяют производить изделия без пор. В настоящей работе проводится сравнительный анализ влияния двух проволочных технологий — электронно-лучевого аддитивного производства и холодного переноса металла — на структуру и механические свойства алюминиевого сплава АМг5. При оптимальных параметрах печати мощности электронного луча и дуги были близкими по величине, но за счет импульсного характера дуги процесс холодного переноса металла более экономичен. Кроме того, дуговой метод осуществляется в атмосфере аргона, что ускоряет охлаждение наносимого слоя. В целом из-за меньшего тепловложения и ускоренного охлаждения зеренная структура материала измельчается, что приводит к повышению прочности и микротвердости. Из-за постоянного удаления от подложки и увеличения массы изделия тепловые условия нанесения последующего слоя меняются, что контролируется снижением мощности пучка/дуги, однако каждый слой имеет свою тепловую историю, что влияет на структуру и свойства материала. В частности, чем больше тепла воспринимает слой от предыдущих слоев, тем он менее прочный. При пересечении некоторой высоты (около 30 мм) охлаждение интенсифицируется за счет большой массы изделия, и прочность снова увеличивается. Это наиболее характерно для процесса холодного переноса металла. Однако данные колебания довольно небольшие, механические свойства по высоте обладают высокой стабильностью в обеих технологиях. Также в процессе холодного переноса металла обнаружено меньшее выгорание легирующего магния. В целом на данный момент метод холодного переноса металла более экономичен и позволяет получать более качественные изделия.

Ключевые слова: электронно-лучевая аддитивная технология, холодный перенос металла, алюминиевый сплав, структура, прочность.

Елисеев А.А. — канд. техн. наук, мл. науч. сотрудник лаборатории контроля качества материалов и конструкций (ККМиК) ИФПМ СО РАН (634055, г. Томск, пр-т Академический, 2/4).
E-mail: alan@ispms.ru.

Утяганова В.Р. — аспирант, мл. науч. сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях (ЛМАТ) ИФПМ СО РАН. E-mail: veronika_ru@ispms.ru.

Воронцов А.В. — аспирант, мл. науч. сотрудник лаборатории ЛМАТ ИФПМ СО РАН. E-mail: vav@ispms.ru.

Иванов В.В. — инженер ЗАО «Чебоксарское предприятие «Сеспель» (428032, г. Чебоксары, ул. Ленинградская, 36). E-mail: ivva@sespel.com.

Рубцов В.Е. — канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотрудник, зав. лабораторией ККМиК ИФПМ СО РАН.
E-mail: rvy@ispms.ru.

Колубаев Е.А. — докт. техн. наук, директор ИФПМ СО РАН. E-mail: eak@ispms.ru.

Для цитирования: Елисеев А.А., Утяганова В.Р., Воронцов А.В., Иванов В.В., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А. Сравнительный анализ структуры и механических свойств аддитивных изделий, полученных электронно-лучевым методом и холодным переносом металла. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2020. No. 4. С. 65–73.
DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2020-4-65-73.

Eliseev A.A., Utyaganova V.R., Vorontsov A.V., Ivanov V.V., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A.

Comparative analysis of structure and mechanical properties of parts produced by electron-beam additive manufacturing and cold metal transfer

Currently, the most prospective industry development areas are prototyping and additive manufacturing. In contrast to more precise powder technologies, faster wire technologies providing non-porous products are of great interest. This paper contains a comparative analysis of the effect of two wire technologies – electron-beam additive manufacturing and cold metal transfer – on the structure and mechanical properties of Aluminum Alloy 5056. Electron beam power is close to arc power at optimal printing parameters, but cold metal transfer is cheaper due to the impulse nature of the arc. In addition, the arc method is implemented in an argon atmosphere, and this accelerates the applied layer cooling. In general, the grain structure of the material is refined due to the lower heat transfer and accelerated cooling. This results in increased strength and microhardness. The constant heat removal from the substrate and the increase in the product weight change thermal conditions of the following layer. This is controlled by beam/arc powder reduction, but each layer has its own thermal history affecting the structure and properties. In particular, the more heat is transferred to the layer from the previous layers, the less strong it is. When a certain height (about 30 mm) is passed, cooling is intensified by the large mass of the product and the strength is increased again. This is most characteristic for cold metal transfer. However, these fluctuations are rather small. Mechanical properties along the growth direction are highly stable in both technologies. Cold metal transfer also shows less alloying magnesium burn-off. In general, currently the cold metal transfer technology is more cost effective and provides better quality products.

Keywords: electron-beam additive manufacturing, cold metal transfer, aluminum alloy, structure, strength.

