

В этом выпуске:

- ***3D-печать металлом в машиностроении***
- ***Огнестойкие материалы для SLS: от лабораторного стандарта к серийному производству в регулируемых отраслях***
- ***Что можно напечатать на SLS принтере в 2026 году: реальные детали, российские материалы и оборудование***

Что печатают сегодня · Инженерия аддитивного производства · Новые материалы · Контроль качества и метрология · События · Фотоотчет

Электронное издание «АПГрейд» №2 (II) апрель/июнь 2026

Редакция

Главный редактор:
Родина Екатерина, моб. +7 (925)
806-88-88, e-mail: info@industry3d.ru.

Распространение

Журнал «АПГрейд» выходит четыре раза в год, ежеквартально, в формате бесплатного цифрового издания.

Точность содержания

Издатель прилагает все возможные усилия для обеспечения достоверности информации, однако не несет ответственности за возможные ошибки, упущения или их последствия. Редакция не отвечает за мнения и заявления авторов и рекламодателей, которые могут не совпадать с позицией издателя.

Условия размещения статей

Редакция принимает статьи от авторов из России и других стран. Принятые к публикации материалы могут быть отредактированы (по согласованию с авторами) для соответствия стилистике издания. Редакция оставляет за собой право отказать в публикации материалов, не соответствующих тематике и стилю журнала, а также в случае ограниченного объема номера.

Реклама

Реклама, размещаемая в издании, должна соответствовать этическим нормам. Однако факт публикации рекламы не является гарантией качества товаров и услуг, а также достоверности заявлений производителей.

Издание «АПГрейд» доступно для бесплатного скачивания на сайте <https://industry3d.ru>.

О чем наше издание

Мы освещаем темы 3D-печати, метрологии, научные разработки и автоматизации производств.

Целевая аудитория

Издание будет полезно широкому кругу читателей, чья профессиональная деятельность или интересы связаны с инновациями, технологиями и производством:

- Инженерам и конструкторам
- Руководителям производств и техническим директорам
- Ученым и исследователям
- Предпринимателям и стартапам
- Студентам и преподавателям
- Архитекторам и дизайнерам
- Медицинским специалистам
- Инвесторам и аналитикам
- Энтузиастам и любителям технологий

Основные темы

Аддитивные технологии, аддитивное производство, прямое цифровое производство, 3D-печать, 3D-сканирование, робототехника, искусственный интеллект, цифровизация, цифровая трансформация, обратный инжиниринг, безопасное производство, гибкое производство, интеллектуальные платформы, быстрое прототипирование, цифровые фабрики, центры аддитивного производства, 3D-фермы, гибридное производство, экспертиза, интервью с лидерами рынка.

В номере:

3D-печать металлом в машиностроении.....6

Влияние методов постобработки на микроструктуру и механические свойства образцов из титанового сплава Ti6Al4V, изготовленных методом лазерного плавления порошкового слоя.....12

Огнестойкие материалы для SLS: от лабораторного стандарта к серийному производству в регулируемых отраслях.....28

Что можно напечатать на SLS принтере в 2026 году: реальные детали, российские материалы и оборудование.....33

Уйдут ли предприятия от классической метрологии?.....40

Влияние метода лазерного облучения горячей проволокой и промежуточного слоя из сплава на основе Ni на механические свойства и микроструктуру при аддитивном производстве твёрдого сплава WCCo.....45

Влияние режимов наплавки в проволочно-дуговом аддитивном производстве на основе GMAW на твёрдость, износостойкость и коррозионное поведение стенок из сплава Al5356.....60

Календарь событий на июль-октябрь.....80

Фотоотчет мероприятий.....81



Коллаж на титульном листе создан с использованием нейросети.

Подписывайтесь на наши группы и каналы в соцсетях:

Телеграм: t.me/infoindustry3d

Вконтакте: vk.com/media_industry3d

Дзен: dzen.ru/industry3d



АДГРЕЙД

— единственный российский новостной медиа-ресурс о промышленном аддитивном производстве с

собственным экспертным мнением.

Освещаем главные новости и тренды в сфере промышленных аддитивных технологий, 3D-сканирования, метрологии, автоматизации и цифровизации современных производств.

Подготовка статей, обзоров, интервью, освещение важных событий.

Гибкие тарифные планы по сотрудничеству в любом формате.

Пишите нам на info@industry3d.ru.

Читайте нас на industry3d.ru.



Аддитивные технологии: от эффектных лозунгов к зрелости и доказуемости

В этом номере мы сознательно уходим от эффектных лозунгов и сосредотачиваемся на том, что действительно определяет развитие аддитивных технологий сегодня: на управлении структурой, свойствами и воспроизводимостью результатов. Если отбросить маркетинг, именно эти три фактора по-прежнему остаются узким местом отрасли.

Материалы выпуска это подтверждают. Исследование по аддитивному производству твёрдого сплава WC-Co показывает, насколько критична роль неочевидных параметров — таких как метод лазерного облучения и использование промежуточных слоёв на основе никеля. Речь идёт не о косметических улучшениях, а о прямом влиянии на микроструктуру и механические свойства, то есть на пригодность детали к реальной эксплуатации.

Аналогичная логика прослеживается в работе по титановому сплаву Ti6Al4V. Постобработка здесь выступает не «дополнительной опцией», а обязательным этапом, без которого невозможно обеспечить стабильные характеристики. Это

важный сигнал для рынка: сама по себе печать не решает задачу, она лишь открывает цепочку технологических решений, где каждая стадия критична.

Третье исследование — по WAAM с использованием сплава Al5356 — демонстрирует ещё одну проблему, которую часто недооценивают: вариативность свойств в зависимости от режимов. Твёрдость, износостойкость, коррозионное поведение — всё это чувствительно к параметрам наплавки. Универсальных «рецептов» нет, и попытки их найти, как показывает практика, приводят к ошибочным обобщениям.

На этом фоне особенно показателен обзор по применению металлической 3D-печати в машиностроении. Вопрос «что можно напечатать» постепенно вытесняет более честный: «что экономически и технологически оправдано печатать». И ответы здесь гораздо сдержаннее, чем принято считать.

Отдельный блок материалов посвящён инфраструктуре: российским металлическим порошкам и оборудованию, работающему с ними, а также песчаным

материалам, связующим и химии для печати. Это не самая «громкая» тема, но именно она определяет независимость и устойчивость производства. Без контролируемого сырья любые разговоры о масштабировании остаются теорией.

Мы также рассматриваем оборудование — SLS-системы и промышленные 3D-сканеры — как инструменты, а не как самоцель. Их ценность определяется не характеристиками в вакууме, а тем, насколько они встроены в производственную цепочку и решают конкретные задачи.

Если обобщить, этот номер не про «прорывы». Он про зрелость. Про необходимость считать, проверять и сомневаться. Аддитивные технологии уже вышли из стадии, где достаточно демонстрации возможностей. Сейчас требуется доказуемость — в свойствах, в повторяемости, в экономике.

И, возможно, главный вывод звучит не слишком вдохновляюще, но честно: сложность не уменьшается. Она просто становится более управляемой. 



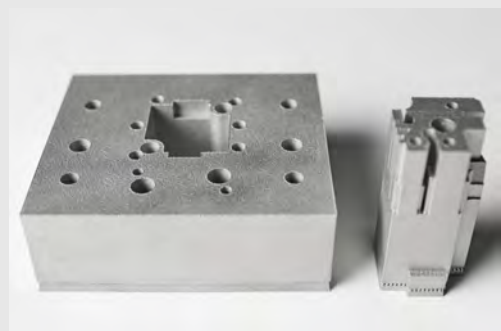
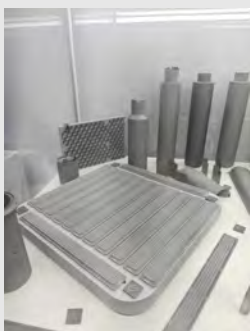
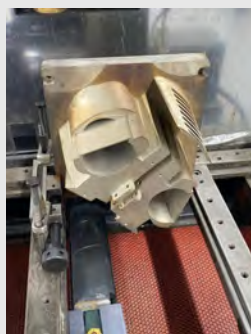
3D-печать металлом в машиностроении: какие детали реально можно напечатать в 2026 году



Прочти
меня на
сайте

3D-печать металлом в машиностроении уже давно используется не только для прототипов, но и для выпуска функциональных изделий, оснастки, запасных частей и ремонтных операций. Если говорить предметно, то на 3D-принтере из металла сегодня изготавливают реальные детали для производства: элементы механизмов, корпусные узлы, вставки пресс-форм, детали турбомашин и дефицитные запасные части. Поэтому вопрос для промыш-

ленного предприятия звучит не как «можно ли печатать металл», а как «какие металлические детали действительно стоит переводить в аддитивное производство». На практике 3D-печать металлических деталей имеет смысл там, где есть сложная геометрия, внутренние каналы, малая или средняя серия, высокая стоимость оснастки или задача быстро получить рабочую деталь без долгого производственного цикла.





Пример детали в разрезе со сложными полостями

Где 3D-печать металлом действительно применяют в машиностроении?

Металлические детали на 3D-принтере изготавливают не для всей номенклатуры подряд, а для тех изделий, где традиционные методы упираются в ограничения по срокам, геометрии или технологичности. В реальном производстве это прежде всего сложнопрофильные детали, изделия с внутренними каналами, малотиражные компоненты, ремонт дорогих узлов и выпуск специализированной оснастки.

Основу промышленного сегмента составляет SLM/DMLS, то есть селективное лазерное плавление металлического порошка. Для восстановления и ремонта применяют DED/LMD, а для отдельных задач используют процессы со связующим или металлонаполненным сырьём с последующим спеканием, однако основной массив функциональных деталей для машиностроения по-прежнему относится именно к порошковой лазерной 3D-печати металлом.



Детали механизмов и силовые элементы для 3D-печати металлом

Одна из наиболее практичных категорий — детали механизмов, которые сложно или невыгодно изготавливать традиционно в малой серии. Сюда относятся зубчатые колёса, венцы, вал-шестерни, кулачки и комбинированные детали, где несколько функциональных элементов объединены в одном теле изделия.

3D-печать металлических деталей механизмов интересна не как универсальная замена мехобработки, а как способ изготавливать изделия со сложным внутренним строением, зонами облегчения, интегрированными посадочными поверхностями и

нестандартной конфигурацией. Это особенно актуально для специального машиностроения, опытных партий, нестандартных приводов и узлов, где выпуск оснастки и длинная цепочка переходов ради нескольких деталей оказывается избыточной.

В эту же группу входят кронштейны, узлы крепления, рамные и ферменные элементы. Аддитивные технологии в машиностроении позволяют проектировать такие детали с решётчатыми и топологически оптимизированными зонами, снижая массу и одновременно сохраняя функциональные поверхности под мехобработку, контроль и сборку.



Корпусные детали и изделия с внутренними каналами

Корпусные детали для гидравлики, пневматики и других агрегатов — одна из сильнейших областей, где 3D-печать металлом даёт конструкторам и производству реальный эффект. На 3D-принтере из металла изготавливают корпуса насосов, гидравлических блоков, распределителей, клапанов, редукторов и других узлов, в которых нужно совместить внешнюю прочность с развитой внутренней системой каналов и полостей.

При классическом производстве такие металлические детали часто требуют большого числа операций: литья, сверле-

ния пересекающихся каналов, установки заглушек, сварки или сборки из нескольких частей. 3D-печать позволяет сформировать внутреннюю геометрию сразу в теле изделия, уменьшить число соединений и снизить зависимость конструкции от ограничений режущего инструмента.

Именно поэтому в промышленной практике отдельно рассматривают печать коллекторов, распределительных блоков и компактных теплообменников. Если изделие содержит сложную сеть внутренних каналов, развилки потоков, зоны интенсификации теплообмена или труднодоступные полости, 3D-печать становится не демонстрационной, а вполне прикладной технологией.



3D-печать оснастки, штампов и вставок пресс-форм

Оснастка — одна из самых зрелых областей применения металлического аддитивного производства. В первую очередь речь идёт о вставках пресс-форм, отдельных элементах штампов, матрицах, пуансонах и других деталях инструмента, где важно управлять охлаждением, теплосъёмом и локальной геометрией рабочей зоны.

Производство оснастки особенно востребовано там, где нужно реализовать конформные каналы охлаждения. В отличие от прямолинейных каналов, выполненных сверлением, такие каналы повторяют контур рабочей поверхности, что позволяет более равномерно отводить тепло от отливки или литой детали. Именно вставки пресс-форм с внутренними каналами считаются одним из наиболее отработанных и технологически оправданных сценариев применения металло-АМ в промышленности.

Помимо формообразующих вставок, делают специальные приспособления: сборочные кондукторы, сварочные прихваты, держатели, шаблоны и нестандартный



инструмент. Для производственного предприятия это важно потому, что такие изделия часто нужны быстро, в единичном или малосерийном количестве и под конкретную номенклатуру.

Турбомашины, энергетика и транспортное машиностроение

Отдельная группа — металлические детали для высокотемпературных и высоконагруженных узлов. Здесь речь идёт о лопатках, горелочных наконечниках, элементах камер сгорания, компонентах газовых трактов и других деталях турбомашин, где требуется жаропрочный материал, сложная форма и точный контроль внутренних каналов охлаждения.

Аддитивное производство особенно уместно там, где в одной детали нужно совместить сложную внешнюю геометрию и внутренние каналы, недоступные обычной мехобработке. Поэтому такие технологии уже заняли заметное место в энергетическом машиностроении, авиационном двигателестроении и ряде направлений транспортного машиностроения.

Смежное направление — автомобильные и транспортные компоненты: впускные и выпускные коллекторы, патрубки, элементы систем охлаждения и смазки, кронштейны и корпусные детали сложной формы. Такие металлические детали на 3D-принтере изготавливают прежде всего там, где важны компактная внутренняя компоновка, снижение массы и возможность быстро модернизировать конструкцию без переналадки большого традиционного производства.

Запасные части и ремонт деталей

Для промышленных предприятий особенно практичен сценарий, когда 3D-печать используют для выпуска запасных частей и снятых с производства компонентов. Речь может идти о крышках, кронштейнах, корпусных элементах, зубчатых деталях и других позициях, которые нужны в ограниченном количестве, но должны быть рабочими и функциональными.

Ещё одно важное направление — ремонт и восстановление дорогостоящих узлов. Технологии направленного подвода энергии и наплавки, такие как DED/LMD, применяют для восстановления изношенных зон на лопатках, валах, корпусах и инструменте. В таком сценарии аддитивный процесс работает не как способ изготовить деталь с нуля, а как технология локального восстановления с последующей термообработкой и мехобработкой.

С точки зрения производства это важный вывод: это не только выпуск новых изделий, но и инструмент ремонтной стратегии, локализации сервиса и продления ресурса дорогостоящего оборудования.

Какие материалы используют

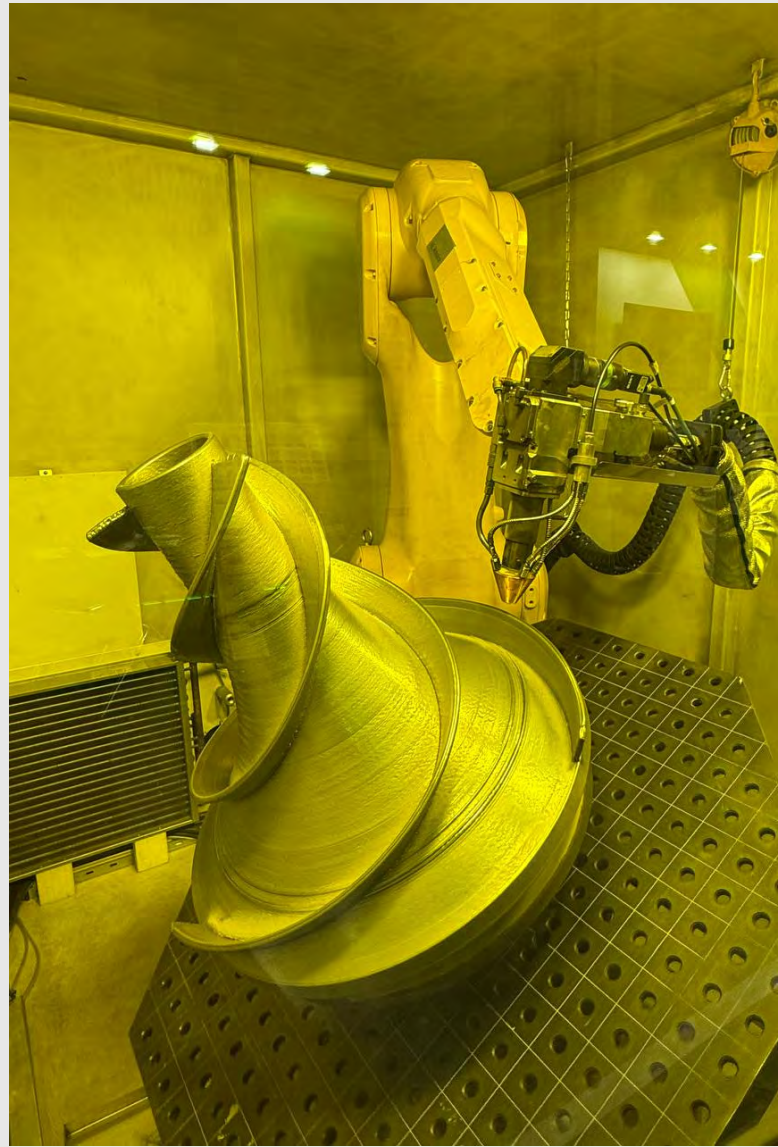
Номенклатура материалов уже достаточно широка. Для корпусных деталей, крепёжных и силовых элементов часто используют нержавеющие стали, включая 316L и 17-4PH; для оснастки — инструментальные стали; для лёгких конструкций — алюминиевые сплавы; для высоконагруженных и высокотемпературных узлов — титановые и никелевые сплавы.

