

УДК 669.721.5

*М.С. Токарев¹, Н.В. Трофимов¹, А.А. Леонов¹, А.А. Алиханян¹***МЕТОДЫ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА ЗАГОТОВОК ИЗ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ (обзор)**

DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-6-3-16

Развитие промышленного производства в современном мире непосредственно связано с применением новых технологий. В статье рассмотрены различные методы аддитивного производства деталей из магниевых сплавов. Существует несколько альтернативных способов их получения – например, селективное лазерное сплавление, прямое лазерное осаждение и дуговая сварка. В зависимости от метода аддитивного производства готовые детали различаются структурой, фазовым составом и механическими свойствами. Представлено сравнение традиционного и аддитивного методов производства деталей.

Ключевые слова: аддитивное производство, магний, магниевые сплавы, производство магниевых деталей, методы аддитивного производства, осаждение, 3D-печать, селективное лазерное сплавление, лазерное осаждение, струйная печать, механические свойства.

*M.S. Tokarev¹, N.V. Trofimov¹, A.A. Leonov¹, A.A. Alikhanyan¹***METHODS ADDITIVE MANUFACTURING OF MAGNESIUM ALLOYS (review)**

The development of industrial production in the modern world cannot do without the use of new technologies. This article discusses various methods for the additive manufacturing of magnesium alloy parts. There are several alternative methods for producing parts, such as selective laser fusion, direct laser deposition and arc welding. Depending on the additive manufacturing method, finished parts will differ in structure, phase composition and mechanical properties. The article presents a comparison of traditional and additive manufacturing methods for parts.

Keywords: additive manufacturing, magnesium, magnesium alloys, magnesium alloy production, additive manufacturing methods, deposition, 3D printing, selective melting, laser melting, inkjet printing, mechanical properties.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Магниевые сплавы вызывают интерес у научного сообщества в связи с аддитивным производством деталей с помощью 3D-печати. Магниевый сплав вследствие его реактивной природы – сложный материал для 3D-печати. Магний окисляется в чистом виде и должен храниться таким образом, чтобы не было воздействия кислорода. В качестве сырья для аддитивного производства используют порошки, жидкие смолы или проволоки. В этом состоянии поверхностная энергия металла увеличивается и возникает более высокий риск взаимодействия с атмосферным кислородом, при котором возможно возгорание металла.

Известно, что сплавы на основе магния обладают целым рядом уникальных физико-химических свойств, главными из которых являются малая плотность и высокая удельная прочность. Сочетание этих качеств позволяет использовать магниевые сплавы в изделиях и конструкциях авиационной техники. Аддитивное производство магниевых сплавов является перспективным благодаря возможности проектирования деталей сложной геометрической формы и конфигурации (например, деталей с полостями и скрытыми внутренними элементами, сетчатых конструкций и конструкций, имеющих оригинальный рельеф), которые невозможно или трудно получить, применяя традиционные технологии: механическую обработку металлов, прессование, штамповку и литье [1–17].

Технология селективного лазерного сплавления магниевых порошков

Селективное лазерное сплавление (Selective Laser Melting – SLM) представляет собой процесс сплавления металлического порошка, в котором отдельные области предварительно нанесенных частиц порошка плавятся и послойно сплавляются с помощью источника лазерной энергии высокой интенсивности по математическим (CAD) моделям. Под термином *laser* подразумевается, что лазер используется для обработки; под термином *melting* – что относится к конкретной ситуации, в которой порошки полностью расплавляются, а термин *selective* указывает на то, что обрабатываются только отдельные области порошка. Система SLM обычно состоит из обрабатывающего лазера, автоматической системы подачи порошка, платформы построения, управляющей компьютерной системы и основных вспомогательных частей – например, защитной системы с инертным газом, ролика/скребка для осаждения порошка и емкости для перелива (рис. 1). Фокусировка и движение лазерного луча на рабочем столе контролируются с помощью системы отклонения луча, состоящей из гальвано-зеркал и линзы для фокусировки поля, а весь процесс, включая подачу порошка, систему осаждения, сканирование, температуру, атмосферу и сборку, – с помощью производственного программного обеспечения [18].

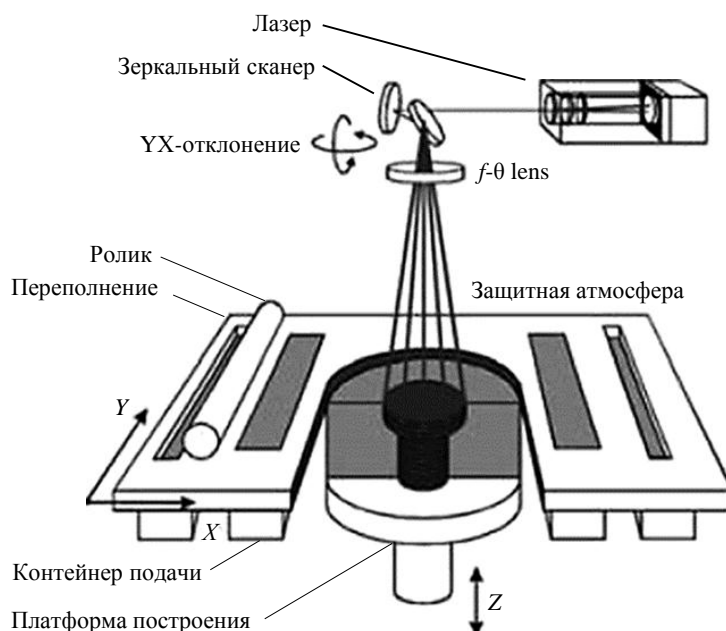


Рис. 1. Принципиальная схема системы селективного лазерного сплавления

На рис. 2 представлены экспериментальные результаты сплавления порошковой смеси Mg–SiC методом SLM.