Eliseev A.A. – Cand. Sci. (Eng.), Junior researcher, Laboratory of the quality control in materials and structures (QCM&S), Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch Russian Academy of Sciences (ISPMS SB RAS) (634055, Russia, Tomsk, pr. Akademicheskii, 2/4).
E-mail: alan@ispms.ru.

Utyaganova V.R. – Postgraduate, Junior researcher, Laboratory of the local metallurgy in additive technologies (LMAT), ISPMS SB RAS. E-mail: veronika_ru@ispms.ru.

Vorontsov A.V. – Postgraduate, Junior researcher, Laboratory of LMAT, ISPMS SB RAS.
E-mail: vav@ispms.ru.

Ivanov V.V. – Engineer, CJSC «Cheboksary enterprise «Sespel» (428032, Russia, Cheboksary, Leningradskaya str., 36).
E-mail: ivva@sepsel.com.

Rubtsov V.E. – Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior researcher, Head of the Laboratory of QCM&S, ISPMS SB RAS.
E-mail: rvy@ispms.ru.

Kolubaev E.A. – Dr. Sci. (Eng.), Director of ISPMS SB RAS. E-mail: eak@ispms.ru.

Citation: *Eliseev A.A., Utyaganova V.R., Vorontsov A.V., Ivanov V.V., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A.* Comparative analysis of structure and mechanical properties of parts produced by electron-beam additive manufacturing and cold metal transfer. *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Universities' Proceedings. Non-Ferrous Metallurgy)*. 2020. No. 4. P. 65–73 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2020-4-65-73.

Введение

В современном мире большое внимание уделяется аддитивному производству изделий из металлических сплавов. Наиболее распространенные технологии аддитивного производства – лазерные, дуговые и электронно-лучевые [1–9]. Соответственно, для плавления материала при изготовлении изделий применяются разные источники тепла, что приводит к различным технологическим решениям и макро- и микроструктурам изделий [10–14]. К тому же разные сплавы требуют разных технологических параметров той или иной технологии производства.

Сплавы на основе алюминия, например марки АА2024 [15], широко применяются во многих отраслях промышленности, таких как автомо-

бильная, судостроительная, авиакосмическая и др. При аддитивном производстве алюминиевых сплавов возникают проблемы, связанные с пористостью [16], трещинами [17], выгоранием магния, окислительными процессами. Вследствие дефектной структуры уменьшается прочность сплава, а после теплового воздействия в процессе печати происходит разупрочнение материала изделия. Это играет большую роль в дальнейшем развитии аддитивного производства. В настоящее время все напечатанные изделия нуждаются в последующих механической и термической обработках [18].

Преимущества и недостатки имеются в каждой применяемой технологии. При использовании электронно-лучевого метода процесс протекает в

вакууме, что препятствует образованию оксидов на поверхности затвердевшей ванны расплава [19, 20], однако в условиях вакуума происходит наиболее интенсивное испарение Mg [3]. В процессах дуговой аддитивной технологии, напротив, существует проблема образования оксидов и наличие повышенной пористости, но сам процесс более продуктивный и экономичный [15, 21].

В настоящей работе исследуется деформационно-упрочняемый сплав системы Al—Mg. Данный класс материалов практически не рассматривался в контексте упоминаемых технологий. Его выбор обусловлен тем, что сплавы системы Al—Mg не термоупрочняемые, что, возможно, не приведет к разупрочнению аддитивных изделий, как это часто происходит в сплавах серий 2XXX и 7XXX.

Таким образом, целью данного исследования являлся сравнительный анализ структуры и механических свойств аддитивных изделий, полученных электронно-лучевым методом и холодным переносом металла.

Методика исследований

В качестве материала для аддитивного производства использовалась проволока алюминиевого сплава 5356 диаметром 1,2 мм. Данный сплав относится к классу деформируемых, термически не упрочняемых. Изделия выращивались с использованием двух различных технологий: электронно-лучевого аддитивного производства (electron beam additive manufacturing — EBAM) и холодного переноса металла (cold metal transfer — CMT).

Электронно-лучевой метод заключается в послойном выращивании изделия путем плавления электронным пучком непрерывно подающейся проволоки и переноса расплавленного металла на нижележащий слой в вакууме. Электронный луч работает непрерывно с частотой развертки 1000 Гц

в форме круга диаметром 2,4 мм. Максимальный ток пучка на первом слое по мере выращивания изделия постепенно снижается.

Холодный перенос металла осуществляется путем расплавления проволоки электрической дугой и нанесения на предыдущий слой в среде аргона. Электрическая дуга действует в импульсном режиме с частотой 3 Гц. В качестве подложки в обоих случаях использовался листовой прокат алюминиевого сплава 5056 толщиной 5 мм. Для исследования влияния тепловой истории на структуру и свойства полученных изделий готовились образцы различных размеров. Их габариты, а также технологические параметры процесса приведены в табл. 1.