Выбор материала определяется не только механическими свойствами, но и требованиями к герметичности, рабочей температуре, коррозионной стойкости, постобработке и финишной мехобработке. Поэтому разговор о том, что можно напечатать всегда должен вестись через конкретную связку: тип детали, рабочая среда, нагрузка и подходящий материал.

Когда деталь действительно стоит рассматривать для 3D-печати

Не каждая металлическая деталь выигрывает от аддитивного производства. Это важно понимать. Простые тела вращения, типовые фланцы, пластины, валы и другие изделия с простой геометрией обычно рациональнее производить традиционными методами, особенно в крупной серии.

Если предприятие оценивает, какие детали стоит перевести на аддитивное производство, в первую очередь нужно



DED печать

смотреть на следующие признаки:

- сложная внутренняя геометрия или развитая сеть каналов;
- малая или средняя серия;
- возможность объединить несколько деталей в одну;
- высокая стоимость или длительный цикл изготовления оснастки;
- задача ремонта, восстановления или выпуска дефицитной запасной части.

Именно такие критерии и определяют сегодняшнюю реальную зону применения технологии. Поэтому корректнее спрашивать не «что можно напечатать из металла вообще», а какие детали для производства уже сейчас подходят под 3D-печать металлом лучше, чем под литьё, сварку или обработку из цельной заготовки. 🌐

Отечественные SLM 3D-ПРИНТЕРЫ

AM.TECH
Технологии Аддитивного Производства

RU СДЕЛАНО
В РОССИИ

Минимизация
отходов

Высокая
прочность
изделий

Производство
сложной
геометрии

Многообразие
материалов



НАДЁЖНОЕ РЕШЕНИЕ ДЛЯ ВЫСОКОТОЧНОЙ ПЕЧАТИ
МЕТАЛЛОМ В ПРОМЫШЛЕННОМ МАСШТАБЕ

Fe, Ni, Co, Al, Ti
используемые порошки



+7 (499) 350 50 73
office@am-tech.ru
am-tech.ru





Прочти
меня на
сайте

Влияние методов постобработки на микроструктуру и механические свойства образцов из титанового сплава Ti6Al4V, изготовленных методом лазерного плавления порошкового слоя

Аннотация

Метод лазерного плавления порошкового слоя (LPBF) позволяет изготавливать высокоточные компоненты из металлических порошков, что трудно достижимо традиционными методами. Компоненты, полученные методом LPBF, могут характеризоваться пористостью и неблагоприятной микроструктурой, что затрудняет их дальнейшую обработку. Поэтому выбор надлежащих методов постобработки имеет решающее значение, поскольку они снижают пористость, уменьшают остаточные напряжения и стабилизируют микроструктуру.

Целью данной работы являлось определение влияния методов постобработки на микротвердость и

микроструктуру образцов из титанового сплава Ti6Al4V, изготовленных методом LPBF в различных ориентациях построения. В качестве методов постобработки рассматривались: горячее изостатическое прессование (ГИП) при различных температурах (910 °C, 1150 °C, 1250 °C), отжиг при 1020 °C и прессование в крученом угловом канале (TCAP) с каналом 90° и спиральным выходом.

Целью данной работы являлось определение влияния методов постобработки на микротвердость и микроструктуру образцов из титанового сплава Ti6Al4V, изготовленных методом LPBF в различных ориентациях построения. В качестве методов постобработки рассматривались:

горячее изостатическое прессование (ГИП) при различных температурах (910 °C, 1150 °C, 1250 °C), отжиг при 1020 °C и прессование в крученом угловом канале (TCAP) с каналом 90° и спиральным выходом.

Ориентация построения существенно определяла эффективность ГИП и процессов термической обработки. Более высокая микротвердость наблюдалась на поперечном сечении, перпендикулярном направлению 3D-печати, в образцах, построенных в плоскости XZ. Процесс LPBF определяет исходное состояние материала, ГИП уменьшает дефекты и гомогенизирует структуру, термическая обработка стабилизирует фазы и повышает пластичность, а TCAP позволяет

дополнительно улучшить механические свойства. Такой подход не только снижает пористость, но и достигает благоприятного компромисса между твердостью и пластичностью, что непосредственно влияет на надежность компонентов в ответственных приложениях.

Введение

Титановый сплав Ti6Al4V является наиболее широко применяемым титановым материалом в инженерных приложениях, требующих высокого соотношения прочности к массе и коррозионной стойкости. Его популярность обусловлена двухфазной микроструктурой $\alpha + \beta$ и целенаправленным подбором легирующих элементов, стабилизирующих фазы. Сплав Ti6Al4V трудно обрабатывается традиционными методами. Альтернативные методы производства позволяют получать сложные формы. В этом контексте аддитивное производство (АП) становится естественным выбором, поскольку формирование компонентов послойно позволяет

создавать геометрически сложные изделия. Это обеспечивает изготовление как прототипов и оснастки (быстрое прототипирование), так и готовых изделий.

Среди наиболее распространенных методов АП металлов — селективное лазерное плавление (SLM), прямое лазерное спекание металлов (DMLS) и электронно-лучевое плавление (EBM), при которых слои металлического порошка расплавляются лазерным или электронным лучом. Преимущество АП-технологий заключается в возможности производить детали сложной геометрии из труднообрабатываемых сплавов.

Лазерное плавление порошкового слоя (LPBF) — это процесс селективного плавления тонких слоев порошка высокомоощным лазерным лучом. Растущее число исследований показывает, что правильно подобранные параметры процесса LPBF и постобработки могут обеспечить механические свойства, сопоставимые или даже превосходящие свойства

деформированных сплавов. При этом очень высокие скорости нагрева/охлаждения и крутые термические градиенты при LPBF формируют микроструктуры со значительными остаточными напряжениями, существенно отличающимися от получаемых традиционными методами.

Для LPBF преимущественно используются металлические материалы: нержавеющая сталь, титан, алюминий, кобальт-хром и сплавы на основе никеля. Наиболее характерной особенностью Ti6Al4V, обработанного методом LPBF, является склонность к формированию мартенситной фазы α' . Образование фазы α' сопровождается высокими остаточными напряжениями и анизотропией материала, обусловленной процессом LPBF. Кроме того, в структуре материала заготовки могут оставаться дефекты процесса LPBF — микропоры, включения и несплавления. Усталостная долговечность сплава Ti6Al4V, полученного АП, зависит от зарождения трещин на микроструктур-



Схема LPBF сплава Ti6Al4V

Постобработка образцов

ных элементах и дефектах.

Более того, твердая фаза α' повышает прочность материала, одновременно снижая пластичность. Это создает проблему для последующей обработки компонентов, полученных LPBF. Поэтому необходима соответствующая постобработка.

Первым процессом постобработки, рассматриваемым в данной работе, является горячее изостатическое прессование (ГИП). Этот процесс способствует росту зерен, что приводит к снижению предела прочности (эффект Холла-Петча). Чрезмерно высокие температуры могут привести к утолщению фазы α и снижению прочности материала.

Вторым этапом постобработки, анализируемым в данной работе, является дополнительная термическая обработка (отжиг). Отжиг — это обработка, которая уменьшает остаточные

напряжения и стабилизирует микроструктуру. Отжиг также позволяет растворить или перестроить иглы α' и утолщить ламели α . К распространенным видам термической обработки относятся обработка на твердый раствор и старение для формирования стабильной микроструктуры $\alpha + \beta$. Третьим процессом постобработки, рассматриваемым в данной работе, является прессование в крученом угловом канале (ТСАР) — метод интенсивной пластической деформации (ИПД), который позволяет вводить очень большие пластические деформации без существенного изменения поперечных размеров заготовки. ТСАР приводит к сильному измельчению зерен и формированию плотной дислокационной сетки, что обеспечивает повышение прочности и, при надлежащем контроле параметров, улучшение баланса

пластичность. В случае Ti6Al4V этот процесс может улучшить механические свойства материалов при условии тщательного подбора параметров обработки.

Материал

Для изготовления образцов методом LPBF использовался сферический порошок Ti6Al4V, поставляемый компанией Linde Advanced Material Technologies Inc. (Данбери, штат Коннектикут, США). Морфология металлического порошка определялась с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ) SU-70 (Hitachi, Токио, Япония). Анализ морфологии частиц Ti6Al4V показал, что их размеры находились в диапазоне 30-50 мкм. Химический состав порошка Truform определен производителем — компанией Praxair Surface Technologies (Спидуэй, штат Индиана, США). Титан формирует Лазерное плавление порошкового слоя

Для изготовления прямоу-



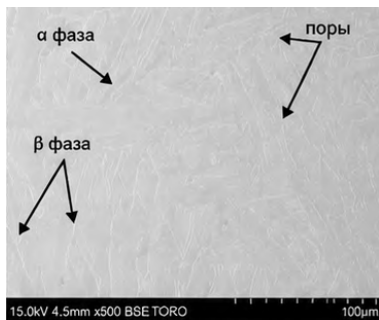
СЭМ



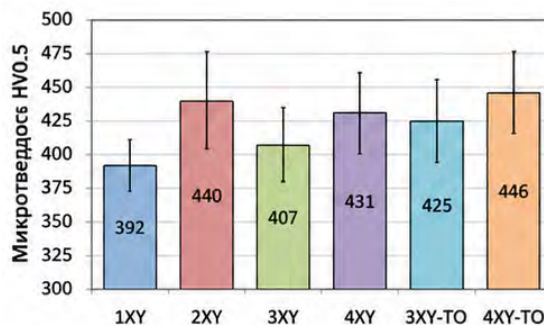
Микротвердость



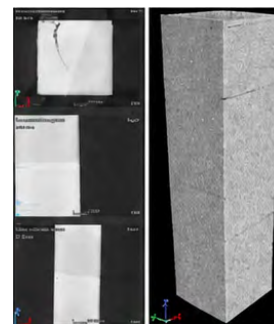
КТ



СЭМ -ГИП и УПВК



Микротвердость



КТ-ГИП

гольных образцов размером 15 x 15 x 60 мм методом LPBF использовалась установка RenAM 500S Flex (Renishaw plc, Вудчестер, Великобритания). Параметры обработки, представленные в таблице, были выбраны на основе рекомендаций документации установки RenAM 500S Flex и предварительных испытаний.

Технологические параметры процесса SLM

Параметр	Значение
Мощность лазера	400 Вт
Скорость сканирования	800 мм/с
Диаметр лазерного пятна	0,075 мм
Стратегия сканирования	Полосчатая штриховка
Расстояние штриховки	0,1 мм
Толщина слоя	0,06 мм
Температура предварительного нагрева	170 °C

Применение технологий аддитивного производства обеспечивает точное изготовление компонентов, однако их конечные свойства существенно зависят от направления 3D-печати.

Образцы печатались в плоскости XY и плоскости XZ.

Свойства образцов, полученных методом LPBF, оценивались в исходном состоянии после построения, после ГИП при различных температурах, а также после ГИП в сочетании с термической обработкой или ТСАР.

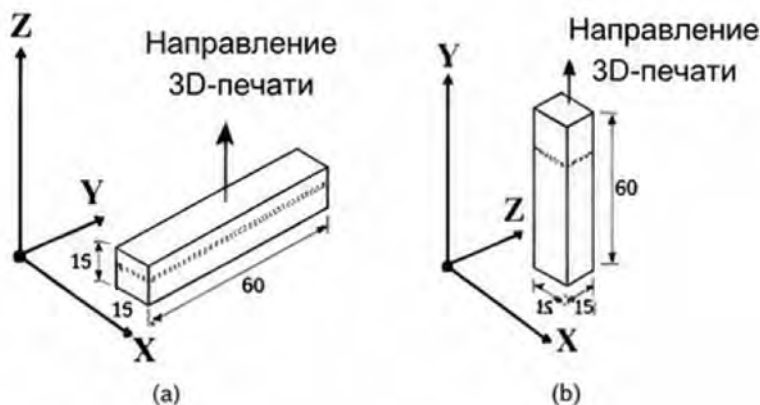


Схема LPBF-построения в плоскостях: (a) XY и (b) XZ

Горячее изостатическое прессование

ГИП проводилось при различных температурах (910 °C, 1150 °C, 1250 °C) в течение 240 мин. Для титановых сплавов стандартная температура ГИП обычно находится в диапазоне 900-950 °C при давлениях 100-200 МПа. План исследования, включающий все обозначения образцов и условия обработки, представлен в таблице.

План исследования

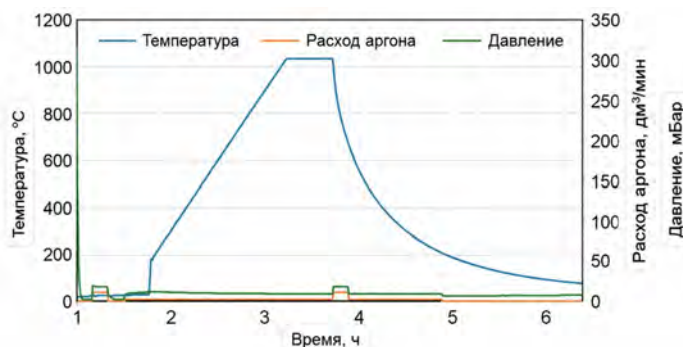
Ориентация 3D-печати	Обозначение образца	Без пост-обработки	ГИП	ТО	ТСАР
XY	1XY	+			
	2XY		+ (910 °C)		+
	3XY-HT		+ (1150 °C)	+	
	3XY		+ (1150 °C)		
	4XY-HT		+ (1250 °C)	+	
	4XY		+ (1250 °C)		
XZ	5XZ				+
	6XZ		+ (910 °C)		
	7XZ-HT		+ (1150 °C)	+	
	7XZ		+ (1150 °C)		
	8XZ-HT		+ (1250 °C)	+	
	8XZ		+ (1250 °C)		

Термическая обработка

Компоненты из Ti6Al4V, полученные методом LPBF, демонстрируют значительно более высокие значения предела прочности и предела текучести по сравнению с деформированным или литым Ti6Al4V. В рамках экспериментального исследования проведена термическая обработка образцов после ГИП. Целью термообработки являлась стабилизация микроструктуры и снижение остаточных напряжений, введенных в

процессе LPBF. Отжиг проводился при 1020 °C в безвакуумных условиях и в атмосфере аргона. Для обеспечения сопоставимых условий в безвакуумной и

вакуумной печах параметры процесса были согласованы. Химический состав использованного порошка Ti6Al4V приведен в таблице.



Параметры термической обработки образцов Ti6Al4V, полученных LPBF



Химический состав порошка Ti6Al4V (масс.%)

Al	V	O	C	N	H	Fe	Ti
5,5-6,5	3,5-4,5	<0,2	<0,08	<0,05	<0,015	<0,25	основа

Прессование в крученном угловом канале

Для получения ультрамелкозернистой микроструктуры, обеспечивающей баланс между прочностью и пластичностью обрабатываемого материала, был применен процесс TCAP. Процесс TCAP проводился на прессе LabTest 5.2000CT (Рис. а) с максимальным усилием 2000 кН. Образцы нагревались до требуемой температуры (350 °С) с помощью резистивной нагревательной камеры (Рис. b).

С точки зрения обеспечения равномерного распределения деформации наиболее эффективным решением канала TCAP является комбинация углового канала 90° со спиральным выходом. Базовая геометрия канала определяется углами $\Phi_i = 90^\circ$ (внутренний угол канала) и $\Psi_i = 9,5^\circ$ (внешний угол канала) канала ECAP, а также радиусами скругления $R_1 = 0,2$ мм и $R_2 = 2,5$ мм. Угол наклона спирального канала составлял $\gamma = 10^\circ$.

Матрица TCAP была изготовлена из инструментальной стали HOTHVAR (Bohler-Uddeholm, Вена, Австрия). Предел прочности стали HOTHVAR составляет не



(a)



(b)

(a) Пресс LabTest 5.2000CT и (b) камера нагрева образцов

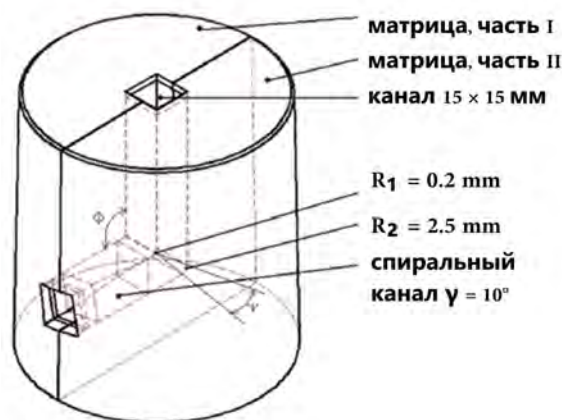


Схема инструмента TCAP



(a)



(b)

(a) Вид сбоку матрицы TCAP и (b) поперечное сечение матрицы TCAP со спиральным каналом

менее 2100 МПа, а твердость — не менее 54 HRC.