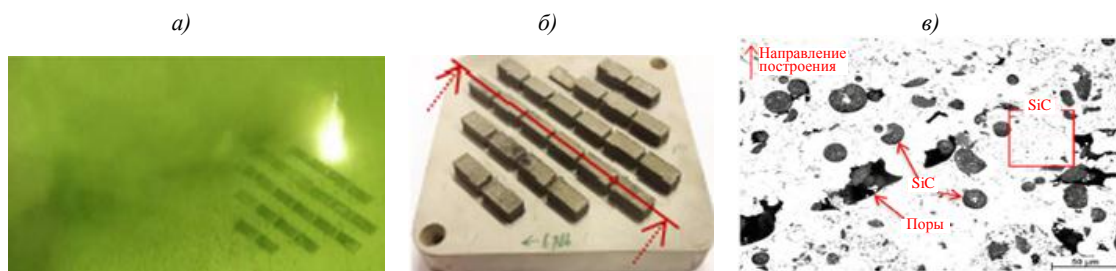


Рис. 2. Экспериментальные результаты сплавления порошковой смеси Mg–SiC по технологии SLM: *а* – чрезмерное образование дыма; *б* – 24 тестовых кубика на платформе построения; *в* – микроструктура ($\times 500$) поперечного сечения образца, полученная с помощью световой микроскопии

Основная задача технологии SLM – производство металлических деталей со 100 %-ной плотностью. Достичь этой цели непросто, поскольку в этом процессе отсутствует механическое давление, а динамика жидкости в основном определяется гравитационными и капиллярными силами, а также тепловыми эффектами.

Кроме того, отсутствие механического давления в процессе обработки может привести к снижению растворимости некоторых элементов в расплаве при затвердевании, вызывая прерывистое плавление дорожек и образование пор, что приводит к появлению неровностей на поверхности. На рис. 3, *а* показано распределение пористости и нерасплавленной площади в образце из магниевого сплава ZK60, полученном методом SLM. Материалы в процессе сплавления испытывают тепловые колебания (в различной степени), что может вызвать остаточные напряжения в расплавленном слое вследствие быстрой кристаллизации. Это также может привести к образованию горячих трещин и расслоению слоя металла (рис. 3, *б*). Высокие скорости нагрева/охлаждения при технологии SLM могут привести к образованию вокруг ванны расплава узкой зоны теплового воздействия, присутствие которой может изменить состав и/или микроструктуру материала, влияя на качество и свойства образца. Тепловым режимом в процессе SLM можно в значительной степени управлять с помощью параметров обработки: мощности лазера, скорости сканирования, шага штриховки, толщины слоя и шаблона сканирования (рис. 4). Данные параметры процесса регулируются таким образом, чтобы один вектор плавления мог полностью сливаться с соседними векторами плавления и предыдущим слоем. Несоблюдение требуемых условий обработки может привести к различным нежелательным эффектам – неровностям морфологии поверхности, термическим трещинам и эффектам образования комков. Поэтому важно установить взаимосвязь между основными параметрами SLM и морфологией поверхности, а также оптимизировать данные параметры для производства металлических деталей со 100%-ной плотностью – без трещин и дефектов плавления [19].

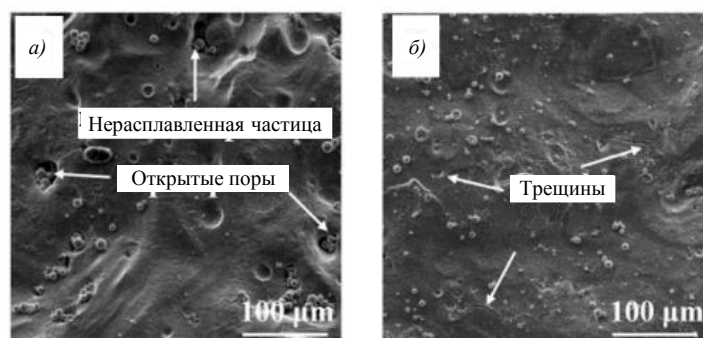


Рис. 3. Микроструктура образца из магниевого сплава ZK60, полученного методом SLM: *а* – образование пор и нерасплавленной площади; *б* – образование горячих трещин

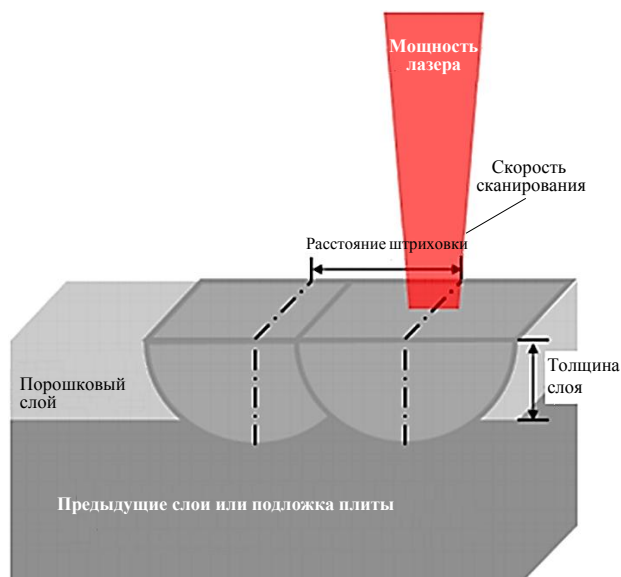


Рис. 4. Схема параметров обработки SLM

В табл. 1 представлено сравнение механических свойств образцов из магниевых сплавов, полученных методом SLM, с образцами, изготовленными традиционным литьем, и с деформируемыми магниевыми сплавами.

Таблица 1

Сравнение механических свойств образцов из магниевых сплавов, полученных традиционными методами и по технологии селективного лазерного сплавления (SLM)

Сплав	Метод получения	Предел прочности, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %
ВМЛ18	Литье	250–260	90–100	7–12
МЛ15	Литье	230–240	105–115	2–5
AZ91	Литье	210–230	140–170	2–7
AZ80A	Ковка	310–320	210–230	4–18
AZ91D	SLM	274–296	237–256	1–2

Видно, что детали, полученные методом SLM, в большинстве случаев обладают механическими свойствами, аналогичными свойствам деталей, изготовленных из литых и кованных материалов.

Как правило, магниевые сплавы обладают пределом текучести 75–200 МПа и пределом прочности при растяжении 235–285 МПа. Предел прочности магниевых сплавов, полученных методом SLM, может достигать 300 МПа. Обычно это связано с природой данного процесса сплавления, когда за один раз плавится очень небольшое количество материала и происходит его быстрое затвердевание, что приводит к более однородной микроструктуре по всей детали. Химический состав также однороден по всей детали, что обеспечивает более высокую прочность, чем у литых образцов. Однако относительное удлинение у деталей, изготовленных по технологии SLM, обычно меньше, что может быть связано с их микропористостью и оксидными включениями в результате неоптимизированного процесса сплавления [20].