Образцы для исследований вырезали на электроискровом станке в сечении, перпендикулярном направлению нанесения слоев. Для выявления структуры материала готовили полированные шлифы. Травление шлифов проводили в реактиве Бэркера электролитическим способом. Металлографические исследования выполняли с использованием светового микроскопа Альтами МЕТ-1С. Фазовую структуру исследовали методами растровой электронной микроскопии при помощи микроскопа Semtrac SM3000. Микротвердость измеряли на микротвердомере Duramin 5 при нагрузке 50 г с шагом 0,5 мм.

Для исследования механических свойств проводили испытания на статическое растяжение при помощи универсальной машины УТС 110М-100. Для этого образцы вырезали поперек слоев. Чтобы выявить влияние тепловой истории на материал при печати, образцы для испытаний вырезали на разных уровнях по их высоте (рис. 1).

Поскольку в материале не было обнаружено пор, что характерно для аддитивных порошковых технологий, усталостные испытания не проводили. Так как в процессе плавления металла дуговым и электронно-лучевым способами может происхо-

Таблица 1
Технологические параметры аддитивного производства

№ обр.	Процесс	Ток дуги/пучка, А	Напряжение, В	Скорость печати, мм/мин	Высота образца, мм
1	СМТ	42–89	20	400	90
2	СМТ	42–89	20	400	40
3	ЕВАМ	0,024–0,040	30000	440	49
4	ЕВАМ	0,027–0,040	30000	440	25

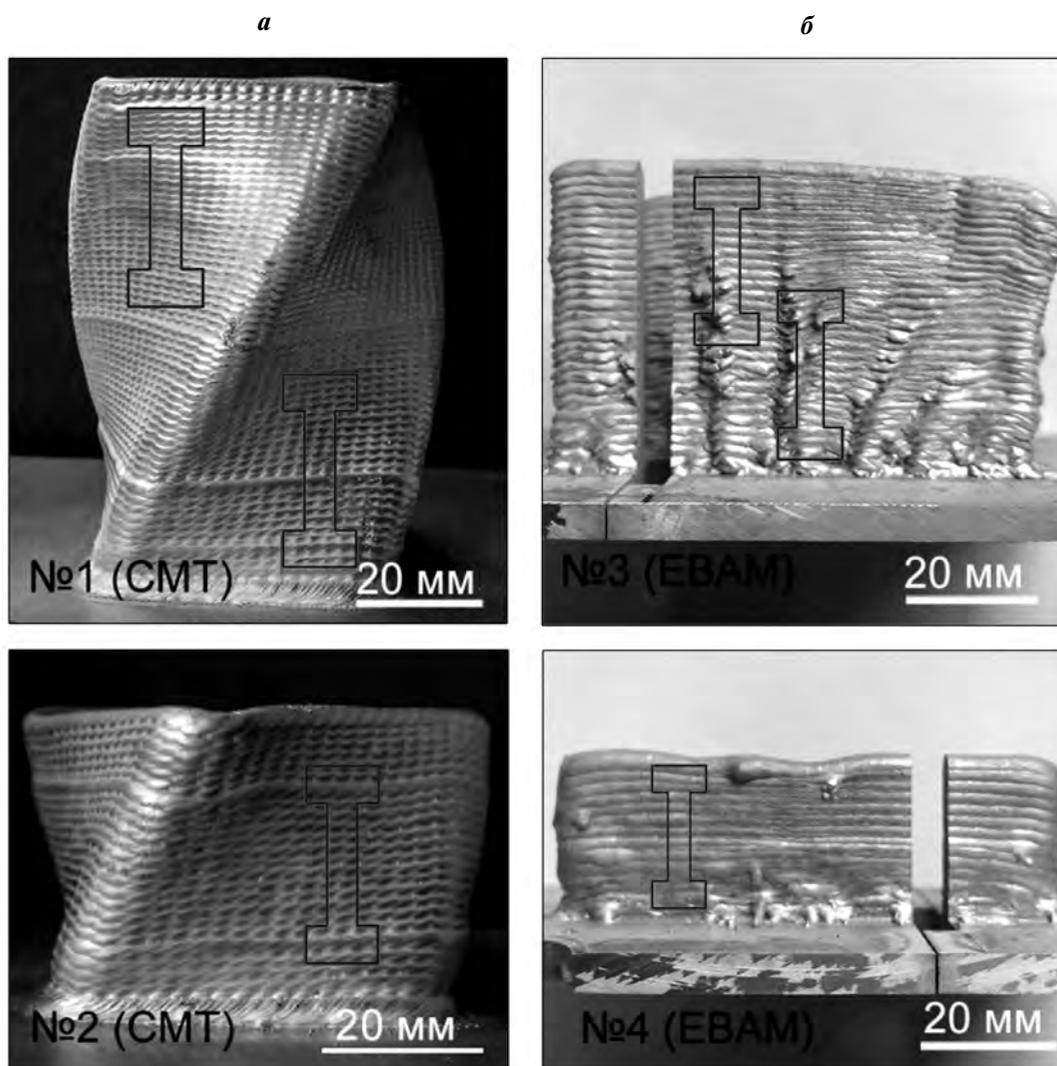


Рис. 1. Внешний вид аддитивных изделий, полученных холодным переносом металла (*а* – обр. 1 и 2) и по электронно-лучевой технологии (*б* – обр. 3 и 4)