Образец 2XY был подвергнут ГИП при 910 °С, а образец 5XZ в исходном состоянии после построения был нагрет до 350 °С. В процессе обработки регистрировалось усилие формообразования. Для минимизации влияния трения на неоднородность обработанного методом ТСАР материала на поверхность заготовки наносилась смазка Thermocure.

Исследование микроструктуры

Микроструктурные наблюдения образцов, полученных методом LPBF, проводились с помощью стереомикроскопа Stemi 508 и оптического микроскопа Axio Imager M2m (Carl Zeiss AG, Оберкохен, Германия), оснащенного цифровой камерой, а также растрового электронного микроскопа SU-70 (Hitachi, Токио, Япония).

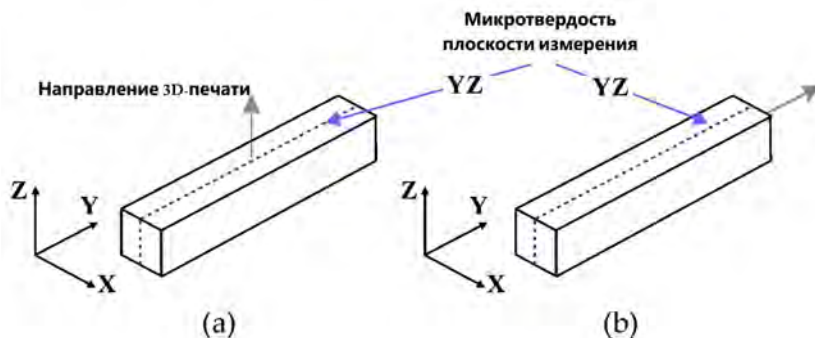
Металлографические образцы шлифовались абразивной бумагой с зернистостью от 250 до 4000 мкм. Затем образцы механически полировались с использованием алмазной суспензии (3 мкм и 1 мкм) и подвергались электрополировке. Химическое травление проводилось реактивом Кролла (2 части HF, 6 частей HNO₃ и 82 части H₂O).

Измерение микротвердости

Измерение микротвер-

дости образцов после LPBF и постобработки проводилось методом Виккерса (HV0,5) в соответствии со стандартом ISO 6507-1. Измерения выполнялись на твердомере Tukon 2500 (Wilson, Нью-Йорк, США) при

нагрузке 0,5 кгс и времени выдержки 15 с. Измерения микротвердости проводились на поперечных сечениях образцов, построенных в плоскостях XY (Рис. а) и XZ (Рис. b).

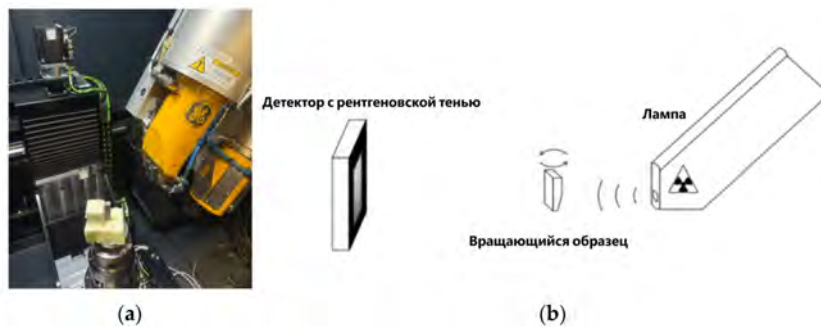


Плоскости измерения микротвердости для образцов, построенных в плоскостях (a) XY и (b) XZ

Компьютерная томография

Образцы, полученные LPBF, были подвергнуты неразрушающему контролю с помощью рентгеновской компьютерной томографии (КТ) для оценки внутренней пористости и обнаружения структурных дефектов. Использовалась КТ-система Nikon XT Н 225 ST (Nikon Metrology, Тринг, Великобритания) с микрофокусным рентгеновским источником

225 кВ (Рис. а). Процесс инспекции проводился в специализированной томографической камере, в которой каждый образец устанавливался на вращающемся столике между рентгеновским источником и плоскопанельным детектором (Рис. b). В ходе каждого исследования получали приблизительно 2000 проекций, разрешение измерений составляло около 20 мкм/воксель.



(a) Камера КТ-сканера и (b) схема процедуры рентгеновской КТ-визуализации



Реконструкция 3D-модели выполнялась с использованием алгоритмов коррекции, таких как AGC (автоматическая геометрическая коррекция) и коррекция ужесточения пучка. Обработка и анализ томографических данных проводились с помощью программного обеспечения VG Studio MAX 3.4 (Volume Graphics GmbH, Гейдельберг, Германия).

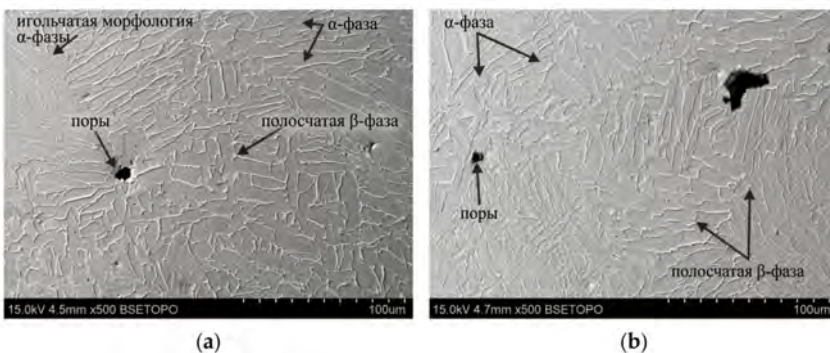
Результаты и обсуждение

Анализ микроструктуры

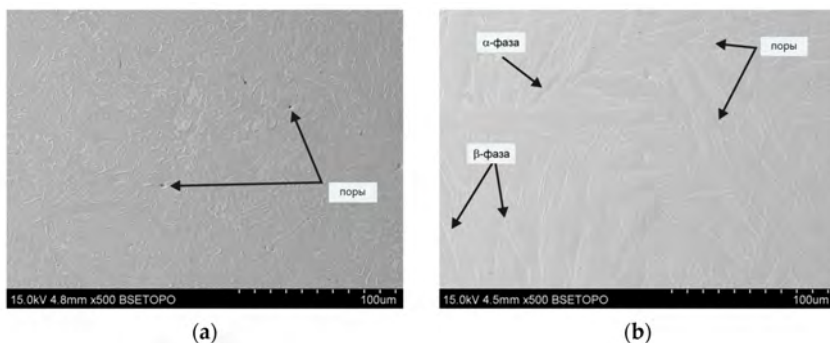
Анализ морфологии частиц Ti6Al4V показал, что их размеры находились в диапазоне 30-50 мкм. Химический состав порошка Ti6Al4V приведен в таблице.

Микроструктура исследованных образцов Ti6Al4V была изучена с учетом различных ориентаций построения и процессов постобработки. Во всех

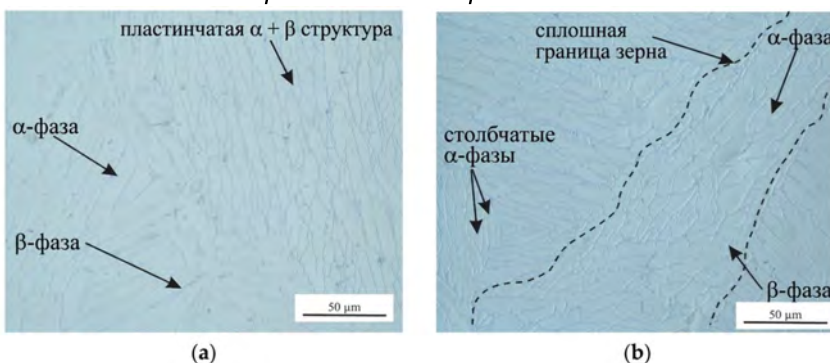
образцах в исходном состоянии после построения наблюдались игольчатые мартенситные иглы α' , расположенные линейно вдоль траекторий лазерного сканирования и соответствующие зонам сплавления последовательных слоев. Мартенситные иглы расположены в характерном паттерне, связанном с направлением лазерного сканирования.



РЭМ-микрофотография образца 1XY (исходное состояние после построения): (a) продольное сечение и (b) поперечное сечение относительно направления построения



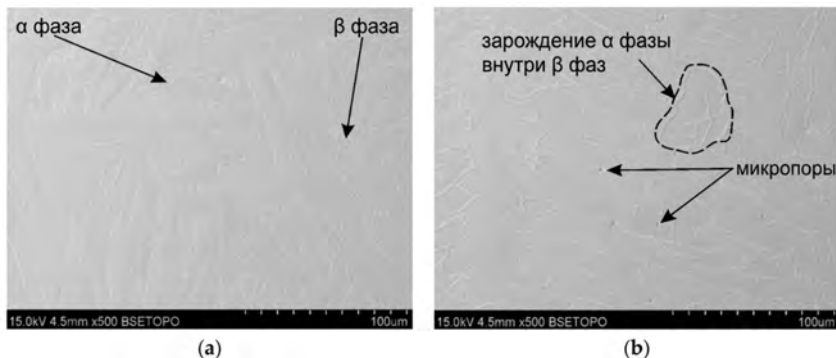
РЭМ-микрофотография образца 2XY после ГИП (910 °C) и ТСАР: (a) продольное сечение и (b) поперечное сечение относительно направления построения



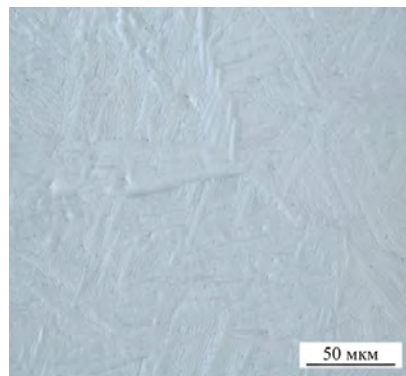
Оптическая микроструктура образца 3XY-НТ: (a) продольное сечение и (b) поперечное сечение относительно направления построения

В образце в исходном состоянии после построения (1XY) наблюдались многочисленные микропоры, являющиеся результатом недостаточного расплавления или наличия газа, захваченного в частицах порошка. После ГИП при 910 °C и при более высоких температурах (1150 и 1250 °C) было достигнуто значительное снижение пористости. Однако даже при давлении 200 МПа и температуре ГИП 1250 °C полностью устранить их невозможно, что показано на РЭМ-изображениях.

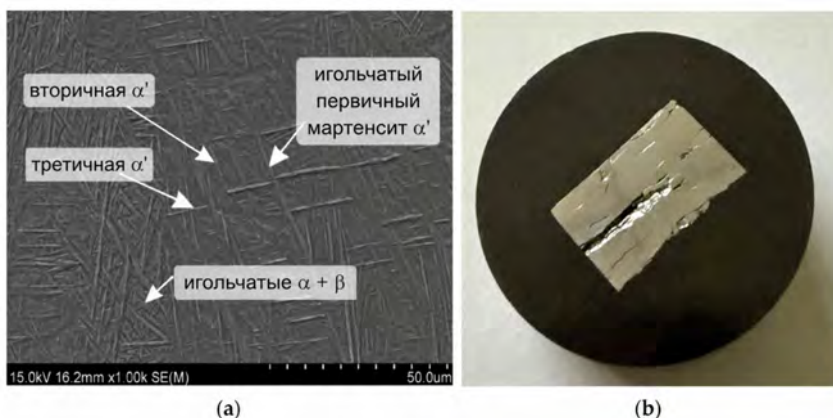
Образцы, построенные в плоскости XZ, демонстрируют иной микроструктурный паттерн по сравнению с образцами, построенными в плоскости XY. Построение в ориентации XZ приводит к формированию столбчатых первичных бета-зерен, ориентированных вдоль направления построения, что характерно для термических градиентов при LPBF.



РЭМ-микрофотографии образца 4XУ-НТ: (а) продольное сечение и (б) поперечное сечение относительно направления построения



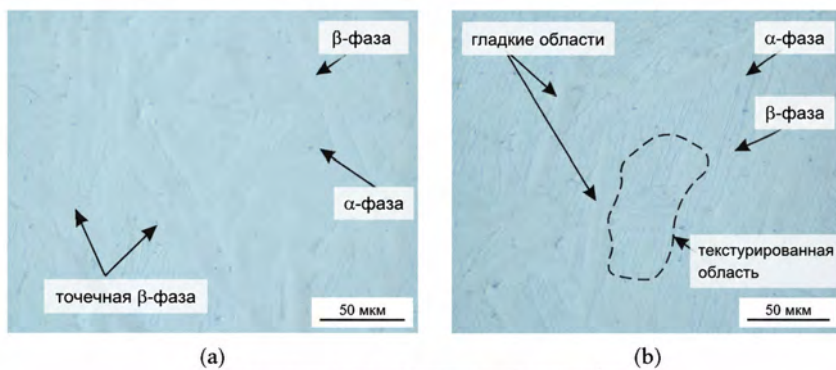
(а)



(а) РЭМ-микрофотография поперечного сечения образца 5XZ, построенного в плоскости XZ (исходное состояние после построения), и (б) вид поперечного сечения образца 5XZ



(б)

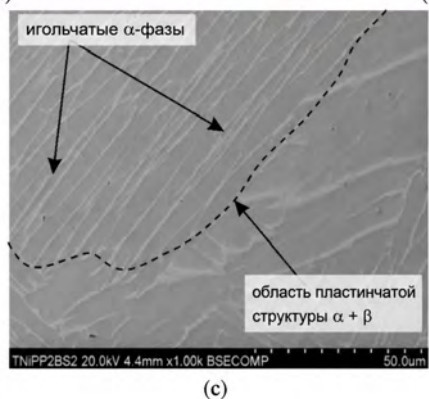


(а) (б)



(с)

Оптическая микроструктура образца 8XZ-НТ в (а) продольном сечении и (б) поперечном сечении относительно направления построения и (с) РЭМ-микрофотография



(с)

Оптическая микроструктура образца 7XZ-НТ в (а) продольном сечении и (б) поперечном сечении относительно направления построения и (с) РЭМ-микрофотография

Наблюдение трещин в образцах, подвергнутых процессу ТСАР, является особенно значимым. Как образец 2XУ, так и образец 5XZ получили обширные повреждения после этого процесса, что не позволило провести полный микрос-



структурный анализ. В образце, обработанном ГИП, наблюдалось сильное растрескивание по всему материалу. Для проверки того, являлся ли процесс ГИП причиной растрескивания, образец, построенный в плоскости XZ (5XZ) в исходном состоянии, также был подвергнут ТСАР, и растрескивание также наблюдалось. Многочисленные трещины свидетельствуют о высоких напряжениях, возникающих при интенсивной пластической деформации.

Температура фазового перехода $\alpha + \beta \leftrightarrow \beta$ в титановом сплаве Ti-6Al-4V составляет приблизительно 950-1000 °C. Точное значение температуры перехода зависит от химического состава материала. Liu и др. определили температуру бета-транзуса исходного Ti6Al4V как 975 +/- 5 °C. Процесс ГИП, проведенный при 910 °C, осуществлялся ниже температуры бета-транзуса, то есть исходная микроструктура $\alpha + \beta$ была сохранена. В случае обработки ТСАР образца 2XY (подвергнутого ГИП при 910 °C перед ТСАР) наблюдалось значительное измельчение зерен, что характерно для процессов ИПД.

В образце 4XY-НТ наблюдалась микроструктура видманштеттовского типа с более крупными пластинчатыми зернами $\alpha + \beta$. Аналогичное явление



Вид образцов после процесса ТСАР: (a) образец 2XY и (b) образец 5XZ

наблюдалось для образцов, построенных в плоскости XZ. Микроструктура образца 5XZ (исходное состояние) состояла из столбчатых первичных бета-зерен с мартенситом α' , что является следствием высокой скорости охлаждения. В термически обработанных образцах выше бета-транзуса игольчатый мартенсит α' более не наблюдается.

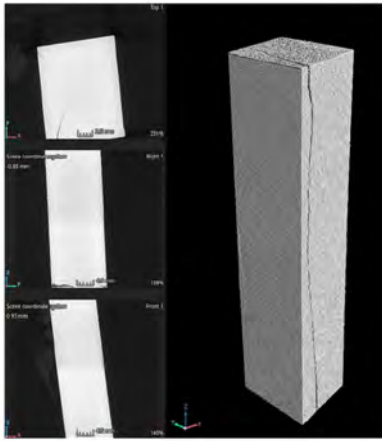
Образцы 7XZ-НТ и 8XZ-НТ, подвергнутые ГИП и термической обработке, характеризовались более однородной структурой и более мелкими зернами по сравнению с образцами в исходном состоянии. В этих образцах в некоторых областях обнаружена тонкая пластинчатая структура $\alpha + \beta$ с характерным переплетенным рисунком в некоторых зонах микрофотографии 5XZ в исходном состоянии, что можно интерпретировать как зарождение фазы α внутри фазы β . Эффект измельчения зерен улучшает однородность микроструктуры, что

выражается в более равномерных механических свойствах.