В работе [21] исследованы свойства сплава AZ91D, изготовленного по технологии SLM, при растяжении при различных параметрах лазера. Установлено, что подводимая лазерная энергия оказывает существенное влияние на механические свойства. Пределы прочности (296 МПа) и текучести (254 МПа) постепенно снижались с уменьшением подводимой лазерной энергии до 274 и 237 МПа соответственно. Это связано с низкими относительной плотностью и растворимостью твердой фазы в матрице α -Mg,

а также с меньшим количеством интерметаллидных включений $\beta\text{-Al}_3\text{Mg}_2$. При использовании подхода к образованию слоев установлено, что направление нанесения частиц порошка в процессе SLM влияет на анизотропию свойств при растяжении. Слои, нанесенные в направлении вдоль длины образцов (например, параллельно, в направлении X), обычно демонстрируют более высокий предел прочности при растяжении, чем образцы со слоями, нанесенными перпендикулярно их длине (в направлении Y или Z). Данный фактор требует дополнительного изучения и дальнейшего исследования. Кроме того, выполнение процедуры горячего изостатического прессования (ГИП) после процесса SLM может значительно снизить анизотропное механическое поведение деталей благодаря уменьшению их пористости.

Метод прямого лазерного осаждения

Метод прямого лазерного осаждения (Direct Laser Deposition – DLD) реализован на экспериментальной установке, состоящей из лазера LS-1-K с оптической головкой IPGP FLW-D50V, промышленного робота KUKA KR-30 HA с поворотным-наклонным позиционером KUKA DKP-400 и систем подачи инертного газа на линию наплавки (рис. 5, б).

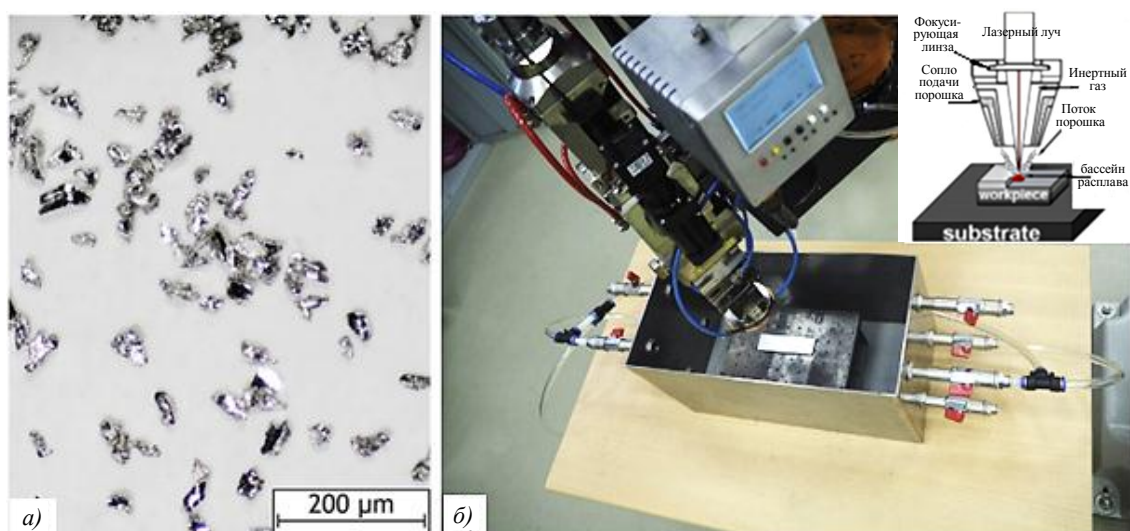


Рис. 5. Микроструктура порошка магния (а) и экспериментальная установка, используемая при технологии прямого лазерного осаждения (DLD) (б) с типичной схемой процесса DLD

В исследовании, представленном в работе [22], в качестве сырья использовали магниевый порошок МПФ-4 (ГОСТ 6001–79). Для обеспечения стабильного процесса получения образца применяли защитную герметичную камеру из нержавеющей стали с постоянной подачей аргона (99,993 % Ar) в соответствии с ГОСТ 10157–79. Такая камера (рис. 5, б) обеспечивает безопасную работу с легковоспламеняющимися материалами. Робототехника и лазерное оборудование имели необходимое программное обеспечение для управления процессом осаждения и плавления порошка. При формировании образцов использовали газопорошковую смесь из порошка магния и гелия. Процесс пошагового формирования проводили с применением лазерного луча диаметром 2,5 мм в защитной среде аргона и гелия. Подачу газопорошковой смеси в ванну расплава осуществляли из двух сопел питателя. Защитный газ гелий подавали через два других сопла модуля. Магниевый сплав МА20, % (по массе): 0,04 Mn; 0,05 Si; 0,005 Ni; 0,04 Fe; 0,03 Cu; 0,02 Al; 1,25 Zn; 0,20 Ce; 0,10 Zr; 0,002 Be и остальное Mg – служит в качестве подложки, на которой формируется образец.

На рис. 6 представлена микроструктура образца из магниевого сплава МА20, полученная с использованием металлографического микроскопа, перед измерениями методом сканирования вибрирующим электродом (сканирующей зондовой микроскопии), а также внешний вид поверхности образца магния, сформированного с помощью технологии DLD.

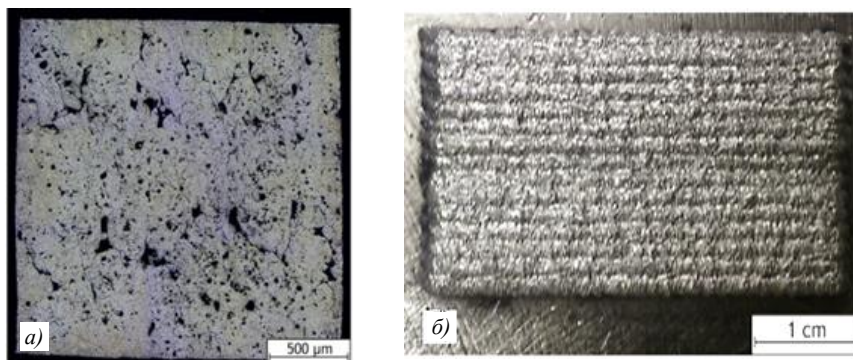


Рис. 6. Микроструктура (а) и внешний вид поверхности (б) образца из магниевого сплава МА20, полученного с помощью технологии DLD

В результате применения метода DLD получены дорожки из магния толщиной 6; 15 и 30 мм. Активная поверхность образца магния, изготовленного по данному методу, для локализованных измерений составляла $2,1 \times 2,1 \text{ мм}^2$ (рис. 6, а). Внешний вид образца свидетельствует, что имеются четкие границы между путями прохождения лазерного луча по поверхности, которые являются грубыми и со множеством нерасплавленных сферических частиц.