На снимках выделены схемы для вырезки образцов для испытаний

дить испарение легирующих элементов, был проведен рентгенофлуоресцентный анализ исходной проволоки и полученных образцов при помощи спектрометра Niton XL3t GOLDD+.

Результаты и их обсуждение

На рис. 2 представлены металлографические изображения внешнего вида образцов аддитивного производства в поперечном сечении. При использовании обеих технологий макропоры наблюдаются только на первых слоях, а микропоры в основной массе образцов практически отсутствуют. На изображении отчетливо выделяются границы отдельных слоев. В случае технологии

холодного переноса металла границы отдельных слоев более контрастны. Результаты измерений толщины слоя (мм) представлены ниже:

обр. 1.....	1,7±0,1
обр. 2.....	1,5±0,1
обр. 3.....	1,8±0,1
обр. 4.....	2,1±0,1

Для всех образцов характерно, что начальные слои имеют большую толщину, чем последующие, что может быть связано с условиями быстрого охлаждения слоев, граничащих с охлаждаемой подложкой.

На начальном этапе печати задается максимальный ток, чтобы прогреть холодную подложку,

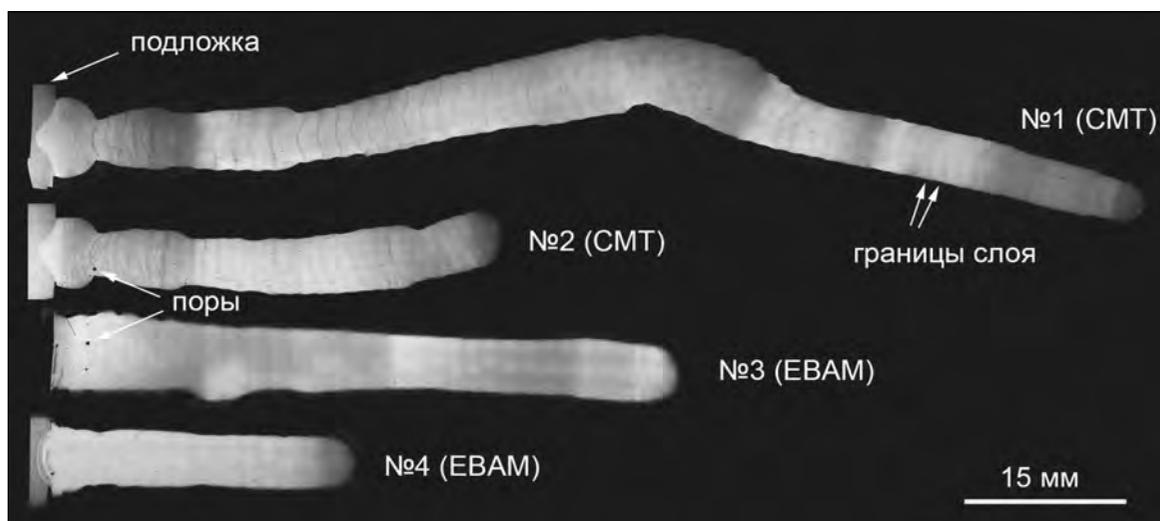


Рис. 2. Оптические световые изображения внешнего вида образцов аддитивного производства в поперечном сечении

но скорости охлаждения при этом максимальны, поэтому быстро кристаллизующийся металл не успевает растечься. На скорость охлаждения последующих слоев влияет тепло, накопленное в предыдущих слоях, поэтому для их печати ток снижается, но при этом скорость охлаждения падает и толщина слоя уменьшается. С этим также связано, что средняя толщина слоя в обр. 3 меньше, чем в обр. 4, при прочих равных условиях. Уменьшение толщины, однако, имеет некоторое пороговое значение. При печати крупногабаритных изделий объем уже напечатанного материала начинает более эффективно отводить тепло из печатаемого слоя, а влияние охлаждения подложки ослабевает. В связи с этим толщина слоя снова начинает увеличиваться. Таким образом, средняя толщина слоя в обр. 1 больше, чем в обр. 2. В целом толщина слоя образцов, полученных электронно-лучевым методом, больше из-за повышенной скорости подачи проволоки.