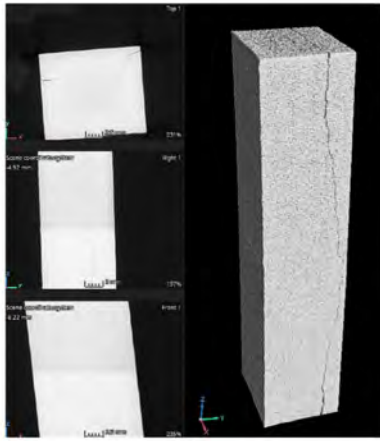
Анализ пористости

На основании полученных томографических снимков наблюдались отчетливые структурные различия между образцами, построенными в ориентациях XY и XZ. Образцы, построенные в плоскости XY (Рис. 16), характеризовались более однородным и связным распределением слоев, что свидетельствует о стабильном процессе с последовательным нанесением порошка. Образцы, построенные в плоскости XZ (Рис. 17), показали более выраженные межслоевые границы, обусловленные наблюдением поперечного сечения относительно направления построения, что характерно для процесса LPBF в ориентации XZ.

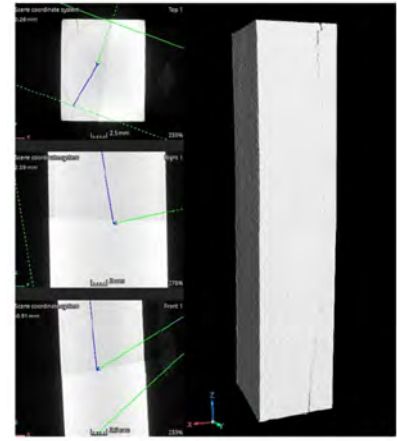
Анализ томографических изображений выявил наличие микротрещин, распространение которых соответствовало конкретной ориентации построения. В образцах, построен-



(a)

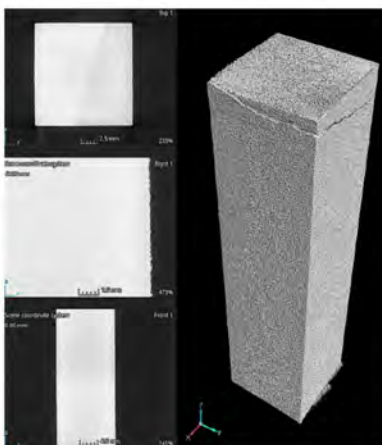


(b)

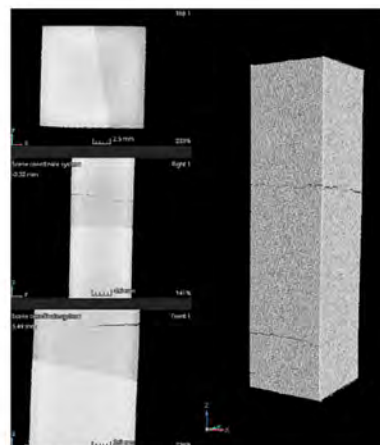


(c)

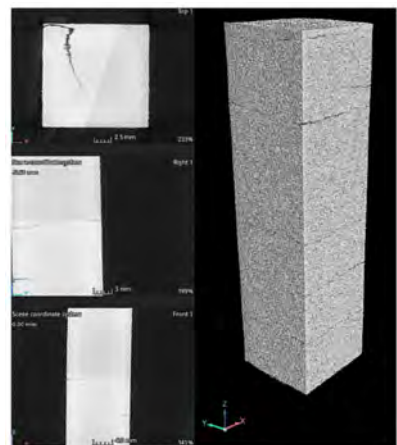
КТ-снимки образцов, полученных LPBF, после горячего изостатического прессования: (a) 2XY, (b) 3XY и (c) 4XY



(a)



(b)



(c)

КТ-снимки образцов, полученных LPBF, после горячего изостатического прессования: (a) 6XZ, (b) 7XZ и (c) 8XZ

ных в плоскости XY, распространение трещин наблюдалось в продольном направлении, параллельно осажденным слоям. Такое поведение согласуется с механизмами, описанными в литературе, которые указывают на то, что трещины имеют тенденцию распространяться по специфическим путям, часто совпадающим с растровыми линиями лазерного сканирования.

Химический состав

Точечный энергодисперсионный анализ (EDS), выполненный на выбран-

ных образцах, позволил оценить однородность распределения легирующих элементов. Во всех случаях титан являлся доминирующим элементом. В образце 1XY содержание ванадия варьировалось от 0,85 до 11,35 масс.%, что указывает на наличие локальной микросегрегации ванадия, связанной с неравновесными условиями затвердевания, характерными для процесса LPBF.

В образце 2XY, подвергнутом ГИП и TCAP, содержание ванадия находилось в

диапазоне 2,96-13,26 масс.%, что свидетельствует о том, что процесс TCAP способствовал дополнительному перераспределению легирующих элементов. В образце 4XY-НТ после ГИП при 1250 °С и термической обработки распределение ванадия выглядело более однородным.

В образце 5XZ содержание ванадия было очень стабильным и находилось в диапазоне 3,63-3,78 масс.%. В образцах 7XZ-НТ и 8XZ-НТ, подвергнутых ГИП и термической обработке, наблюда-



лись четкие различия в концентрации ванадия в фазах alpha и beta, при этом ванадий преимущественно обогащал фазу beta.

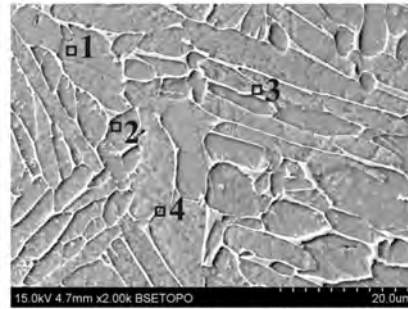
Микротвердость

Измерения микротвердости проводились в прямоугольной сетке $x * y$ (где x — ширина, а y — высота поперечного сечения).

Анализ распределения микротвердости показывает четкую корреляцию между температурой горячего изостатического прессования и результирующими значениями микротвердости, что согласуется с механизмом роста зерен и эффектом Холла-Петча. Микротвердость образца 1XY в исходном состоянии после построения не превышает 450 HV0,5. Процесс TCAP, которому предшествовала обработка ГИП, привел к значительному повышению микротвердости, достигающей приблизительно 500 HV0,5 и более по всему сечению. Микротвердость была ниже 400 HV0,5 лишь в нескольких точках.

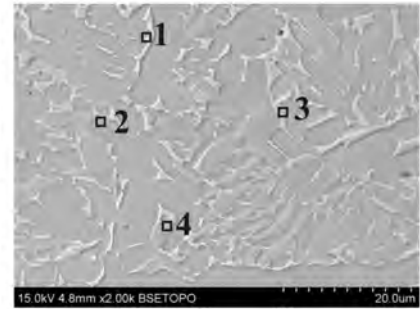
Процесс ГИП дополнительно снизил микротвердость приблизительно до 330-360 HV0,5 (образцы 3XY и 4XY), что согласуется с литературными данными о влиянии ГИП на микротвердость Ti6Al4V, обработанного LPBF.

Дальнейшее упрочнение образцов произошло в результате дополнительной термической обработки



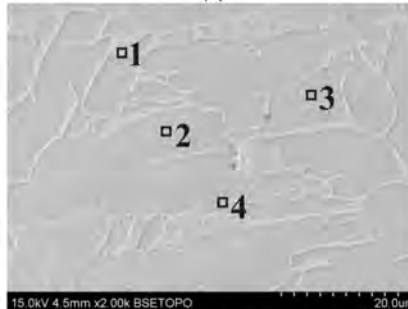
	Al	Ti	V
1	4.10	84.56	11.35
2	7.31	91.13	1.56
3	7.29	91.86	0.85
4	7.11	91.13	1.76

(a)



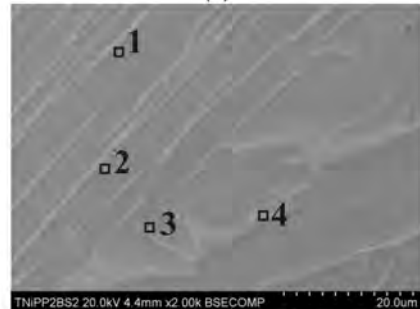
	Al	Ti	V
1	4.35	82.39	13.26
2	6.49	90.54	2.96
3	5.76	87.27	6.97
4	6.38	90.14	3.49

(b)



Масса, %	Al	Ti	V
1	3.87	80.99	15.13
2	6.67	89.98	3.36
3	6.84	91.88	1.27
4	5.35	88.88	5.76

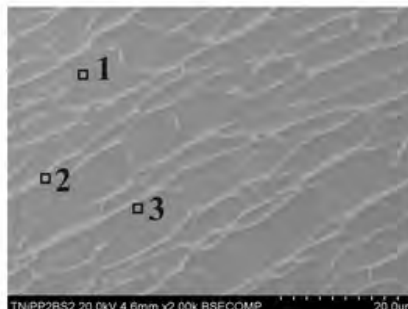
(c)



Масса, %	Al	Ti	V
1	5.79	90.59	3.63
2	5.86	90.36	3.78
3	5.94	90.54	3.52
4	5.94	90.54	3.52

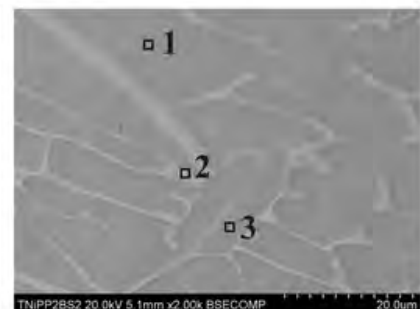
(d)

Результаты точечного EDS-анализа для образцов (a) 1XY, (b) 2XY, (c) 4XY-HT



Масса %	Al	Ti	V
1	7.02	90.75	2.23
2	4.53	83.72	11.75
3	7.04	90.46	2.50

(e)



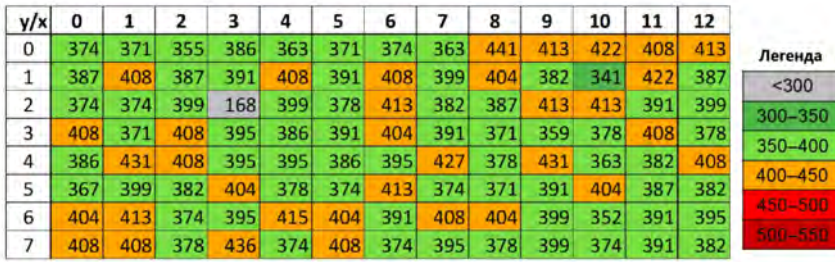
Масса%	Al	Ti	V
1	11.02	87.25	2.73
2	6.05	84.72	9.06
3	6.99	87.57	5.89

(f)

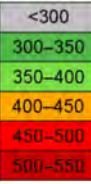
Результаты точечного EDS-анализа для образцов (d) 5XZ, (e) 7XZ-HT и (f) 8XZ-HT

после ГИП. Отжиг при 1020°C вызвал незначительное повышение твердости по сравнению с образцами, обработанными только ГИП. Отжиг при надлежащим образом подобранных условиях способствует

выделению мелких частиц фазы alpha в матрице beta. В результате образцы, построенные в плоскости XY, подвергнутые ГИП и дополнительному отжигу при 1020°C, показали значения микротвердости в диапазо-



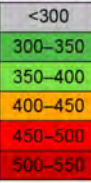
Легенда



(a)



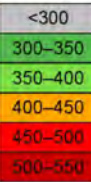
Легенда



(b)



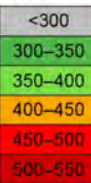
Легенда



(c)



Легенда



(d)

Измерения микротвердости (HV0,5) в прямоугольной сетке посередине поперечного сечения образцов: (a) 1XY, (b) 2XY, (c) 3XY



Легенда



(e)



Легенда



(f)

Измерения микротвердости (HV0,5): (d) 4XY, (e) 3XY-HT и (f) 4XY-HT

не 340-380 HV0,5.

Результат измерения микротвердости образца, подвергнутого процессу ТСАР после ГИП при 910 °С, показывает возрастающие значения микротвердости, обусловленные явлением деформационного упрочнения. Эти значения микротвердости были значительно выше, чем зафиксированные для образцов, подвергнутых только ГИП или ГИП с дополнительной термообработкой. Однако столь значительное увеличение микротвердости оказало негативное влияние — материал потерял пластичность и растрескался в процессе деформации.

Карты распределения микротвердости образцов, построенных в плоскости XZ, подтверждают, что образцы в исходном состоянии обладают высокими значениями микротвердости и наличием мартенсита alpha'. Анализ карт выявляет характерные отличия по сравнению с образцами, построенными в плоскости XY. В плоскости XZ направление 3D-печати перпендикулярно анализируемому поперечному сечению, что означает, что наблюдаемая микроструктура отражает паттерн послойного построения с другой перспективы.

По сравнению с образцом 1XY в исходном состоянии карты микротвердости показывают области с микротвердостью ниже



y/x	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
0	408	248	367	395	322	371	431	350	348	408	398	408	413
1	391	399	368	359	367	200	368	399	386	399	402	398	406
2	309	391	371	363	315	338	408	374	374	348	385	393	399
3	335	374	341	374	382	367	338	331	284	374	365	382	387
4	346	374	331	374	365	272	352	382	255	200	355	367	375
5	395	399	367	337	348	282	267	355	395	404	397	404	408
6	355	304	371	391	378	378	325	382	386	404	393	402	404
7	422	417	372	367	371	365	378	392	417	399	367	384	400

Легенда

<300
300-350
350-400
400-450
450-500
500-550

(a)

y/x	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
0	382	382	399	391	391	417	374	371	395	378	367	374	374
1	413	399	391	367	395	386	374	378	386	382	391	382	371
2	427	395	399	413	391	399	363	395	404	391	413	391	374
3	391	446	441	386	382	399	382	374	399	399	374	408	436
4	371	386	413	391	404	399	387	382	391	400	413	413	382
5	422	417	399	387	395	408	395	399	413	399	408	391	374
6	395	395	417	422	413	413	413	436	436	408	413	431	382
7	399	417	441	395	422	427	436	427	413	399	395	417	408

Легенда

<300
300-350
350-400
400-450
450-500
500-550

(b)

y/x	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
0	431	457	413	446	417	408	413	417	462	408	408	413	386
1	426	462	452	441	413	452	399	395	417	391	399	452	391
2	408	413	468	436	404	413	422	422	436	371	422	431	391
3	446	391	382	391	427	417	378	457	422	436	422	457	417
4	468	408	399	404	395	446	387	391	404	422	378	391	387
5	413	413	408	436	408	413	391	391	386	395	399	408	413
6	431	386	413	413	404	427	386	446	399	468	431	457	378
7	422	404	417	399	408	404	427	431	399	431	468	417	382

Легенда

<300
300-350
350-400
400-450
450-500
500-550

(c)

y/x	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
0	399	422	413	431	427	391	417	399	422	371	391	367	408
1	386	359	413	386	374	417	348	404	363	378	391	371	417
2	335	367	355	348	335	404	367	345	352	395	382	374	395
3	395	359	348	382	378	355	399	352	370	359	386	395	367
4	422	382	387	404	422	371	395	404	387	348	374	371	436
5	367	378	413	431	422	352	371	363	355	413	367	382	431
6	387	359	355	382	331	304	318	387	378	387	363	378	399
7	399	413	374	420	363	355	399	370	371	345	404	367	374

Легенда

<300
300-350
350-400
400-450
450-500
500-550

(d)

y/x	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
0	446	479	431	391	391	352	391	462	436	399	452	404	374
1	386	399	374	367	408	441	359	367	315	404	387	446	408
2	446	457	374	367	359	378	359	408	462	352	359	417	355
3	399	374	376	427	399	367	371	352	417	378	356	352	374
4	391	382	404	367	387	378	431	358	462	387	370	391	399
5	462	404	417	359	378	374	395	422	399	417	417	378	408
6	457	391	382	378	399	367	446	356	427	355	355	382	374
7	422	378	371	404	427	378	352	348	391	348	413	391	378

Легенда

<300
300-350
350-400
400-450
450-500
500-550

(e)

Измерения микротвердости (HV0,5) в прямоугольной сетке посередине поперечного сечения образцов: (a) 5XZ, (b) 6XZ, (c) 7XZ

y/x	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
0	408	413	391	427	431	395	371	413	436	399	404	374	417
1	436	441	422	348	404	335	374	431	399	413	399	367	417
2	425	446	355	441	417	399	352	355	363	382	359	371	387
3	367	408	391	341	355	436	367	399	382	348	378	386	371
4	395	427	378	413	371	345	359	348	413	355	359	363	408
5	391	352	363	359	359	395	395	387	382	422	452	395	452
6	378	352	386	359	399	374	399	359	352	382	404	378	378
7	387	417	387	374	427	382	356	378	359	359	399	382	367

Легенда

<300
300-350
350-400
400-450
450-500
500-550

(f)

Измерения микротвердости (HV0,5): (d) 8XZ, (e) 7XZ-HT и (f) 8XZ-HT

300 HV0,5, которые соответствуют наличию пор в микроструктуре. Более того, количество областей с микротвердостью ниже 300 HV0,5 увеличивалось с ростом температуры ГИП.