На рис. 7, а и б представлены микроструктуры поперечного сечения образца магния, полученные на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ). Видно, что дефектность материала невысокая, при этом по краю дорожки есть трещины. Все края дорожек расположены близко друг к другу и образуют хорошую металлическую связь между двумя соседними слоями, несмотря на наличие микропористости в структуре материала [22].

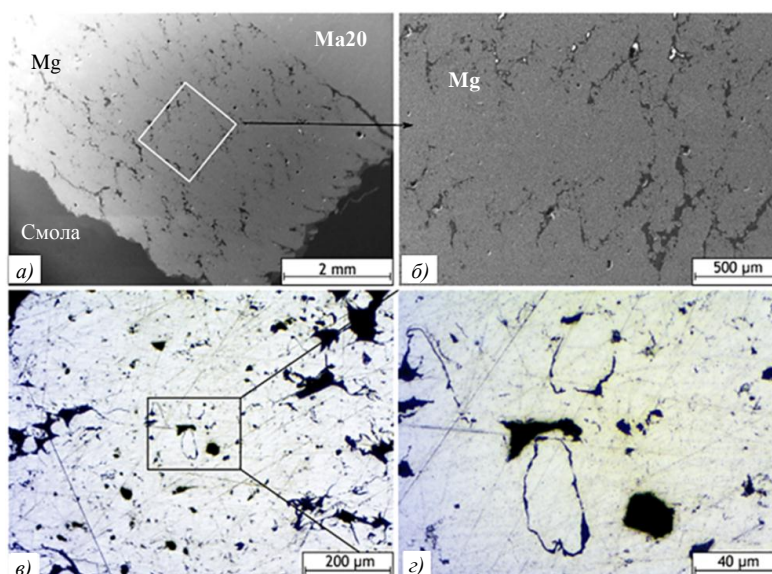


Рис. 7. Микроструктуры поперечного сечения образца магния, сформированного по технологии DLD, полученные на сканирующем электронном (а, б) и металлографическом микроскопах (в, г)

Установлено, что высота наплавки от прохода лазерного луча составляет $0,37 \pm 0,08$ мм, а ширина $1,12 \pm 0,09$ мм. Поскольку луч имеет диаметр $\sim 2,5$ мм, то часть каждого слоя уже сваренного порошка подвергается переплавке, что не только улучшает металлическую связь между соседними дорожками и слоями, но также имеет важное значение в формировании микроструктуры. Кроме того, видны следы в поперечном сечении образца (рис. 7, а, б). При нанесении следующего слоя по границам зоны плавления могут возникнуть трещины между слоями. Таким образом, на рис. 7 представлены подробные сведения о следе, образовавшемся после плавления порошка, показана неоднородная микроструктура. В процессе DLD для достижения высокой адгезии сплавленных частиц расстояние между соседними дорожками должно быть меньше диаметра лазерного луча. На рис. 7, в и г показано, что нерасплавленные частицы расположены преимущественно на границах следов. Микроструктура образца, полученного по технологии DLD, характеризуется мелкозернистостью вследствие быстрого затвердевания, что приводит к высокой прочности и микротвердости. В то же время данные, представленные на рис. 6, а и рис. 7, свидетельствуют о микропористой структуре с наличием микродефектов. Деформация образца обусловлена остаточными термомеханическими напряжениями, возникающими в результате быстрого плавления и затвердевания. Таким образом, образец состоит из Mg-матрицы. Характеристики образцов, полученных методами прокатки и DLD, представлены в табл. 2 [22–24].

Таблица 2

Физико-механические свойства образцов из магниевго сплава, полученных методами прокатки и прямого лазерного осаждения (DLD) [22]

Метод получения	Пористость, %	Плотность, кг/м ³	Микротвердость, ГПа	Модуль упругости, ГПа
Холодная прокатка + термообработка (отжиг при температуре 200 °С)	0	1738	0,60±0,11	35±2
DLD	6	1622	0,49±0,09	30±4

Аддитивное производство методом печати проволоки

Альтернативным методом аддитивного производства является дуговая сварка (Wire-arc Additive Manufacturing – WAAM), которая представляет собой направленное распределение энергии (Directed Energy Deposition – DED). В системе DED используют тепловую энергию для плавления материала по мере его осаждения [25].

При применении системы DED на основе метода WAAM (рис. 8) требуется металлическая проволока, которая подается с постоянной скоростью и плавится дугой на ранее нанесенные слои. Метод WAAM основан на двух способах сварки – с использованием вольфрамовой (TIG) и стальной или иной (MIG) проволоки с инертным газом. По сравнению с другими процессами DED данная технология имеет следующие преимущества: высокая скорость осаждения, рациональное использование материалов и более низкая стоимость [26].

Для дуговой сварки магниевго сплава AZ31B на основе MIG его скорость подачи влияет на микроструктуру образца. Более мелкие зерна наблюдались по мере увеличения скорости подачи. Обнаружено также, что при применении метода WAAM производят компоненты с более высокой плотностью по сравнению со сплавлением порошков. Прочность при растяжении компонентов, изготовленных данным методом, сопоставима с прокатом сплава AZ31B. При использовании технологии WAAM

микроструктура магниевого сплава AZ80M аналогична микроструктуре при закалке сплава AZ80M после литья, предел прочности составляет 308 МПа [27, 28].