Тепловая история слоев также влияет на микроструктуру. На рис. 3 представлены металлографические изображения микроструктуры обр. 2 и 4. Образцы, полученные по технологии EBAM, в целом характеризуются равноосной дендритной ячейкой, а в случае применения метода СМТ дендритная ячейка часто вытянута по направлению выращивания изделия. Измерения показали, что средние размеры дендритной ячейки в изделиях после СМТ больше: 51 ± 5 мкм в поперечном направлении и 101 ± 15 мкм в продольном, тогда как в изделиях, полученных EBAM, этот показатель

составлял 56 ± 6 мкм. Вместе с тем размер ячейки по высоте образцов при использовании обеих технологий изменяется в пределах погрешности.

В процессе холодного переноса металла охлаждение организовано не только через предыдущие слои, но также и конвективно — аргоном. Поскольку печать производится в среде аргона, а не в вакууме, как при технологии EBAM, создается дополнительная возможность теплообмена. Кроме того, процесс — импульсный, время импульса составляет примерно половину от всего цикла нанесения материала, что повышает эффективность охлаждения.

Таким образом, на тепловую историю слоя в более существенной степени влияет величина тока дуги, которая уменьшается с каждым следующим слоем. Исходя из параметров тока и напряжения, электронно-лучевой процесс обладал максимальной мощностью 1200 Вт, а дуговой — 1700 Вт. Но импульсный характер процесса СМТ означает уменьшение этой мощности вдвое, т.е. 850 Вт, что приводит к меньшему нагреву при прочих равных условиях. Однако в ходе EBAM подложка имела водяное охлаждение в отличие от СМТ, поэтому размер дендритной ячейки в образцах, полученных электронно-лучевым методом, меньше.

На РЭМ-изображениях (рис. 3) наблюдаются интерметаллиды, которые характерны для сплавов данного класса [22]. Их объемная доля в образцах EBAM составляет 0,23 %, а в образцах СМТ — 1,16 %. При этом эквивалентный линейный размер интерметаллидов в обоих случаях одинаков и ра-

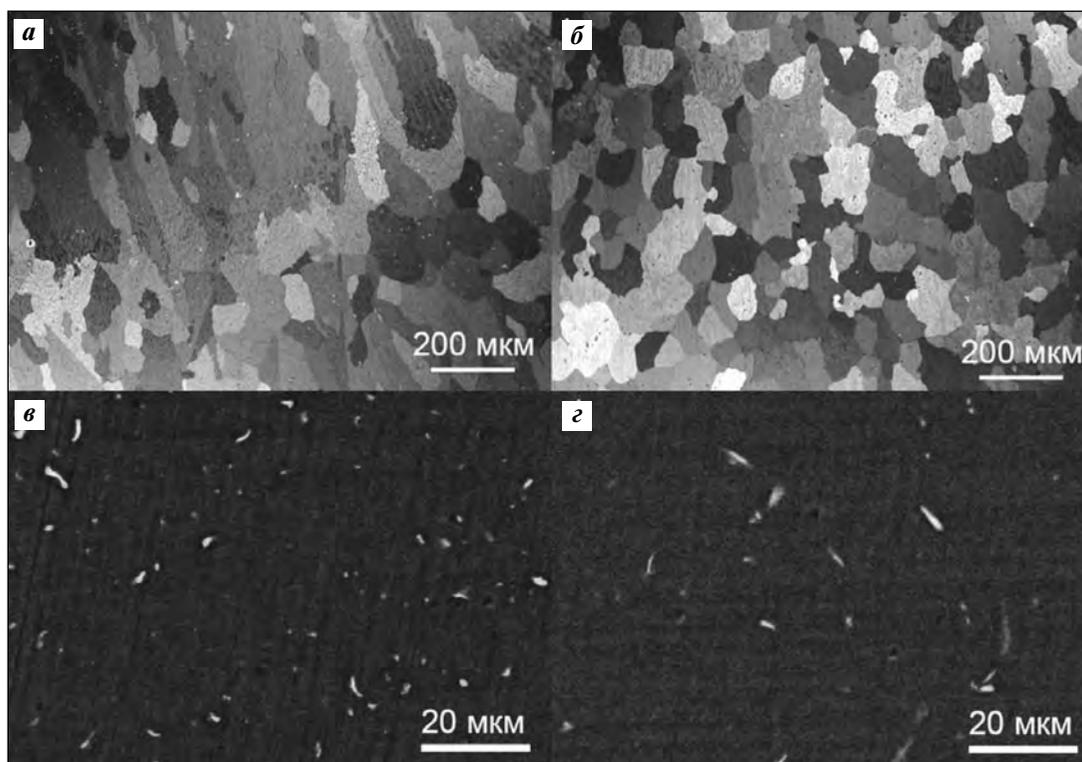


Рис. 3. Металлографические изображения микроструктуры обр. 2 (а) и 4 (б) и РЭМ-изображения с этих же участков в режиме фазового контраста обр. 2 (в) и 4 (г)