Выводы

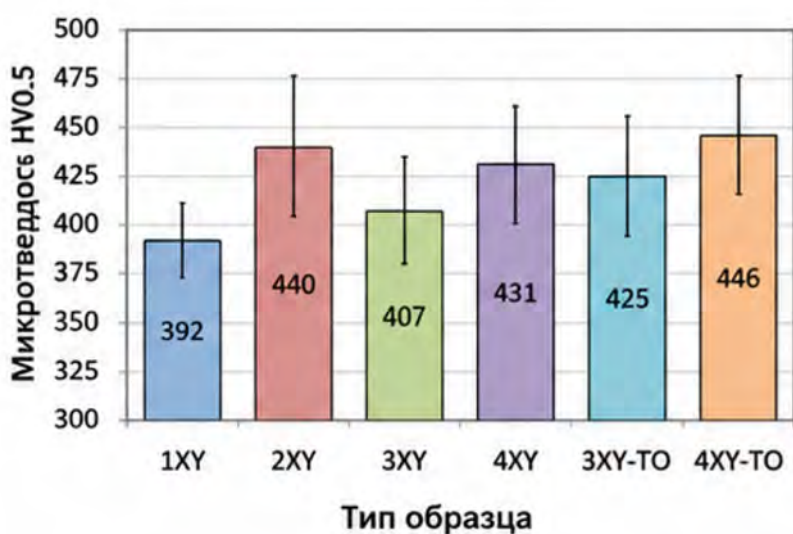
Результаты, представленные в данной работе, позволили провести многоаспектный анализ микроструктуры, пористости, химического состава и микротвердости образцов Ti6Al4V, изготовленных методом LPBF и подвергнутых различным процессам постобработки. Можно сделать следующие выводы:

Направление 3D-печати оказало существенное влияние на микроструктуру и микротвердость образцов Ti6Al4V, полученных LPBF. Образцы, построенные в плоскости XZ, демонстрировали более высокие значения микротвердости на поперечном сечении, перпендикулярном направлению построения, по сравнению с образцами, построенными в плоскости XY. Эта анизотропия связана со специфической термической историей и микроструктурными особенностями, вносимыми в процессе LPBF.

Процесс ГИП сыграл ключевую роль в снижении пористости и гомогенизации микроструктуры. Вследствие эффекта Холла-Петча повышение температуры ГИП выше бета-транзуса

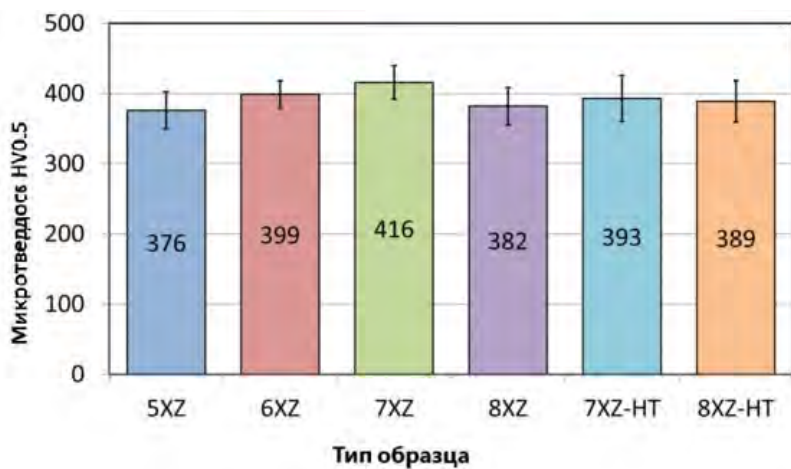
Основные механические параметры 3D-печатных образцов, полученные при испытании на сжатие

Параметр	Продольное направление	Поперечное направление
Предел текучести $R_{c0,2}$, МПа	1019	1061
Предел прочности при сжатии R_m , МПа	1688	1679
Деформация при сжатии A_s , %	2,4	3,3



(a)

Микротвердость по Виккерсу для образцов Ti6Al4V, построенных в плоскости (a) XY



(b)

Микротвердость по Виккерсу для образцов Ti6Al4V, построенных в плоскости (b) XZ: средние значения и стандартные отклонения для всех условий обработки

приводит к укрупнению зерен и снижению микротвердости. Температуры ГИП выше бета-транзуса (1150 °C и 1250 °C) привели к значительному снижению микротвердости, тогда как ГИП при 910 °C (ниже бета-транзуса) сохранил более мелкие микроструктурные элементы. КТ-анализ подтвердил, что ГИП эффективно снижает пористость образцов Ti6Al4V, полученных LPBF, независимо от ориентации построения, хотя полное устранение всех дефектов достигнуто не было.

Термическая обработка после ГИП оказалась не менее важной для дальнейшего улучшения свойств 3D-печатных компонентов. Отжиг при 1020 °C привел к выделению мелких частиц alpha в матрице beta, что способствовало умеренному повышению микротвердости при сохранении структурной однородности. EDS-анализ подтвердил, что термическая обработка



выше бета-транзуса способствует более равномерному распределению ванадия между фазами alpha и beta, уменьшая микросегрегацию, наблюдаемую в исходном состоянии после построения.

Операция отжига, выполненная после ГИП, была недостаточной для снижения твердости материала образца, обработанного ТСАР, до уровней, сопоставимых с образцами, обработанными только ГИП или ГИП + термообработка. Процесс ТСАР ввел интенсивную пластическую деформацию в образцы Ti6Al4V, полученные LPBF, что привело к значительному измельчению зерен и

повышению микротвердости вследствие эффекта деформационного упрочнения. Однако чрезмерное упрочнение, вызванное

ТСАР, в конечном итоге привело к растрескиванию образцов в процессе деформации, что указывает на то, что текущие параметры обработки ТСАР не подходят для Ti6Al4V, полученного LPBF, без предварительной оптимизации.

Авторы

Krzysztof Zaba 1*, Stanislav Rusz 2, Alicja Haslik-Sopata 1, Lukasz Kuczek 1, Ilona Rozycka 3, Maciej Balcerzak 1, Tomasz Trzepiecinski 4

1 — Кафедра обработки металлов и физической

металлургии цветных металлов, факультет цветных металлов, АГН Краковский университет науки и технологий, Краков, Польша

2 — Факультет машиностроения, VŠB — Технический университет Остравы, Чехия

3 — Кафедра материаловедения и инженерии цветных металлов, факультет цветных металлов, АГН Краковский университет, Краков, Польша

4 — Кафедра производственных процессов и технологий, факультет машиностроения и аэронавтики, Жешувский технологический университет, Жешув, Польша

* Автор для переписки: Krzysztof Zaba 



i3D
ЗД-ИНТЕГРАЦИЯ

3D-ПРИНТЕРЫ SLS

для печати полимерами

+7 (495) 108 60 68 | 3d@i3d.ru



i3d.ru

PRECIMID1171 GF30 FR BLK

UL94 5VA

МАКСИМАЛЬНАЯ ОГНЕСТОЙКОСТЬ



ВЫДЕРЖИВАЕТ ВОЗДЕЙСТВИЕ
ПЛАМЕНИ 500 Вт БЕЗ ПРОГОРА

Прочти
меня на
сайте



Огнестойкие материалы для SLS: от лабораторного стандарта к серийному производству в регулируемых отраслях

Пожарная безопасность как конструктивное требование

На протяжении последнего десятилетия индустрия аддитивного производства очень активно продвигает нарратив о переходе от прототипирования к производству конечных изделий. Технологически эта трансформация состоялась: современные промышленные SLS-системы обеспечивают воспроизводимость, недостижимую ещё пять лет назад, а материаловедческая база расширилась далеко за пределы базового материала - PA12.

Тем не менее в таких отраслях, как электротранспорт, авиация, железнодорожная техника, беспилотные системы и космос, переход к серийному применению аддитивных технологий сдерживался фактором, который нередко оставался в тени дискуссий о прочности и точности: отсутствием полимерных порошков, способных соответствовать высшим уровням классификации огнестойкости.

Сейчас ситуация изменилась. Достижение класса UL94 5VA для материалов, используемых в 3D-печати на базе технологии SLS, открывает новые производственные сценарии. Чтобы оценить его значимость, необходимо разобраться в том, что именно стоит за этой классификацией и

почему она принципиально отличается от уровней, к которым индустрия привыкла.

UL94: иерархия огнестойкости и её практический смысл

Стандарт UL 94 является де-факто универсальным методом оценки горючести полимеров в регулируемых отраслях. Классификационная иерархия выглядит следующим образом: HB → V-2 → V-1 → V-0 → 5VB → 5VA.

Большинство инженерных пластиков с огнезащитными добавками, применяемых в промышленности, достигают уровня V-0. Этого достаточно для широкого спектра применений, однако V-0 оценивает поведение материала в условиях вертикального горения с применением 50-ваттного пламени.

Уровень 5VA принципиально иной по нагрузке: испытание проводится с использованием пламени мощностью 500 Вт, образец подвергается пятикратному воздействию, и критерием оценки является не только время самозатухания, но и отсутствие сквозного прогара в плоских образцах. В практическом отношении это разграничение критически важно для систем, работающих в условиях высокой электрической нагрузки или рядом с источниками тепла.



Для понимания разницы между классами приведём структуру испытательных критериев:

Вертикальный тест (V-0 / V-1 / V-2):

Критерий	V-0	V-1	V-2
Время остаточного горения после одного воздействия, с	≤10	≤30	≤30
Суммарное время горения для 10 воздействий, с	≤50	≤250	≤250
Воспламенение индикаторного материала каплями	Нет	Нет	Да

Высокоинтенсивный вертикальный тест (5VA / 5VB), 500 Вт:

Критерий	5VA	5VB
Суммарное время горения и тления за 5 воздействий, с	≤60	≤60
Воспламенение индикаторного хлопка	Нет	Нет
Сквозной прогар плоского образца	Нет	Да

Именно отсутствие прогара отличает 5VA от 5VB и делает первый класс требованием для корпусов аккумуляторных систем, высоковольтных узлов и необслуживаемого электротехнического оборудования.

Первый верифицированный SLS-материал с классом UL94 5VA: технический анализ

В июне 2026 года компания TPM3D объявила о достижении класса **UL94 5VA** для своего материала **Precimid1171 GF30 FR BLK** — стеклонаполненного огнестойкого порошка на основе PA12 для SLS-печати. Испытания проводились независимыми лабораториями в соответствии с **UL 94:2024** на образцах толщиной 10 мм. Результаты: суммарное время горения и тления не превысило 60 секунд, прогар образцов

отсутствовал, воспламенение индикатора не зафиксировано.

Это не первый огнестойкий материал для SLS, однако достижение именно класса 5VA с независимой верификацией по актуальной редакции стандарта — значимый технологический рубеж.

Ключевые характеристики Precimid1171 GF30 FR BLK

Материал представляет собой композит на базе PA12, армированный 30% стеклянного волокна, с галогенсвободными огнезащитными добавками. Состав соответствует требованиям RoHS, REACH и POPs, что критично для продукции, поставляемой на европейский рынок, где перечень SVHC (substances of very high concern) по состоянию на 2026 год превысил 250 позиций.

Критерий	Значение	Метод
Плотность	1,25 г/см ³	DIN 53466
Предел прочности при растяжении	40 МПа	ASTM D638
Модуль упругости при растяжении	3 500 МПа	ASTM D638
Прочность при изгибе	63 МПа	ASTM D790

Критерий	Значение	Метод
Модуль при изгибе	2 800 МПа	ASTM D790
Ударная вязкость с надрезом (IZOD)	18 Дж/м	ASTM D256
Ударная вязкость без надреза (IZOD)	82 Дж/м	ASTM D256
Удлинение при разрыве	2,6%	ASTM D638
HDT при 0,45 МПа	170 °C	ASTM D648
HDT при 1,82 МПа	133 °C	ASTM D648
Огнестойкость	UL94 5VA	UL 94:2024

Стоит отметить, что сочетание 30% наполнения стекловолокном и обеспечения огнезащиты в одном порошке — нетривиальная задача. Стекловолокно существенно изменяет поведение порошка при спекании, а огнезащитные добавки влияют на окно спекания. Достижение стабильного результата без деградации огнезащитных свойств при переработке — отдельный технологический вызов, который производителю удалось решить.

HDT 170 °C при нагрузке 0,45 МПа — показатель, существенный для компонентов, работающих рядом с нагревающимися электронными модулями или в подкапотном пространстве.

Галогенсвободная формула важна не только с регуляторной точки зрения. В аварийной ситуации галогенсодержащие антипирены образуют токсичные и коррозионно-активные продукты разложения. Для замкнутых пространств транспортных средств и кабин воздушных судов это критично.

Производственный контекст: где SLS становится рациональным выбором

Достижение класса 5VA само по себе не делает SLS оптимальным выбором для конкретного применения. Необходимо понимать, в каких производственных сценариях технология создаёт реальное

конкурентное преимущество.

Электротранспорт: батарейные системы как основной драйвер

Тепловой разгон литий-ионных аккумуляторов остаётся одним из наиболее серьёзных рисков в конструкции электромобилей. При повреждении или перегреве отдельной ячейки температура может нарастать лавинообразно. Компоненты, разграничивающие ячейки или образующие силовую структуру модуля, оказываются в зоне прямого теплового воздействия.

Традиционный ответ — металл или дорогостоящие термостойкие термопласты, перерабатываемые литьём. SLS с материалами класса 5VA создаёт альтернативу, особенно убедительную на этапах серийного производства и для платформ с малым объёмом выпуска.

Перспективные применения:

- корпуса и разделители аккумуляторных модулей;
- корпуса систем управления батареями (BMS);
- высоковольтные распределительные узлы и шинные изоляторы;
- корпуса зарядных коннекторов;
- кожухи силовой электроники.



Особого внимания заслуживает возможность интеграции каналов охлаждения и ребер жёсткости непосредственно в конструкцию детали без дополнительной сборки — преимущество, недоступное при литье без существенного усложнения оснастки.

Железнодорожная техника: цифровой склад как операционная модель

Подвижной состав эксплуатируется 30–40 лет. За это время значительная часть номенклатуры пластиковых деталей снимается с производства. Традиционное решение — поддерживать физический склад запасных частей или заказывать малые партии у производителей оснастки — становится всё менее экономически оправданным.

Переход к модели «цифрового склада», при которой деталь производится по требованию из CAD-модели, давно обсуждается как концепция. Появление материалов, соответствующих требованиям пожарной безопасности для железнодорожного оборудования, делает эту модель практически реализуемой для гораздо более широкой номенклатуры: корпусов электрооборудования, кабельных каналов, вентиляционных воздухопроводов, элементов систем освещения и интерьерных панелей.

Авиация: масса и соответствие стандартам в одном материале

В авиационной промышленности каждый сэкономленный килограмм конструкции транслируется в снижение расхода топлива на протяжении всего жизненного цикла воздушного судна. Именно поэтому использование полимерных компонентов здесь давно стало стандартной практикой.

Однако практически каждый компонент воздушного судна проходит через испытания на огнестойкость, дымообразование и токсичность продуктов горения. Сочетание метода топологической оптимизации при проектировании и огнестойкого SLS-материала при производстве создаёт реальную возможность выпускать детали с минимальной массой, соответствующие регуляторным требованиям.

БПЛА: малые серии и жёсткие требования одновременно

Производство БПЛА характеризуется небольшими и средними объёмами выпуска, высокой частотой конструктивных итераций и растущими требованиями к пожарной безопасности — прямое следствие применения аккумуляторов высокой ёмкости и мощной электроники. Классическая дилемма: литьё экономически неоправданно, а существующие FDM/SLA-материалы не обеспечивают нужных механических характеристик и огнестойкости.

SLS с материалами класса 5VA устраняет этот разрыв. Батарейные отсеки, корпуса электронных модулей, воздухопроводы систем охлаждения — всё это может производиться в единичных экземплярах или небольших партиях без оснастки, с полноценной огнезащитой.

Космическая техника: предельные требования к каждому параметру

Стандарты, используемые при производстве для космической отрасли, задают наиболее жёсткую совокупность требований: низкое газовыделение, устойчивость к термоциклированию, минимальная масса и огнестойкость. SLS позволяет изготавливать детали со сложной внутренней геометрией — решётчатыми облегчёнными структурами, встроенными каналами — что при традиционных методах потребовало бы многодетальных сборок.

Постобработка: недостающее звено в цепочке функционального производства

Даже при использовании материалов, обеспечивающих нужные механические и противопожарные характеристики, необработанная SLS-поверхность имеет выраженную микропористую структуру, обусловленную технологией послойного спекания. Для прототипа это несущественно. Для компонентов, работающих в условиях повышенной влажности, загрязнённой среды или рядом с высоковольтными системами, — принципиально важно.

Паровое химическое сглаживание (chemical vapour smoothing) обеспечивает

контролируемое перераспределение полимера в поверхностном слое, закрывая открытую пористость без изменения геометрии детали и без ухудшения огнестойких характеристик материала. Практический эффект: снижение шероховатости поверхности, повышение герметичности, уменьшение влагопоглощения, снижение накопления электропроводящих загрязнений — критический параметр для компонентов высоковольтных систем.

В отношении материалов с огнезащитными добавками необходимо отдельно верифицировать, что выбранный метод постобработки не вымывает и не разрушает огнезащитную систему. Данный аспект должен прорабатываться в спецификации материала.