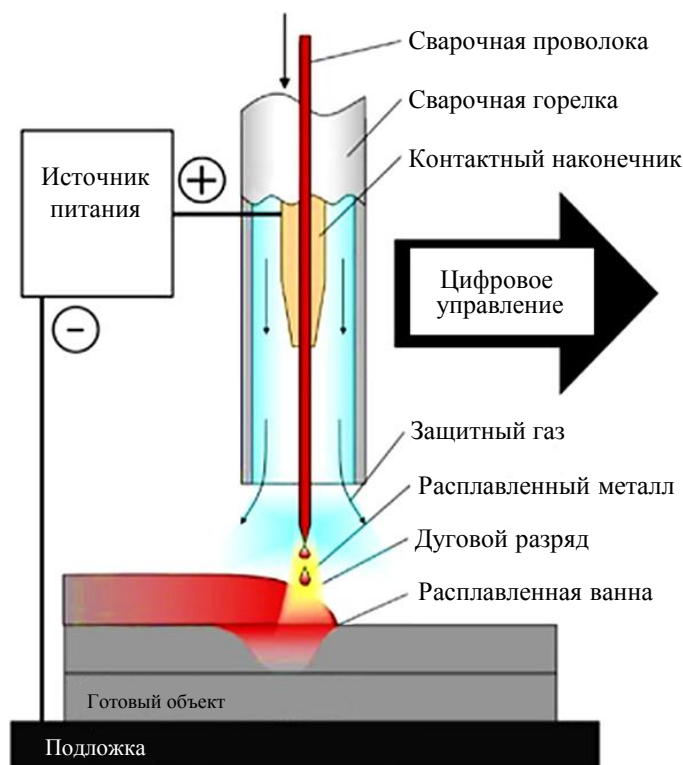


Рис. 8. Нанесение материалов для аддитивного производства с помощью проволоочной дуги

При дуговой сварке на основе TIG магниевого сплава AZ31 обнаружено, что качество наплавки сильно зависит от частоты дугового разряда в процессе наплавки. Рябь при осаждении, как показано на рис. 9, становится более тонкой по мере увеличения частоты образования дуги. При более высокой частоте импульсов поверхность становится более гладкой.

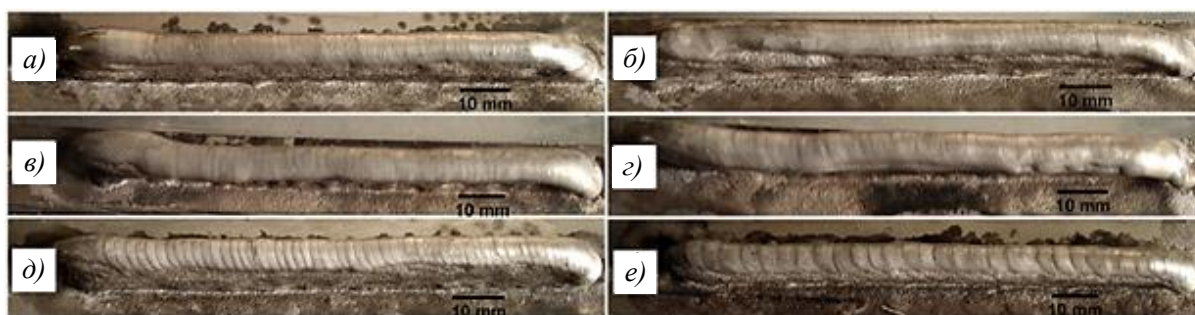


Рис. 9. Вид образцов из магниевого сплава AZ31, полученных с использованием технологии WAAM, при частоте дугового разряда 500 (а), 100 (б), 10 (в), 5 (г), 2 (д) и 1 Гц (е)

На рис. 10 показано, что оптимальная ширина толстостенного образца с гофрированной однородной поверхностью составила 19 мм, трещин или пор не выявлено. Расстояние между соседними линиями плавления составляло ~4 мм. Структура образца представлена в виде равноосных зерен мелкозернистой структуры [29].

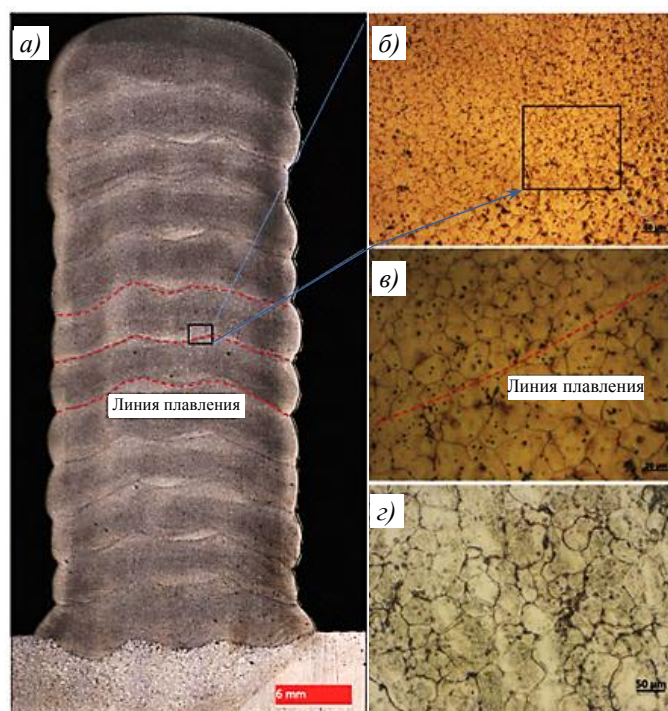


Рис. 10. Общая макроструктура толстой стенки образца из магниевого сплава AZ91 (а), микроструктуры ее средней области с низким (б) и высоким увеличением (в) и литой подложки (г)

В работе [30] использовали экструдированную проволоку из магниевого сплава AZ80M диаметром 1,6 мм, % (по массе): 8,0 Al; 0,5 Zn; 0,1 Ca; 0,2 Y и остальное – Mg. Однопроходную стенку из 50 слоев наносили при переменном токе. Каждый слой создавали перемещением сварочной дуги по прямой в одном и том же направлении. Параметры наплавки: пиковый ток 120 А, базовый ток 75 А, частота 8 Гц, скорость подачи проволоки 1150 мм/мин и скорость перемещения 300 мм/мин. Осажденные стенки вырезаны в направлении поперечного сечения для исследования его микроструктуры. Затем образцы протравлены с использованием следующего раствора: 1 г пикриновой кислоты + 5 г щавелевой кислоты + 1 мл уксусной кислоты + 1 мл азотной кислоты + 150 мл дистиллированной воды. Фазовый анализ выполняли с помощью энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (EDS) и рентгеновской дифракции (XRD, X'pert Pro). Испытание на растяжение проводили на универсальной разрывной машине MTS-CMT5105.