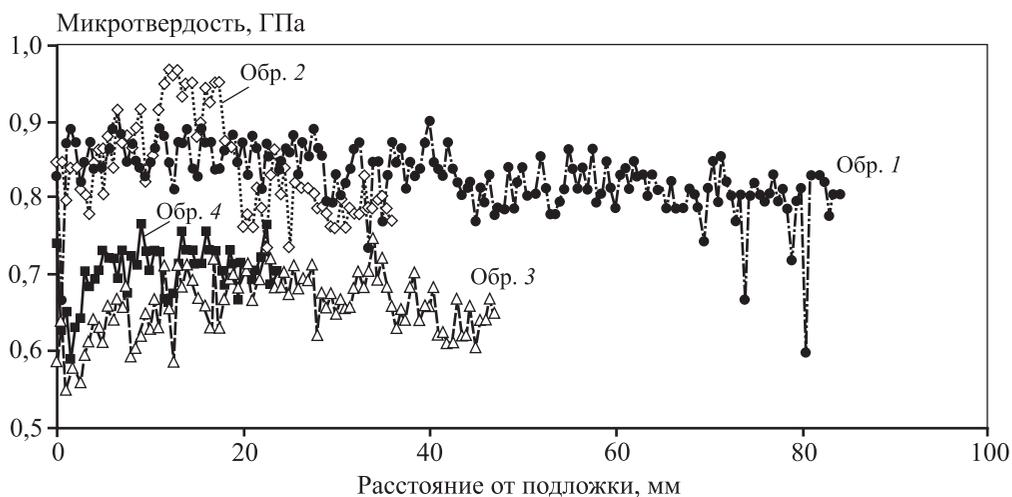


Рис. 4. Микротвердость исследуемых образцов

вен $0,9 \pm 0,3$ мкм, хотя интерметаллиды в образцах после ЕВАМ в целом более вытянутые. Повышенную долю интерметаллидов в образцах СМТ можно объяснить менее интенсивным охлаждением.

График микротвердости всех образцов представлен на рис. 4. В целом ее значения по всей высоте образцов, полученных по электронно-лучевой и дуговой технологиям, являются стабильными.

По причине самого высокого тепловложения первые слои характеризуются меньшей микротвердостью, и к высоте около 15 мм она выходит на свой максимум из-за снижения тока дуги/электронного луча и дальше монотонно незначительно уменьшается. Это может быть связано с влиянием остаточного тепла предыдущих слоев, однако такое ее изменение минимально.

Механические испытания на растяжение также показали, что прочность образцов, полученных дуговым методом, выше примерно на 20 % (табл. 2). Характер деформации всех образцов одинаков, отличаются только значения предела прочности. Наблюдается прерывистая текучесть в результате эффекта Портевена—Ле Шателье, свойственного данному сплаву. По высоте образца, что характерно для дугового метода, происходит некоторое упрочнение материала. При испытании материала из меньшего обр. 2 зафиксировано то же значение прочности, что и в крупном обр. 1 из аналогичной области, что говорит о слабом влиянии тепловой истории на предел прочности уже напечатанных слоев при использовании дугового метода, но механические свойства по высоте изделия нестабильны. В данном случае прочность увеличивается по высоте образца, а микротвердость падает. Это объясняется разными механизмами деформации при этих видах испытаний, что характерно для данного класса сплавов.

В изделиях, полученных по электронно-лучевой технологии, наблюдается противоположная картина. По высоте обр. 3 предел прочности по-

стоянен, но прочность короткого обр. 4 больше на 5 %. Таким образом, при использовании этой технологии механические свойства стабильны по высоте образца, но суммарное тепловложение определяет прочность всего изделия. При этом для обоих методов характерно, что более короткие обр. 2 и 4 менее пластичны, хотя по их высоте значения относительного удлинения отличаются в пределах погрешности.

Результаты рентгенофлуоресцентного анализа, проведенного в тех же областях, которые подвергались механическим испытаниям, представлены в табл. 3. Там же приведены данные для исходной проволоки. Заметное уменьшение содержания магния наблюдается только в нижней части обр. 3, полученного по электронно-лучевой технологии, поскольку в данной области было максимальное тепловложение. Однако в обр. 4 в аналогичной области содержание магния больше. Это связано с тем, что суммарное тепловложение в обр. 3 выше, соответственно, испарение материала в вакуум сильнее. В случае процесса холодного переноса металла изменение содержания магния обладает неоднозначным характером. Полученные данные обеднения материала легирующими элементами коррелируют с изменением прочности и микротвердости по высоте образцов. Остальные легирующие элементы варьируются в пределах погрешности прибора.