Регуляторный контекст и тенденции сертификации

Ужесточение регуляторных требований идёт параллельно с развитием материалов. Директива RoHS, регламент REACH с постоянно расширяющимся списком SVHC и национальные стандарты пожарной безопасности для транспортных средств формируют ландшафт, в котором выбор материала определяется не только инженерными, но и юридическими соображениями.

Для производителей оборудования, выходящих на европейский рынок, галогенсвободная формула и подтверждённое соответствие REACH становятся не дополнительным преимуществом, а обязательным условием.

Отдельный вопрос — квалификация аддитивно изготовленных деталей в авиации и космосе. Здесь сертификация материала является необходимым, но не достаточным условием: требуется также квалификация производственного процесса и системы контроля качества. Это объективное ограничение, которое индустрия преодолевает постепенно.

Выводы: что изменилось и что остаётся нерешённым

Достижение класса UL94 5VA в SLS-совместимых материалах — это не космети-

ческое обновление портфеля, а устранение одного из серьёзных системных барьеров на пути промышленного применения аддитивного производства в регулируемых отраслях.

Стеклонаполненный PA12 с галогенсвободной огнезащитой, верифицированный по UL 94:2024, предлагает сочетание, которое ещё несколько лет назад было недоступно в SLS: конструкционная жёсткость (модуль упругости 3 500 МПа), термостойкость (HDT 170 °C при 0,45 МПа), высший класс огнестойкости и соответствие современным экологическим регламентам в одном материале.

Вместе с тем несколько вопросов остаются открытыми для специалистов отрасли:

Стабильность огнезащиты при повторной переработке порошка. Показатель refresh rate и его влияние на огнестойкие характеристики — область, требующая систематических данных.

Совместимость с постобработкой. Не все методы финишной обработки нейтральны по отношению к огнезащитным добавкам. Стандартизация процедур верификации в этом сочетании пока отсутствует.

Расширение номенклатуры. Сегодня 5VA достигнут для композита на базе PA12 с 30% наполнением стекловолокном. Индустрия ожидает аналогичных решений в незаполненных полиамидах, гибких TPU-системах и высокотемпературных материалах семейства PAEK (PEEK/PEKK и др.)

Квалификационные треки для авиации и космоса. Наличие сертифицированного материала — необходимое, но не достаточное условие. Стандартизация процессов квалификации аддитивного производства для этих отраслей остаётся одной из ключевых задач. Тем не менее вектор очевиден. Электротранспорт, железнодорожная техника, авиация, беспилотные системы и космическая отрасль получают технологическую основу для последовательного замещения традиционных производственных методов аддитивными там, где это экономически и конструктивно оправданно — уже с полноценным соответствием требованиям пожарной безопасности. 





Прочи
меня на
сайте

Что можно напечатать на SLS-принтере в 2026 году: реальные детали, российские материалы и оборудование

SLS в 2026: от «интересной опции» до нормального производства

Ещё несколько лет назад SLS-3D-печать в большинстве компаний воспринималась как «что-то очень продвинутое для больших R&D-центров». В 2026 году картина заметно изменилась: селективное лазерное спекание заняло устойчивое место между настольным FDM и классическим литьём под давлением.

В России открылось достаточное количество ферм 3D-печати, ЦАПов и различных студий с машинами по этой технологии (SLS).

SLS даёт то, чего часто не хватает другим технологиям:

прочные, изотропные детали из инженерных полиамидов без поддержек и без необходимости сразу вкладываться в пресс-форму. Поэтому всё больше предприятий используют SLS не как «игрушку для прототипов», а как нормальный способ делать функциональные корпуса, кронштейны, оснастку и малосерийные изделия.

Когда в 2026 году SLS — это «да», а не «почему так дорого»

Если сильно упростить, вопрос звучит так: когда стоит идти в SLS, а когда лучше терпеливо ждать пресс-форму или обойтись FDM?

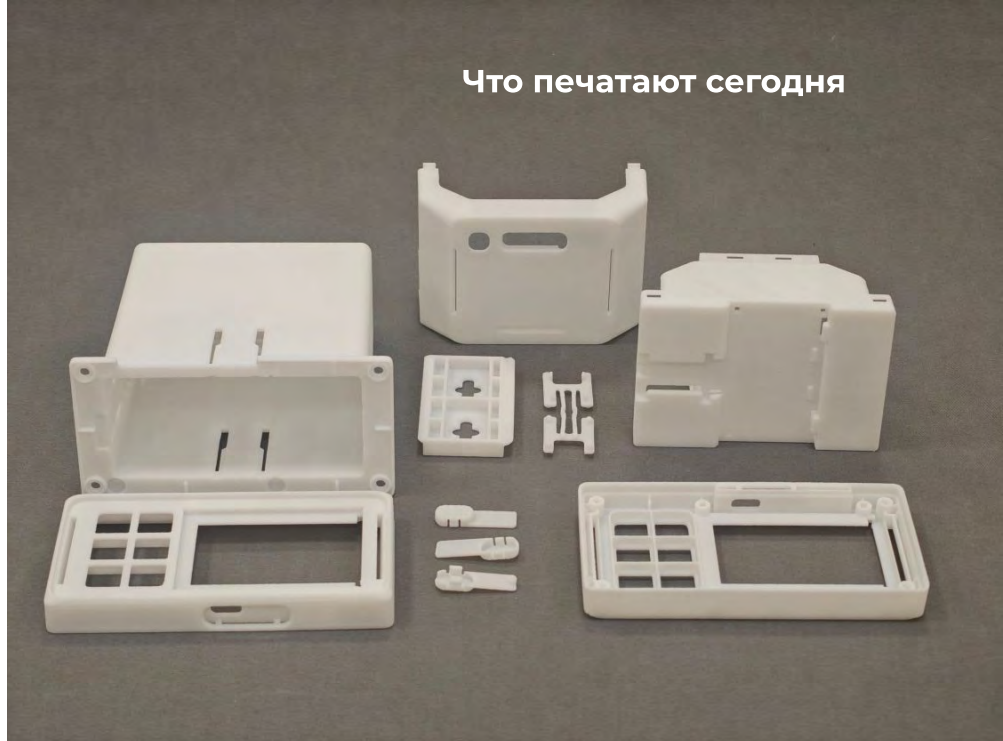


Есть несколько признаков, по которым можно быстро отфильтровать «свои» детали для SLS:

- Сложная геометрия. Внутренние каналы, решётки, поднутрения, которые тяжело или дорого реализовать в оснастке.
- Инженерные требования. Нужен не просто «пластик для макеток», а нормальный технический материал по прочности, износостойкости и термостойкости.
- Малая/средняя серия. Сотни или единицы тысяч штук, когда литьё под давлением по срокам и бюджету не попадает.
- Быстрые итерации. Конструкция ещё «живая»: изменения по ходу проекта неизбежны, а переделывать оснастку каждый раз — слишком дорого и долго.

В 2026-м многие предприятия уже не задают вопрос «можно ли напечатать это на SLS», а смотрят именно на экономику и риски: что будет быстрее пройти путь «идея → рабочая деталь» с учётом всех переделок.

Что печатают сегодня





Промышленный 3D-принтер TPM3D S600DL с областью построения 600x600x800 мм

Машиностроение и приборостроение: корпуса и рабочие прототипы

Корпуса и кожухи, которые живут в цехе, а не на полке

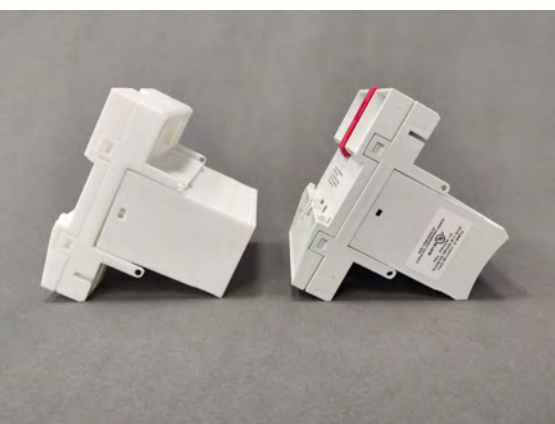
Одна из самых приземлённых и понятных областей — корпусные детали. Это не «дизайнерские концепты», а самые обычные промышленные корпуса:

- корпуса датчиков и небольших приборов;
- кожухи электроники и блоков управления;



относятся к механике, но не работают на предельных нагрузках:

- небольшие зубчатые колёса и шестерни;



- интерфейсные элементы: кнопочные модули, крышки, ручки, направляющие.

В 2026 году SLS-корпуса часто выступают как полно-

ценные эксплуатационные детали: они стоят на реальных установках, висят в шкафах управления и ездят вместе с оборудованием, а не лежат в витрине шоурума. При этом инженер получает свободу по внутренним рёбрам жёсткости, защёлкам, посадочным — всё это печатается сразу «в теле» детали.

Малая механика: шестерни, кронштейны, защёлки

Вторая типичная группа — детали, которые формально

- ролики, направляющие, обоймы;
- кронштейны, петли, защёлки, фиксаторы.



Такие детали из нейлоновых SLS-материалов спокойно выдерживают циклическую работу, умеренные нагрузки и износ в приборах, оснастке, вспомогательных механизмах. Для конструктора это возможность быстро реализовать «мелкую механику» без фрезеровки и без специальной оснастки под литьё.

Авто, транспорт, спорт: когда детали живут в реальных условиях

Подкапотное пространство и салон

В транспортной технике SLS работает там, где детали реально видят температуру, вибрации и химию (масла, жидкости):

- воздухопроводы и патрубки систем охлаждения и вентиляции;
- крепления под жгуты, датчики, небольшие блоки;
- салонные кронштейны и интерфейсные элементы.

В 2026 году такие детали часто используют на стадиях прототипов и малых серий, когда нужно быстро «обтянуть» новую компоновку или проверить несколько вариантов конструкции на машине, а не в CAD.

Мотоспорт и спортивный инвентарь

Отдельный пласт — нишевые вещи:

- элементы силовой защиты и крепления в мотоспорте;
- индивидуальные крепления и аксессуары для спортивной техники;

• спортивный инвентарь, который подстраивают под конкретного человека.

Здесь SLS ценят за возможность печатать прочные, лёгкие, а главное — персонализированные детали без попыток «насилловать» форму под стандартную оснастку.

Оснастка и цеховые приспособления: где SLS чувствует себя «как дома»

Кондукторы, шаблоны, прихваты

Если посмотреть на реальные заказы сервисов и внутренних центров аддитивного производства, оснастка в 2026 году — одна из самых стабильных статей по SLS:

- сборочные, сварочные, сверлильные кондукторы;
- шаблоны и позиционеры для сложных сборок;
- мягкие вкладыши и прихваты для деликатных деталей (покрашенных, полированных, тонкостенных).

Здесь SLS выигрывает у FDM за счёт предсказуемой геометрии и нормальной изотропии свойств, а у литья — за счёт сроков и гибкости: оснастку часто приходится донстраивать «по живым деталям».

Логистическая и упаковочная оснастка

Плюс немало «невидимой» работы — всё, что связано с логистикой:

- кассеты и вкладыши в тару;
- направляющие и разде-

лители для деталей;

• посадочные элементы под ручные операции и роботов.

Такие вещи редко попадают на фотографии в презентациях, но именно они часто первыми окупают установку SLS: без длинной согласовательной цепочки, по живым деталям и под конкретный поток.

Конечные изделия и кастомизация: когда SLS — не временное решение, а финальный продукт

В 2026 году уже никого не удивляет ситуация, когда SLS-деталь — конечная, а не «временная». Это:

- малотиражные B2B-компоненты, которые не смысла «лить» традиционно;
- кастомные узлы, под конкретного заказчика или единичную машину;
- в некоторых случаях — индивидуальные ортезы, накладки, элементы эргономики.

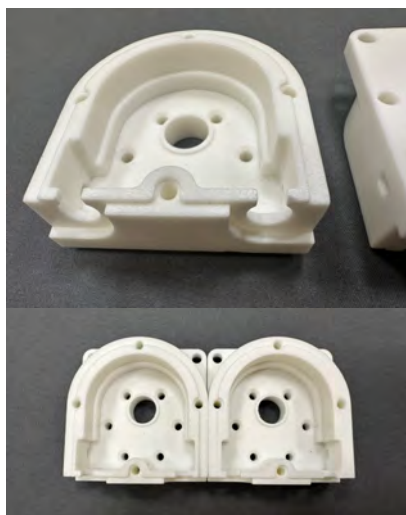




Что печатают сегодня

Экономика здесь простая: если каждая деталь чуть-чуть разная, или объёмы растут не до десятков тысяч, SLS часто оказывается быстрее и честнее, чем попытки «дотянуть» проект до литья любой ценой. Да и в сравнении SLA цена изготовления почти такая же, но без удаления поддержек и доп обработки, а значит для клиента изготовление выйдет быстрее.

Не стоит забывать, что детали, напечатанные по технологии SLS, впитывают влагу из-за пористой структуры поверхности. Если вам необходима гладкая и, главное, не впитывающая влагу поверхность, необходимо провести химическое травление. Вот так выглядят детали после обработки.



Решётчатые и демпфирующие структуры: то, что SLS умеет особенно хорошо

Для всех, кто любит «играть» формой и структурой, SLS в 2026 году остаётся одной из самых интересных технологий:

- энерго-поглощающие вставки и демпферы;
- лёгкие решётчатые сердечники панелей и корпусов;
- элементы защиты и комфорта (вкладыши в шлемы, опорные элементы, прокладки).

SLS спокойно печатает сложные 3D-решётки, в том числе TPMS-структуры, без поддержек и с контролем плотности по объёму, что открывает простор для DfAM-подходов.



Материалы SLS в 2026 году: нейлоны, композиты и российские разработки

Базовые полиамидные материалы

Состав линейки материалов для SLS в 2026-м достаточно типичен для зрелой технологии:

- PA12 — основной «рабочий» материал: корпуса, механика, оснастка. Хороший баланс жёсткости, ударной вязкости и стабильности размеров.

- PA11 — более гибкий и ударопрочный, востребован для защёлок, шарниров, демпфирующих элементов, иногда на био-основе.

- Стеклонаполненные/минерально-наполненные PA12 — для жёсткой и износостойкой оснастки, корпусов с повышенной жёсткостью.

- Специализированные композиции: ESD-, FR-, TPU-, PP- и высокотемпературные материалы для электроники, подкапотного пространства и задач, где важны либо проводимость, либо огнестойкость, либо гибкость.

По сути, SLS-материалы в 2026 году закрывают большую часть задач, где раньше



Ассортимент SLS материалов i3D

говорили просто «инженерный пластик» — только теперь с учётом геометрической свободы.

Российские порошки для SLS: композиции ВИАМ

Отдельно стоит сказать про российские материалы. В ФГУП «ВИАМ» разработана термопластичная порошковая полимерная композиция марки ВТП-9 на основе полиамида, предназначенная для переработки методом селективного лазерного спекания. Исследования и публикации института показывают, что композиция на основе ПА-12Л обеспечивает требуемый диапазон размеров частиц, температур фазовых переходов и стабильность структуры для формирования монолитных сложнопрофильных деталей SLS.

Для российского рынка это важный сигнал: в 2026 году речь идёт не только об

использовании импортных порошков, но и о наличии отечественных разработок полимерных порошковых композиций, которые можно применять в аддитивном производстве.

Оборудование: на чём всё это печатают в 2026 году Как в общих чертах работает SLS-принтер

Современный SLS-принтер включает несколько ключевых узлов:

- бункеры для подачи и возврата порошка;
- рабочую камеру с подогревом до температур чуть ниже плавления;
- платформу построения и механизм нанесения слоя (рекоутер);
- лазерную систему и оптику для выбора области спекания.

Процесс прост по идее, но требовательный к реализации: каждый слой порошка наносится, выравнивается, лазер «рисует» сечение детали, платформа опускается — и всё повторяется снова. Весь неиспользованный порошок вокруг детали при этом служит естественной поддержкой, что и даёт ту самую свободу геометрии без лесов.

SLS-системы: что доступно сегодня

В 2026 году на рынке уже есть несколько отечественных игроков, которые либо производят SLS-системы, либо поставляют под своими брендами промышленные установки:

Что печатают сегодня



Полимерный порошок для SLS-печати: пример термопластичной порошковой полимерной композиции на основе полиамида



Промышленный SLS-принтер: типичная компоновка бункера печати

• Решения, поставляемые i3D — в том числе SLS-установки TPM3D, адаптированные под промышленное использование в России и интегрируемые в действующие производственные цепочки. Имеют широкую линейку оборудования под любые задачи и с различными зонами построения.

- Другие отечественные





Процесс производства деталей по технологии SLS

интеграторы, выстраивающие SLS-комплексы под задачи машиностроения, приборостроения и сервисного производства.

В связке с разработками ВИАМ по полимерным порошковым композициям это даёт возможность проектировать цепочку «материал — оборудование — изделие» без критической зависимости от одной-двух зарубежных компаний.

Ограничения SLS и частые ошибки выбора

При всей привлекательности SLS важно помнить о реалистичных ограничениях:

- Массовое литьё никто не отменял. Для простых деталей с очень большими сериями литьё под давлением всё равно будет дешевле.
- Поверхность. SLS даёт матовую, слегка шероховатую поверхность. Если нужен «глянец витринного

уровня», придётся добавлять постобработку.