На рис. 11 представлена микроструктура поперечного сечения осажденной стенки в различных областях. Видно, что нет никаких очевидных дефектов (трещин, пор или неполного плавления), возникающих в осажденной стенке или между металлом и подложкой. Микроструктура в разных областях сильно различалась. Согласно теории традиционной сварки, ее можно разделить на микроструктуру верхней, межслойной переходной, промежуточной и нижней зон дуги. При осаждении материала скорость охлаждения намного выше, чем при равновесном процессе кристаллизации, поэтому образцы демонстрируют закаленную структуру в том виде, в котором они были отлиты. Структура верхней зоны дуги (рис. 11, б) состояла из большого количества равноосных и дендритных зерен. Во время следующего осаждения верхняя часть слоя наплавки переплавлялась в сварочную ванну под действием высокотемпературной дуги, а затем повторно затвердевала с образованием нового слоя наплавки. Столбчатые зерна (рис. 11, г) образовывались вблизи линии плавления и постепенно переходили вверх к равноосным зернам, что в основном связано с градиентом температуры между сварочной ванной и отложением. Вторая фаза частично растворилась из-за теплового

эффекта дуги, вызванного последующим процессом осаждения. Промежуточная зона (рис. 11, д) показывает общую микроструктуру большей части стены. Между ванной расплава и подложкой существует значительный температурный градиент, в результате чего столбчатое зерно растет вдоль линии сплавления и постепенно превращается в столбчатое зерно большего размера.

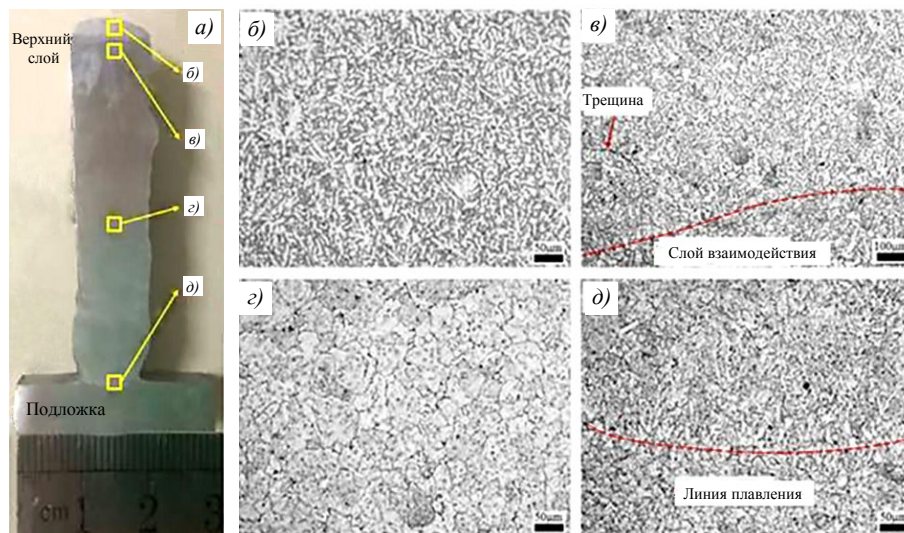


Рис. 11. Поперечный разрез и микроструктура поперечного сечения образца из магниевого сплава AZ80M, полученного методом WAAM: а – общий вид; б – зона верхней дуги; в – межслойная переходная область; г – промежуточная зона; д – нижняя зона

На рис. 12 представлены рентгенограммы верхней зоны дуги и промежуточной зоны магниевого сплава AZ80M. Схожие положения пиков рентгенограммы в двух зонах указывают на то, что фазовых превращений в процессе сварки не происходило. Фазовый состав состоит из α -Mg, β -Mg₁₇Al₁₂ и небольшого количества Al₂Y. Разница между двумя кривыми заключается в дифракционном пике β -Mg₁₇Al₁₂, что связано с пониженным содержанием этой фазы в промежуточном слое. На рис. 13 показаны микроструктуры верхней зоны дуги и промежуточной зоны, полученные с помощью СЭМ. Яркая белая фаза представляет собой эвтектику Mg–Al (β -Mg₁₇Al₁₂) [30].