Несмотря на меньшие размеры дендритной ячейки, образцы, полученные дуговым методом, более прочные и твердые. Это может отчасти объясняться большей объемной долей интерметаллидов. Исследуемый сплав не относится к классу термически упрочняемых, и вторичные фазы обычно не приводят к существенному упрочнению, однако они могут создавать поля напряжений, которые упрочняют материал. Также образцы, полученные

Таблица 2
Результаты механических испытаний на растяжение

№ обр.	Предел прочности, МПа	Отн. удлинение, %
1 (низ)	272±1,0	27,3±0,6
1 (верх)	279±1,0	26±1,0
2	273±1,0	24,6±0,7
3 (низ)	222±5,0	26,9±0,1
3 (верх)	223±3,0	26,1±0,7
4	234,3±0,2	25,1±0,3

Таблица 3
Результаты рентгенофлуоресцентного анализа

№ обр.	Содержание, мас. %					
	Al	Mg	Si	Cr	Mn	Fe
Исх.	94,83	4,83	0,07	—	0,14	0,13
1 (низ)	94,78	4,85	0,05	0,03	0,14	0,15
1 (верх)	95,18	4,50	0,05	—	0,13	0,14
2	94,99	4,67	0,06	0,03	0,14	0,11
3 (низ)	95,93	3,79	0,03	—	0,14	0,11
3 (верх)	95,37	4,38	—	—	0,14	0,11
4	95,14	4,52	0,04	0,04	0,15	0,11

по технологии ЕВАМ, могут быть менее прочными вследствие испарения легирующего Mg. Оба этих эффекта в сумме могут объяснять существенную разницу в механических характеристиках изделий, произведенных по разным технологиям.

Заключение

Проведен сравнительный анализ электронно-лучевой аддитивной технологии и холодного переноса металла на примере изделий из алюминиевого сплава 5356. В обоих случаях толщина наносимого слоя по высоте изменяется незначительно, что связано с особенностями тепловой истории. Также при оптимальных параметрах почти отсутствуют поры. Поскольку процесс холодного переноса металла охлаждается аргоном и является импульсным, при близких значениях мощности дуги и электронного луча тепловложение в нем существенно меньше. Однако в результате водяного охлаждения подложки в технологии ЕВАМ микроструктура напечатанного материала мельче.

Объемная доля интерметаллидов также выше в образцах, полученных методом СМТ. В целом в обеих технологиях отмечается высокая стабильность механических свойств по высоте изделий, а также по содержанию легирующих элементов. Испарение легирующего магния (до 1 %) наблюдается только при ЕВАМ. Суммарный эффект интерметаллидного и твердорастворного упрочнения привел к более высоким механическим свойствам образцов, полученных холодным переносом металла.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 годы, направление III.23.2.11.

Рентгенофлуоресцентный анализ проводился при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-38-90072.

This work was performed within the frame of the Fundamental Research Program of the State Academies of Sciences for 2013–2020, line of research III.23. 2.11.

X-ray fluorescence analysis was funded by RFBR according to the research project number 19-38-90072.