- Габариты и стенки. Есть минимальные толщины, допуски по зазорам и ограничения по размеру детали, которые нельзя игнорировать при проектировании.
- Не металл. SLS-полиамиды не заменяют металл там, где критична высокая жёсткость и прочность; они дополняют его как более лёгкий и гибкий по геометрии вариант.

Чаще всего проблемы возникают, когда от SLS ждут либо «как литьё, только без формы», либо «как металл, только из пластика». В 2026 году у большинства зрелых пользователей уже есть понимание: это отдельный инструмент со своей зоной оптимального применения.

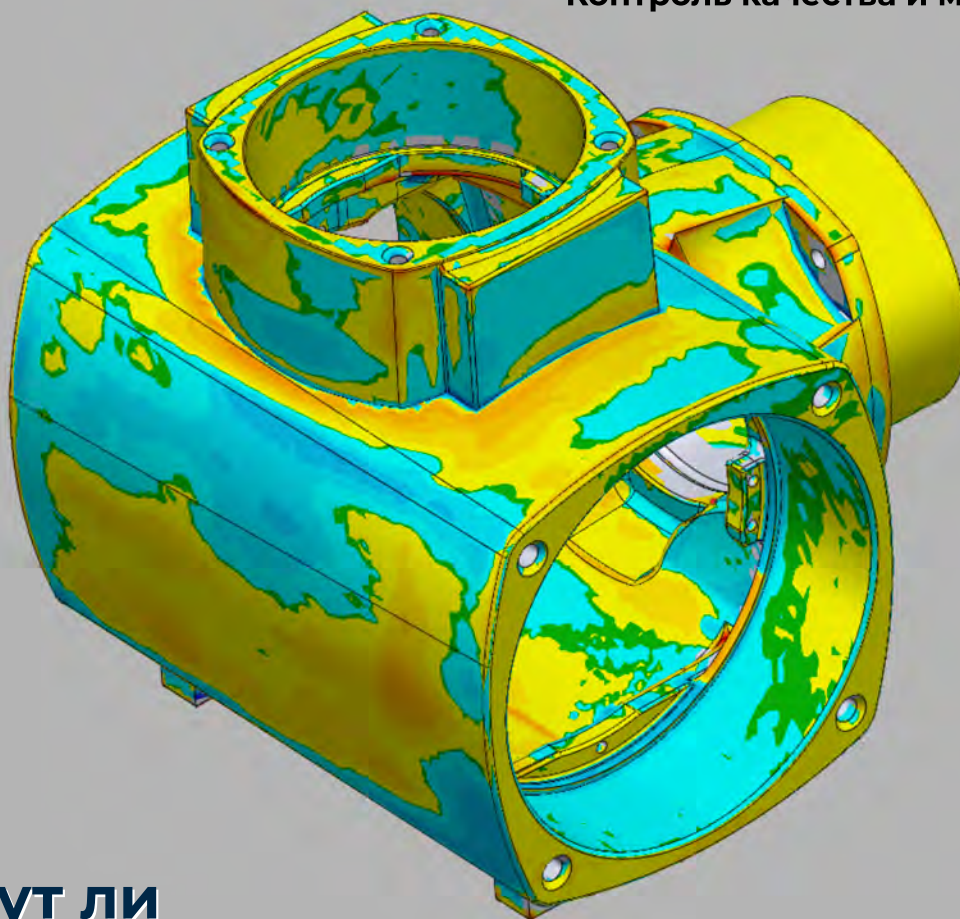
Когда в 2026 году SLS-полимеры — действительно хороший выбор

Если упростить всё до

чек-листа, в пользу SLS говорят:

- нужна функциональная деталь из инженерного пластика, а не просто макет;
- геометрия сложная, с внутренними каналами, решётками, поднутрениями;
- серия — от единиц до сотен/тысяч штук, оснастка под литьё не отбивается;
- важны сроки вывода на рынок и возможность часто обновлять конструкцию;
- есть интерес (или требование) использовать отечественные материалы и локально доступное оборудование.

В этой зоне в 2026 году SLS-3D-печать — это уже не эксперимент и не «игрушка из будущего», а вполне прагматичный выбор, который можно обсуждать на техническом совете вместе с литьём, механической обработкой и другими технологиями. 🌐



Уйдут ли предприятия от классической метрологии?

Современные детали становятся легче, сложнее и технологичнее. Внутренние каналы охлаждения, облегченные решетчатые структуры и тонкие стенки практически невозможно быстро проверить традиционными средствами.

Именно поэтому промышленное 3D-сканирование становится не просто дополнительным инструментом, а частью цифрового контура контроля качества.

Сейчас 3D-сканеры активно используются в авиастроении, энергетике, машиностроении, автомобильной промышленности и аддитивном произво-

дстве. Основная задача — быстро сравнить реальную деталь с CAD-моделью и выявить отклонения еще до сборки изделия.

Сегодня на рынке промышленных решений особый интерес вызывают 3D-сканеры марки AM.TECH, которые изначально разрабатывались именно под задачи серийного производства и аддитивных технологий. В отличие от универсальных «каталожных» устройств, системы AM.TECH подбираются под конкретный технологический сценарий: от контроля мелких авиационных и энергетических компонен-

тов до инспекции крупногабаритных сварных конструкций.

За счёт сочетания высокой точности, стабильной работы по сложным поверхностям (после мехобработки, SLM-печати, сварки) и специализированного ПО для сравнения с CAD, 3D-сканеры AM.TECH органично встраиваются в цифровой контур контроля качества. На практике это позволяет не просто «снять облако точек», а выстроить повторяемый, воспроизводимый процесс инспекции: от автоматических карт отклонений до типовых отчетов для ОТК и технологов.

Главная ошибка при выборе 3D-сканера

Одна из самых частых ошибок — выбор оборудования «по характеристикам из каталога».

На практике одинаковая заявленная точность не гарантирует одинаковый результат в производстве.

Например:

- один сканер отлично работает по матовым пластиковым деталям;
- другой стабильно сканирует после мехобработки;
- третий рассчитан на крупногабаритные сварные конструкции.



Какие задачи чаще всего решает 3D-сканирование

Контроль геометрии после производства

Самый распространенный сценарий — инспекция готовой детали.

Сканер создает цифровую копию изделия, после чего ПО автоматически сравнивает ее с CAD-моделью и формирует карту отклонений.

Это особенно эффективно для:

- литых деталей;
- изделий после мехобработки;
- сварных конструкций;
- пресс-форм;
- оснастки.

Современные системы позволяют находить коробление, смещение отверстий, локальные деформации и отклонения сложной поверхности.

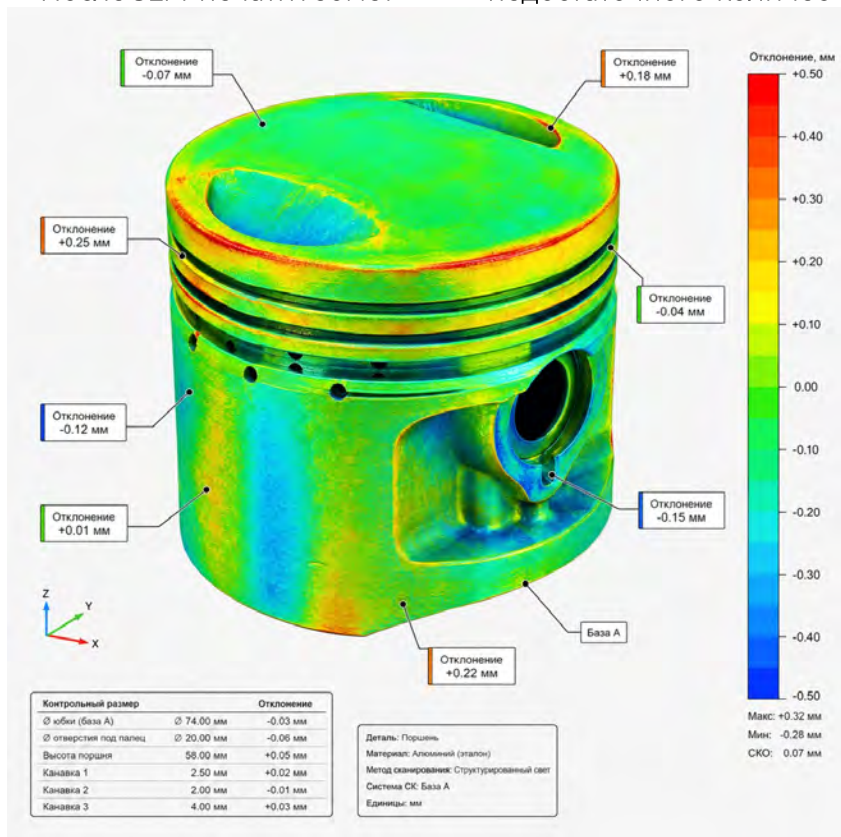
Контроль деталей после SLM-печати

Аддитивное производство стало одним из драйверов развития промышленного сканирования.

После SLM-печати геомет-

рия детали может изменяться из-за:

- остаточных напряжений;
- перегрева;
- неправильной ориентации модели;
- недостаточного количес-



тва поддержек.

Даже небольшое отклонение иногда делает изделие непригодным для сборки.

В производстве это выглядит так:

инженер получает деталь после печати → выполняет 3D-сканирование → автоматически сравнивает результат с CAD → получает цветовую карту отклонений → принимает решение по постобработке или корректировке параметров печати.

Такой подход значительно быстрее классической метрологии и особенно эффективен при сложной геометрии.

Как 3D-сканирование сократило время контроля

В одном из кейсов промышленного машиностроения, описанном в отраслевых материалах по 3D-контролю, предприятие столкнулось с проблемой проверки сложной сварной конструкции.

Классический контроль занимал несколько часов:

- ручные замеры;
- контроль шаблонами;
- повторная проверка после сварки;
- дополнительная подгонка.

После внедрения 3D-сканирования процесс изменился:

- конструкция сканировалась целиком;
- ПО автоматически выявляло деформации;

• инженер видел карту отклонений относительно CAD;

• время контроля сократилось в несколько раз.

Особенно важным оказалось обнаружение локального коробления еще до этапа сборки.

Какие параметры действительно важны

Точность

Для метрологических задач важна не только точность, но и повторяемость измерений.

Если предприятие работает с:

- авиационными компонентами;
- турбинными лопатками;
- пресс-формами;
- медицинскими изделиями,

то даже отклонения в несколько сотых миллиметра могут быть критичны.

Скорость сканирования

При единичном производстве скорость может быть второстепенной.

Но в серийном производстве это напрямую влияет на экономику.

Например:

если контроль одной детали занимает 40 минут вместо 5, предприятие быстро сталкивается с узким местом в производстве.

Современные системы способны фиксировать миллионы точек в секунду, что позволяет выполнять полный контроль крупной

детали за несколько минут.

Работа с поверхностями

Это один из самых недооцененных параметров.

Металлические детали после мехобработки, полированные поверхности или изделия после SLM-печати часто создают проблемы для обычных, не промышленных сканеров.

Хорошая промышленная система должна стабильно работать по:

- темным поверхностям;
- отражающим металлам;
- сложной геометрии;
- ребристым структурам;
- сварным соединениям.

ПО и сравнение с CAD

На практике ценность дает не сам сканер, а связка:

3D-сканер + программное обеспечение + автоматизация анализа.

Современное ПО позволяет:

- автоматически сравнивать с CAD;
- строить карты отклонений;
- создавать отчеты.

Сегодня это уже обязательный стандарт промышленного контроля.

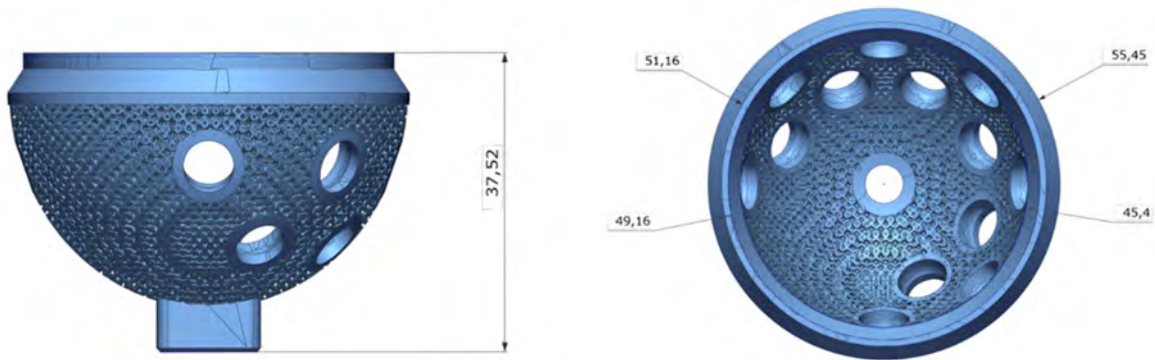
Когда 3D-сканирование особенно выгодно

Наиболее заметный эффект предприятия получают в четырех случаях:

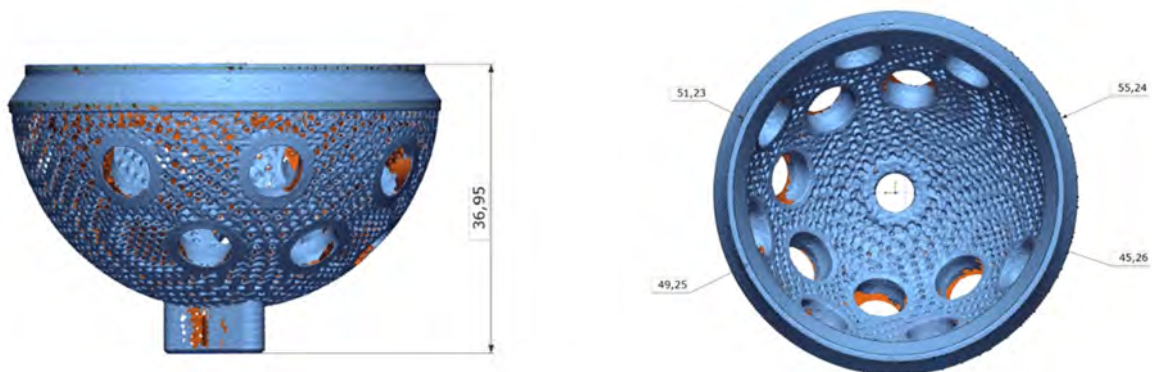
1. Сложная геометрия

Чем сложнее форма детали, тем выше эффективность 3D-контроля.

Эталонные данные модели:



Данные, полученные с напечатанной модели (3D-скан модели):



2. Крупногабаритные изделия

Контроль рам, корпусов, сварных конструкций и литых элементов значительно ускоряется.

3. Аддитивное производство

SLM-печать практически всегда требует цифрового контроля.

4. Серийное производство

Снижается человеческий фактор и ускоряется инспекция.

Что важно предусмотреть до покупки

Перед внедрением важно ответить на несколько вопросов:

- Какие детали будут

проверяться чаще всего?

- Какие допуски действительно критичны?
- Нужен ли мобильный контроль?
- Планируется ли роботизация?
- Требуется ли интеграция с CAD/CAM?

Очень часто предприятия покупают «максимально универсальный» сканер, но позже оказывается, что половина функций не используется, а ключевых возможностей для производства не хватает.

Итоги


Промышленный 3D-сканер сегодня — это не просто оборудование для измерений, а инструмент

цифрового контроля качества.

При правильном внедрении предприятие получает:

- сокращение времени инспекции;
- снижение брака;
- ускорение запуска изделий;
- уменьшение количества переделок;
- повышение стабильности производства.

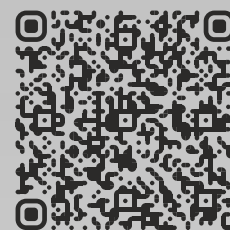
Особенно заметен эффект в аддитивном производстве, где классические методы контроля уже не справляются со сложной геометрией современных деталей.

С такими задачами лучше всего справляется оборудование AM.TECH. 

3D-СКАНЕРЫ ДЛЯ ПРОМЫШЛЕННОСТИ, МЕДИЦИНЫ И ИСКУССТВА

AM.TECH
Технологии Аддитивного Производства

Надежное беспроводное метрологическое оборудование для контроля геометрии и обратного проектирования от российского производителя



Беспроводное
высокоскоростное
измерение


Удобное ПО с
настраиваемыми
подсказками

3D-сканеры со
встроенной системой
фотограмметрии

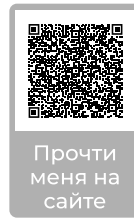


6-9 ИЮЛЯ 2026

16-Я МЕЖДУНАРОДНАЯ ПРОМЫШЛЕННАЯ ВЫСТАВКА

 МВЦ «Екатеринбург-ЭКСПО»
Екатеринбург, Россия





Влияние метода лазерного облучения горячей проволокой и промежуточного слоя из сплава на основе Ni на механические свойства и микроструктуру при аддитивном производстве твёрдого сплава WC-Co

Аннотация

При изготовлении твёрдых сплавов WC-Co механические свойства получаемого изделия ухудшаются в присутствии пористых дефектов и фазы W_2C , образующейся в результате разложения WC. Для получения изделий из твёрдого сплава без подобных дефектов в данном исследовании изучалось аддитивное производство методом горячей проволоки с лазерным нагревом с использованием спечённого стержневого твёрдого сплава

(WC-16 %Co). Для оценки влияния способа лазерного облучения на формируемый твёрдый сплав были реализованы два метода: метод с опережающим прутком (при котором лазер непосредственно облучает верхнюю часть прутка из твёрдого сплава) и метод с опережающим лазером (при котором лазер облучает зону между нижней частью прутка и подложкой).