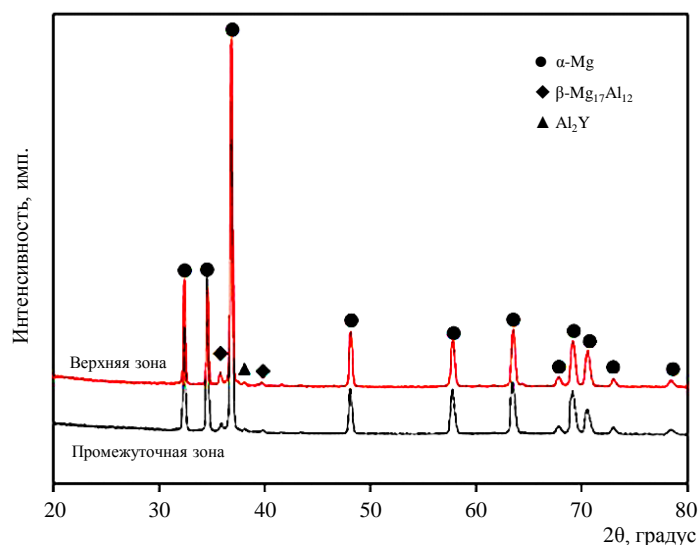


Рис. 12. Рентгенограммы верхней и промежуточной зон магниевого сплава AZ80M

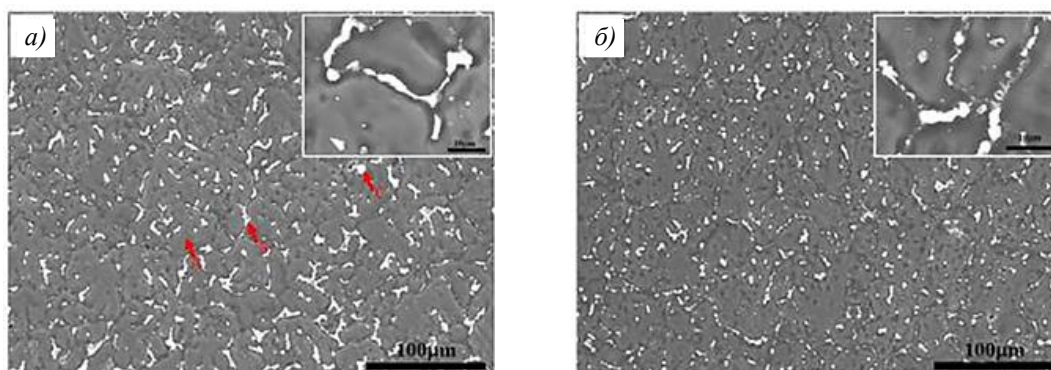


Рис. 13. Микроструктуры верхней (а) и промежуточной зон (б) магниевого сплава AZ80M, полученные на сканирующем электронном микроскопе

Результаты испытаний магниевого сплава AZ80M показаны на рис. 14. Средние значения пределов прочности и текучести, а также относительного удлинения выборок в горизонтальном направлении составляли 308,7; 146 МПа и 15,4 % соответственно, что явно больше, чем у образцов в вертикальном направлении (237,3; 119 МПа и 12,2 %). Как показано на рис. 11, д, неоднородность структуры и небольшое количество микродефектов приводят к снижению несущей способности вертикальных образцов. Кроме того, текстура также оказывает определенное влияние на анизотропию свойств растяжения в разных направлениях. Исследование микроструктуры с обеих сторон разрушенного образца показало, что структуры излома по обе стороны от горизонтального образца более однородные, в то время как вертикальные образцы явно разрушены в зоне межслойного перехода [30].

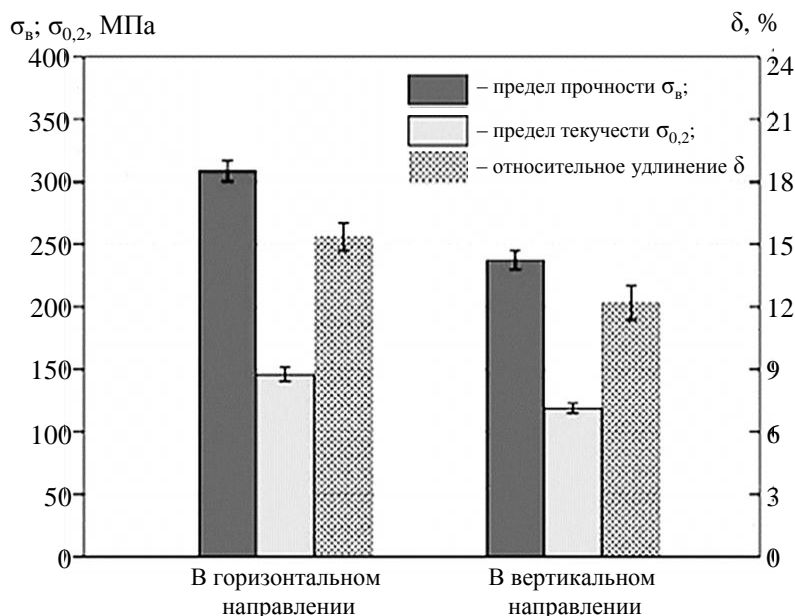


Рис. 14. Механические свойства магниевого сплава AZ80M, полученного методом дуговой сварки

В табл. 3 представлено сравнение механических свойств образцов из магниевых сплавов, полученных по технологии WAAM и традиционным методом литья.

Сравнение механических свойств образцов из магниевых сплавов, полученных традиционным литьем и методом дуговой сварки (WAAM)

Сплав	Метод получения	Предел прочности		Предел текучести		Относительное удлинение, %	
		МПа					
		в направлении					
		поперечном	продольном	поперечном	продольном	поперечном	продольном
AZ91	WAAM	245	250	–	–	16,3	17,5
AZ31	WAAM	152	210	–	–	7,5	10,6
AZ80M	WAAM	308	237	146	119	15,4	12,2
AZ91(МЛ5)	Литье	230–240		105–115		2–5	
ВМЛ18	Литье	250–260		90–100		7–12	

Заключения

В настоящее время образцы из магниевых сплавов, полученные методами аддитивного производства, не уступают по механическим характеристикам образцам, изготовленным традиционными методами:

– метод SLM позволяет получить значения предела прочности при растяжении до 296 МПа и плотности до 100 %;

– методом прямого лазерного осаждения получены образцы с пористостью 6 %, микротвердостью 0,49 ГПа и модулем упругости 30 ГПа;

– метод печати проволоки с помощью дуговой сварки магниевых сплавов AZ80M обеспечивает мелкозернистую структуру, аналогичную структуре, полученной при закалке сплава AZ80M после литья, и предел прочности при растяжении 308 МПа.

Установлено, что оптимальным методом аддитивного производства деталей из магниевых сплавов является метод печати проволоки с помощью дуговой сварки, основными преимуществами которого, по сравнению с другими методами, являются: высокая скорость осаждения, рациональное использование материалов и более низкая стоимость.

Обнаружено также, что с использованием метода WAAM производят компоненты с более высокой плотностью и меньшим содержанием дефектов, таких как поры, трещины или неполное плавление.

К характерным тенденциям мирового рынка аддитивного производства можно отнести стремительное развитие технологии 3D-печати, увеличение объема выпускаемых деталей в качестве готовых изделий, а также снижение сроков их изготовления и себестоимости материалов.

Библиографический список

1. Каблов Е.Н. Доминанта национальной технологической инициативы. Проблемы ускорения развития аддитивных технологий в России // *Металлы Евразии*. 2017. № 3. С. 2–6.
2. Каблов Е.Н. Настоящее и будущее аддитивных технологий // *Металлы Евразии*. 2017. № 1. С. 2–6.
3. Каблов Е.Н., Акинина М.В., Волкова Е.Ф., Мостяев И.В., Леонов А.А. Исследование особенностей фазового состава и тонкой структуры литейного магниевых сплавов МЛ9 в литом и термообработанном состояниях // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 2 (59). С. 17–24. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-17-24.