Литература/References

1. Olakanmi E.O., Cochrane R.F., Dalgarno K.W. A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminum alloy powders: Processing, microstructure, and properties. *Prog. Mater. Sci.* 2015. Vol. 74. P. 401–477.
2. Körner C. Additive manufacturing of metallic components by selective electron beam melting. A review. *Int. Mater. Rev.* 2016. Vol. 61. P. 361–377.
3. Herzog D., Seyda V., Wycisk E., Emmelmann C. Additive manufacturing of metals. *Acta Mater.* 2016. Vol. 117. P. 371–392.
4. Gu D.D., Meiners W., Wissenbach K., Poprawe R. Laser additive manufacturing of metallic components: Materials, processes and mechanisms *Int. Mater. Rev.* 2012. Vol. 57. P. 133–164.
5. King W.E., Anderson A.T., Ferencz R.M., Hodge N.E., Kamath C., Khairallah S.A., Rubenchik A.M. Laser powder bed fusion additive manufacturing of metals; physics, computational, and materials challenges. *Appl. Phys. Rev.* 2015. Vol. 2. No. 041304.
6. Lewandowski J.J., Seifi M. Metal Additive Manufacturing: A Review of mechanical properties. *Annu. Rev. Mater. Res.* 2016. Vol. 46. P. 151–186.
7. Collins P.C., Brice D.A., Samimi P., Ghamarian I., Fraser H.L. Microstructural control of additively manufactured metallic materials. *Annu. Rev. Mater. Res.* 2016. Vol. 46. P. 63–91.
8. Bourell D.L. Perspectives on additive manufacturing. *Annu. Rev. Mater. Res.* 2016. Vol. 46. P. 1–18.
9. Sames W.J., List F.A., Pannala S., Dehoff R.R., Babu S.S. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. *Int. Mater. Rev.* 2016. Vol. 61. P. 315–360.
10. Shen C., Pan Z., Ding D., Yuan L., Nie N., Wang Y., Luo D., Cuiuri D., van Duin S., Li H. The influence of post-production heat treatment on the multi-directional properties of nickel-aluminum bronze alloy fabricated using wire-arc additive manufacturing process. *Addit. Manuf.* 2018. Vol. 23. P. 411–421.
11. Gushchina M.O., Klimova-Korsmik O.G., Vildanov A.M., Shalnova S.A., Tataru A.S., Norman E.A. Influence of the protective atmosphere on the structure and properties parts from titanium alloy Ti–6Al–4V produced by direct laser deposition. *IOP Conf. Ser.: J. Phys.* 2018. Vol. 1109. No. 012060.
12. King W.E., Barth H.D., Castillo V.M., Gallegos G.F., Gibbs J.W., Hahn D.E., Kamath C., Rubenchik A.M. Observation of keyhole-mode laser melting in laser powder-bed fusion additive manufacturing. *J. Mater. Process Technol.* 2014. Vol. 214. P. 2915–2925.
13. Feng X., Zhang Z., Cui X., Jin G., Zheng W., Liu H. Additive manufactured closed-cell aluminum alloy foams via laser melting deposition process. *Mater. Lett.* 2018. Vol. 233. P. 126–129.
14. Ayarkwa K.F., Williams S.W., Ding J. Assessing the effect of TIG alternating current time cycle on aluminum wire + arc additive manufacture. *Addit. Manuf.* 2017. Vol. 18. P. 186–193.

15. Qi Z., Qi B., Cong B., Sun H., Zhao G., Ding J. Microstructure and mechanical properties of wire + arc additively manufactured 2024 aluminum alloy components: As-deposited and post heat-treated. *J. Manuf. Process.* 2019. Vol. 40. P. 27–36.
16. Ryan E.M., Sabin T.J., Watts J.F., Whiting M.J. The influence of build parameters and wire batch on porosity of wire and arc additive manufactured aluminium alloy 2319. *J. Mater. Process Technol.* 2018. Vol. 262. P. 577–584.
17. Uddin S.Z., Murr L.E., Terrazas C.A., Morton P., Robertson D.A., Wicker R.B. Processing and characterization of crack-free aluminum 6061 using high-temperature heating in laser powder bed fusion additive manufacturing. *Addit. Manuf.* 2018. Vol. 22. P. 405–415.
18. Hallmann S., Wolny T., Emmelmann C. Post-processing of additively manufactured cutting edges by laser ablation. *Procedia CIRP.* 2018. Vol. 74. P. 276–279.
19. Kalashnikov K.N., Rubtsov V.E., Savchenko N.L., Kalashnikova T.A., Osipovich K.S., Eliseev A.A., Chumaevskii A.V. The effect of wire feed geometry on electron beam free-form 3D printing of complex-shaped samples from Ti–6Al–4V alloy. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 2019. Vol. 105. P. 3147–3156. DOI: 10.1007/s00170-019-04589-y.
20. Filippov A.V., Fortuna S.V., Gurianov D.A., Kalashnikov K.N. On the problem of formation of articles with specified properties by the method of electron beam free-form fabrication. *IOP Conf. Ser.: J. Phys.* 2018. Vol. 1115. No. 042044.
21. Cong B., Ding J., Williams S. Effect of arc mode in cold metal transfer process on porosity of additively manufactured Al–6.3%Cu alloy. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 2015. Vol. 76. P. 1593–1606.
22. Eliseev A.A., Kalashnikova T.A., Fortuna S.V. Structure of AA5056 after friction drilling. *AIP Conf. Proc.* 2017. Vol. 1909. No. 020039.

Открыт прием заявок <https://umnik.fasie.ru/> для участия в отборе программы «УМНИК» (Фонда содействия инновациям) на площадке НИТУ «МИСиС».

Станьте победителем и получите 500 тыс. руб. в течение 2 лет на развитие своей идеи.

(Участник может стать победителем программы «УМНИК» только один раз вне зависимости от места выступления и конкретного проекта.)

К участию в отборе программы «УМНИК» допускаются граждане Российской Федерации в возрасте от 18 до 30 лет включительно, у которых имеется в разработке собственный научно-инновационный проект.

Срок подачи заявок на участие в конкурсе до 25.10.2020 г.

Куратор программы «УМНИК» в НИТУ «МИСиС» – Емелина Надежда Борисовна

Тел.: +7 (926) 569-31-35. E-mail: nadyafx@mail.ru