4. Леонов А.А., Трофимов Н.В., Дуюнова В.А., Уридия З.П. Тенденции развития литейных магниевых сплавов с повышенной температурой воспламенения (обзор) // Труды ВИАМ. 2021. № 2 (96). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.04.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-3-9.
5. Волкова Е.Ф., Мостяев И.В., Акинина М.В. Сравнительный анализ анизотропии механических свойств и микроструктуры деформированных полуфабрикатов из высокопрочных магниевых сплавов с РЗЭ // Труды ВИАМ. 2018. № 5 (65). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.03.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-5-24-33.
6. Дуюнова В.А., Молодцов С.В., Леонов А.А., Трапезников А.В. Применение методов компьютерного моделирования при изготовлении сложноконтурной отливки // Труды ВИАМ. 2019. № 11 (83). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 07.04.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-11-3-11.
7. Князев А.Е., Востриков А.В. Рассев порошков в аддитивном и гранульном производствах (обзор) // Труды ВИАМ. 2020. № 11 (93). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 08.04.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-11-11-20.
8. Egorkin V.S., Gnedenkov S.V., Sinebryukhov S.L. et al. Increasing thickness and protective properties of PEO-coatings on aluminum alloy // *Surface and Coatings Technology*. 2018. Vol. 334. P. 29–42.
9. Mohedano M., Blawert C., Zheludkevich M.L. Cerium-based sealing of PEO coated AM50 magnesium alloy // *Surface and Coatings Technology*. 2015. Vol. 269. P. 145–154.
10. Sinebryukhov S.L., Gnedenkov A.S., Mashtalyar D.V., Gnedenkov S.V. PEOcoating/substrate interface investigation by localised electrochemical impedance spectroscopy // *Surface and Coatings Technology*. 2010. Vol. 205. P. 1697–1701.
11. Gnedenkov A.S., Sinebryukhov S.L., Mashtalyar D.V., Gnedenkov S.V. Microscale morphology and properties of the PEO-coating surface // *Physics Procedia*. 2012. Vol. 23. P. 98–101.
12. Gnedenkov A.S., Sinebryukhov S.L., Mashtalyar D.V., Gnedenkov S.V. Protective properties of inhibitor-containing composite coatings on a Mg alloy // *Corrosion Science*. 2016. Vol. 102. P. 348–354.
13. Zhang Y., Blawert C., Tang S. et al. Influence of surface pre-treatment on the deposition and corrosion properties of hydrophobic coatings on a magnesium alloy // *Corrosion Science*. 2016. Vol. 112. P. 483–494.
14. Li Z., Jing X., Yuan Y., Zhang M. Composite coatings on a Mg-Li alloy prepared by combined plasma electrolytic oxidation and sol-gel techniques // *Corrosion Science*. 2012. Vol. 63. P. 358–366.
15. Cui X., Lin X., Liu C. et al. Fabrication and corrosion resistance of a hydrophobic micro-arc oxidation coating on AZ31 Mg alloy // *Corrosion Science*. 2015. Vol. 90. P. 402–412.
16. Zhao J., Xie X., Zhang C. Effect of the graphene oxide additive on the corrosion resistance of the plasma electrolytic oxidation coating of the AZ31 magnesium alloy // *Corrosion Science*. 2017. Vol. 114. P. 146–155.
17. Guo X., Du K., Guo Q. et al. Experimental study of corrosion protection of a three-layer film on AZ31B Mg alloy // *Corrosion Science*. 2012. Vol. 65. P. 367–375.
18. Kruth J., Mercelis P., Van Vaerenbergh J. et al. Binding mechanisms in selective laser sintering and selective laser melting // *Rapid Prototyping Journal*. 2005. Vol. 11. P. 26–36.
19. Wei K., Wang Z., Zeng X. Influence of element vaporization on formability, composition, microstructure, and mechanical performance of the selective laser melted Mg–Zn–Zr components // *Materials Letters*. 2015. Vol. 156. P. 187–190.
20. Vyasraj M., Gururaj P., Manoj G., Selective Laser Melting of Magnesium and Magnesium Alloy Powders: A Review // *Metals*. 2017. Vol. 7. P. 1–35.
21. Bar F., Berger L., Jauer L. et al. Laser additive manufacturing of biodegradable magnesium alloy WE43: a detailed microstructure analysis // *Acta Biomaterialia*. 2019. Vol. 98. P. 36–49.
22. Gnedenkov S.V., Sinebryukhov S.L. Magnesium fabricated using additive technology: Specificity of corrosion and protection // *Journal of Alloys and Compounds*. 2019. Vol. 808. P. 151629.

23. Arrabal R., Mota J., Criado A. et al. Assessment of duplex coating combining plasma electrolytic oxidation and polymer layer on AZ31 magnesium alloy // *Surface and Coatings Technology*. 2012. Vol. 206. P. 4692–4703.
24. Song B., Dong S., Zhang B. et al. Effects of processing parameters on microstructure and mechanical property of selective laser melted Ti₆Al₄V // *Materials Letters*. 2012. Vol. 35. P. 120–125.
25. ASTM F2792–12a. Standard Terminology for Additive Manufacturing. West Conshohocken, 2013. P. 1–3.
26. Takagi H., Sasahara H., Abe T., Sannomiya H. et al. Material-property evaluation of magnesium alloys fabricated using wire-and-arc-based additive manufacturing // *Additive Manufacturing*. 2018. Vol. 24. P. 498–507.
27. Vorndran E., Moseke C., Gbureck U. 3D printing of ceramic implants // *MRS Bulletin*. 2015. Vol. 40. P. 127–136.
28. Meininger S., Moseke C., Spatz K. et al. Effect of strontium substitution on the material properties and osteogenic potential of 3D powder printed magnesium phosphate scaffolds // *Materials Letters*. 2019. Vol. 98. P. 1145–1158.
29. Ji B., Junqi S., Shengsun H. et al. Microstructure and mechanical properties of AZ91 Mg alloy fabricated by cold metal transfer additive manufacturing // *Materials Letters*. 2020. Vol. 276. P. 128185.
30. Yangyang G., Houhong P., Lingbao R., Gaofeng Q. Microstructure and mechanical properties of wire arc additively manufactured AZ80M magnesium alloy // *Materials Letters*. 2019. Vol. 247. P. 4–6.