При опережении прутком наблюдалось разложение WC в верхней части изделия, где лазер облучал непосредственно сплав, а также

множество дефектов. Однако при опережении лазером разложение WC было подавлено, но элемент Fe из подложки проникал в формируемую структуру, вызывая снижение твёрдости. Создание промежуточного слоя из сплава на основе Ni для подавления влияния подложки позволило получить изделие из твёрдого сплава WC-Co с достаточной твёрдостью свыше 1400 HV без разложения WC и каких-либо дефектов.

Основные результаты

- Разработан новый метод аддитивного производства методом горячей проволоки с лазерным нагревом с использованием спечённых прутков из твёрдого сплава.
- Прямое лазерное облучение твёрдого сплава вызывает разложение WC.
- Промежуточный слой из сплава на основе Ni предотвращает деградацию свойств структуры твёрдого сплава.

Введение

Твёрдые сплавы WC-Co находят широкое применение в различных областях, включая режущий инструмент и строительный инструмент, благодаря высокой твёрдости и износостойкости. Твёрдость сплавов WC-Co зависит от размера зёрен WC и соотношения WC и Co. В общем случае твёрдость выше при меньшем размере зёрен WC и более низком содержании Co. Твёрдые сплавы WC-Co, как правило, изготавливаются методом порошковой металлургии. Этот метод включает прессование порошков WC и Co при высоком давлении с последующим спеканием посредством термической обработки, что позволяет получать изделия с минимальным количеством дефектов. Однако при производстве крупных изделий из твёрдого сплава выход годной продукции и коэффициент использования материала невысоки, что делает процесс дорогостоящим.

Свойства твёрдого сплава требуются лишь в ограниченных зонах, таких как режущая кромка, где необходима износостойкость, поэтому возможно существенное снижение стоимости изделий за счёт использования твёрдого сплава только в необходимых местах, либо за счёт применения многоматериального производства или адди-

(АП), которое позволяет создавать изделия сложной формы. Кроме того, в то время как традиционные методы производства ограничивались максимальным размером изделия, определяемым размером печей спекания и аналогичного оборудования, появление аддитивного производства (АП) открывает возможность послойного изготовления крупных изделий из твёрдого сплава, которые ранее нельзя было произвести.

Благодаря указанным преимуществам ведутся исследования различных методов применения аддитивного производства к твёрдым сплавам, при этом основными изучаемыми методами являются плавление порошкового слоя (PBF), прямое подведение энергии (DED) и струйное нанесение связующего. Объектами формирования часто являются изделия, целиком состоящие из твёрдого сплава, такие как режущие пластины или штамповый инструмент. Также исследуется многоматериальное аддитивное производство, сочетающее твёрдый сплав с другими материалами, однако примеры таких работ немногочисленны и изучены лишь ограниченные комбинации материалов. Аддитивное производство (АП) методом PBF — это метод, при котором лазер высокой плотнос-

ти энергии облучает порошковый слой, а порошок расплавляется и соединяется с соседним слоем.

Тонкая структура также формирует различную морфологию в зависимости от плотности энергии распределённого лазерного пучка. В исследовании Ibe и др. при использовании порошка WC-25Co было обнаружено, что микроструктура формируемого изделия имеет двухслойное строение, центрированное относительно точки лазерного облучения, при этом углерод и W_2C , образующиеся при разложении WC, обнаружены в области вблизи точки облучения. В твёрдом сплаве, изготовленном методом PBF, наблюдаются поры и укрупнённые частицы WC. Предложены также методы уменьшения пор с помощью термической обработки, и было показано, что термическая обработка способна устранить часть пор и трещин.

Аддитивное производство (АП) методом DED — это метод формирования изделий путём распыления порошка на подложку с последующим совместным нагревом порошка и подложки лазером. Он также используется при наплавке. При данном методе формирования также обнаружено укрупнение WC и наличие W_2C , образующегося при разложении WC. Ведутся исследования по снижению

этих дефектов. Yamaguchi и др. удалось уменьшить вакансионные дефекты путём добавления алюминия для связывания CO, образующегося при генерации W_2C . Кроме того, Liverani и др. снизили количество пористых дефектов путём переплавки поверхности сформированного изделия между каждым слоем с помощью лазера. Тем не менее, ни в одном исследовании не удалось получить полностью бездефектную структуру твёрдого сплава.

Струйное нанесение связующего — это процесс, при котором связующий агент распыляется на порошковый слой для создания трёхмерного объекта. После создания объект скрепляется только связующим, поэтому необходимо спекание. Следовательно, удаление связующего и спекание вызывают значительное изменение объёма до и после создания объекта. При реальном производстве необходимо прогнозировать и учитывать это изменение объёма. В изделиях, полученных струйным нанесением связующего, также могут возникать укрупнённые частицы WC и поры, и получить идеально однородный бездефектный твёрдый сплав затруднительно.

При аддитивном производстве с использованием порошка WC разлагается

под действием лазерного облучения с образованием пористых дефектов и W_2C . Сам порошок также содержит пористые дефекты и примеси (W_2C и графит), отличные от WC и Co, и эти дефекты влияют на формируемое изделие. По этой причине получение бездефектного изделия из твёрдого сплава затруднительно. Кроме того, относительная плотность формируемого изделия ограничена примерно 98 %, и получить изделие того же высокого качества, что и твёрдый сплав, используемый на режущей кромке, при АП с использованием порошка затруднительно.

В настоящем исследовании, для создания бездефектного изделия, в качестве исходного материала использовались прутки из твёрдого сплава, изготовленные методом порошковой металлургии. Такой подход позволяет осуществлять формирование с сохранением свойств спечённого прутка из твёрдого сплава (таких как размер зёрен WC и соотношение WC:Co). Кроме того, стержневой материал обладает меньшим количеством дефектов по сравнению с порошком твёрдого сплава. Формирование изделия осуществлялось путём лазерного облучения прутков из твёрдого сплава и подложки. Расплавить твёрдый сплав только с

помощью лазера для создания формы, как это делается при DED на основе проволоки, затруднительно, так как диаметр прутка велик и твёрдость высока. Для решения этой проблемы был использован метод горячей проволоки, позволяющий нагревать прутки из твёрдого сплава перед формированием.

Метод горячей проволоки применяется в сварке и заключается в нагреве подаваемого материала (как правило, проволоки) до температуры, близкой к температуре плавления, путём пропускания электрического тока. Поскольку подаваемый материал нагревается перед подачей в сварочную ванну, достигается высокоэффективная сварка с низким тепловложением. В последние годы метод горячей проволоки также применяется в АП, и различные материалы используются для высокоэффективного формирования с уменьшенным термическим воздействием. Метод горячей проволоки может применяться к любому материалу или форме, которые могут быть нагреты электрическим током, и даже к крупногабаритным пруткам из твёрдого сплава, используемым в данном исследовании. Кроме того, температуру можно регулировать изменением тока.

При формировании твёрдого сплава избыточное

тепловложение может вызвать разложение WC, приводящее к дефектам. Это ожидается и при подаче и формировании спечённых прутков из твёрдого сплава. Поэтому в данном исследовании выяснялось влияние метода лазерного облучения на структуру формируемого изделия. Кроме того, поскольку было установлено, что сталь, используемая в качестве подложки, оказывает негативное влияние на формируемое изделие, был испытан метод с размещением промежуточного слоя между подложкой и формируемым изделием. Материал промежуточного слоя должен быть совместим с

твёрдым сплавом. Co и Ni часто используются в качестве связующих для твёрдых сплавов. Поэтому было исследовано использование сплава на основе Ni в качестве промежуточного слоя. Явления, происходившие при различных методах формирования, исследовались путём наблюдения микроструктуры, анализа состава и структурного анализа полученных твёрдых сплавов.

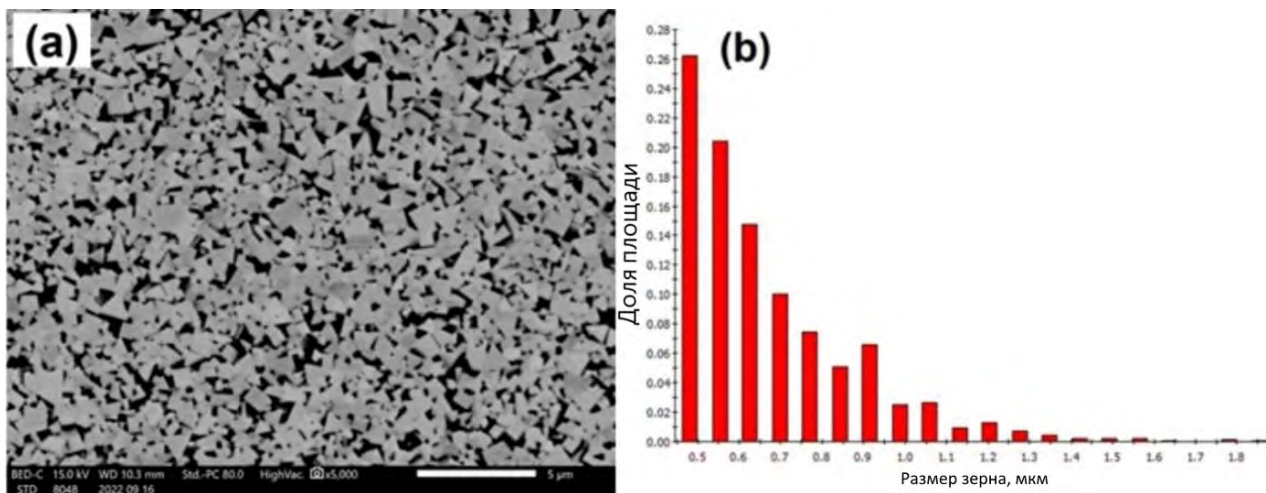
Материалы и образцы

В данном исследовании в качестве основного материала (подложки) использовалась сталь S50C (JIS G 4051) толщиной 10 мм, а промежуточный слой формировался

на подложке из проволоки из сплава на основе Ni (ASTM B435) диаметром 1,2 мм. Химические составы подложки и проволоки для формирования промежуточного слоя приведены в таблице. Для наращивания изделия использовались прутки из твёрдого сплава WC-Co диаметром 2,7 мм состава WC-16 %Co (производства Mitsubishi Materials Hardmetal Corporation) со средним диаметром зерна 0,64 мкм. На рис. (а) представлено изображение, полученное на сканирующем электронном микроскопе (SEM), прутков из твёрдого сплава, а на рис. (b) — распределение размеров зёрен.

Химический состав основного материала и присадочной проволоки

Материал, масс. %	C	Si	Mn	P	S	Fe	Ni
Подложка S50C	0,47–0,53	0,15–0,35	0,60–0,90	<0,030	<0,035	Осн.	<0,20
Проволока ASTM B435	0,07	0,42	0,48	0,005	<0,002	–	Осн.



(а) СЭМ-изображение спечённого прутка из твёрдого сплава. (b) Распределение размеров частиц WC в спечённом прутке из твёрдого сплава

В данном исследовании в качестве основного материала (подложки) использовалась сталь S50C (JIS G 4051) толщиной 10 мм, а промежуточный слой формировался на подложке из проволоки из сплава на основе Ni (ASTM B435) диаметром 1,2 мм.

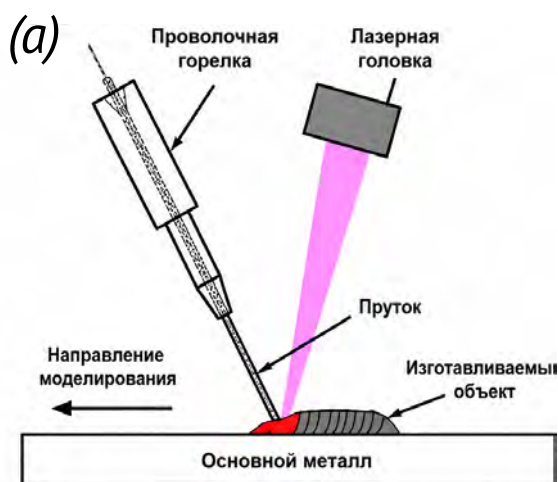
Методика эксперимента

Для использования прутка из твёрдого сплава диаметром 2,7 мм при формировании необходимо большое лазерное пятно. Поэтому в качестве источника лазерного нагрева был использован диодный лазер (модель Laserline LDF-6000). При необходимости увеличения лазерного пятна в соответствии с методом формирования использовалось прямоугольное лазерное пятно, получаемое с помощью технологии формирования луча. Для подачи тока на прутки из твёрдого сплава использовался источник питания горячей проволоки (Babcock-Hitachi модель IV1320) с импульсной формой тока при частоте 100 Hz и скважности 50 %. Ток нагрева прутка устанавливался на значение, при котором

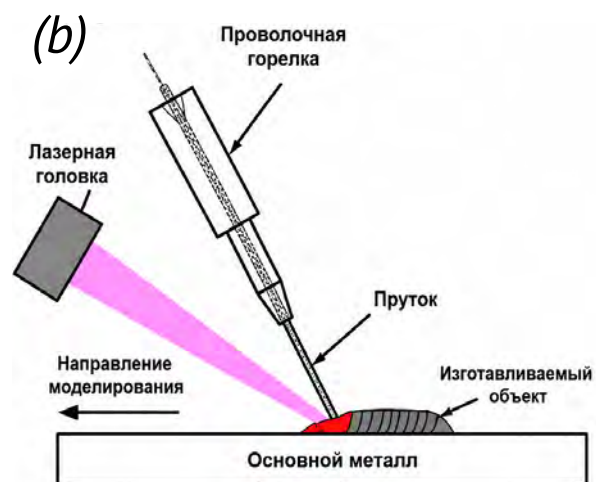
пруток размягчался даже без тепловложения от лазера, исходя из результатов предварительных экспериментов. Для предотвращения окисления формируемого изделия использовалась защита аргоном. Аргон подавался со скоростью 30 L/min через сопло, расположенное над прутком из твёрдого сплава.

Эксперименты проводились с использованием двух методов лазерного облучения для определения влияния каждого метода на структуру изделия из твёрдого сплава. Двумя методами были: метод с опережающим прутком и метод с опережающим лазером. Схемы экспериментов для каждого метода лазерного облучения представлены на рисунке (а) и (б), а экспериментальные условия для каждого метода — в стол.

бцах (а) и (б) таблице. Для метода с опережающим прутком использовалось прямоугольное лазерное пятно площадью 2,0 мм × 3,0 мм, которое было шире диаметра прутка из твёрдого сплава, для непосредственного облучения прутка лазером таким образом, чтобы подложка также получала тепловложение от лазера. Для метода с опережающим лазером использовалось лазерное пятно диаметром 2,0 мм, которое было меньше диаметра прутка из твёрдого сплава, для облучения зоны между прутком и подложкой. Кроме того, при методе с опережающим лазером за направлением формирования размещались медные ролики с водяным охлаждением для предотвращения отслаивания прутков и обеспечения охлаждающего эффекта



(а) Схема метода с опережающим прутком



(б) Схема метода с опережающим лазером

Экспериментальные условия

Параметр	(a)	(b)	(c)
Тип процесса	Опережение прутком	Опережение лазером	Опережение лазером
Мощность лазера, kW	3,0	6,0	2,8
Форма лазерного пятна, мм	2,3 × 3,0	φ 2,0	1,6 × 6,0
Скорость процесса, m/min	0,36	0,36	0,3
Угол подачи прутка, °	45	45	45
Скорость подачи прутка, m/min	0,30	0,36	0,39

На основании результатов экспериментов по изучению методов лазерного облучения твёрдый сплав формировался на подложке с предварительно нанесённым промежуточным слоем из сплава на основе Ni в конфигурации с опережающим лазером. Промежуточный слой формировался методом горячей проволоки с лазерным нагревом. Фотография поперечного сечения сформированного промежуточного слоя представлена на рисунке. Толщина промежуточного слоя составляет приблизительно 2 мм в центре, а зона термического влияния на подложке минимальна с тонким проплавлением. Экспериментальные условия были основаны на результатах экспериментов по изучению различных методов лазерного облучения, при этом мощность лазера и ток горячей проволоки были значительно

снижены. Кроме того, для предотвращения прямого облучения прутка из твёрдого сплава лазером путём расплавления промежуточного слоя использовалось лазерное пятно площадью 1,6 мм × 6,0 мм — больше диаметра прутка из твёрдо-

го сплава — для увеличения количества расплавленного материала промежуточного слоя. В столбце (c) таблицы приведены экспериментальные условия при использовании промежуточного слоя из сплава на основе Ni.



Поперечное сечение промежуточного слоя из сплава на основе Ni

Процесс формирования наблюдался с помощью высокоскоростной камеры. На объектив высокоскоростной камеры устанавливался полосовой фильтр 730 nm для снижения влияния отражения лазерного луча. Структура сформированного твёрдого сплава наблюдалась путём резки и шлифовки изделия алмазным кругом с последующей полировкой алмазной пастой 1 μm. При анализах, где

важным было состояние поверхности, поверхность обрабатывалась с помощью ионного полировального устройства (cross-section polisher) для удаления изменённого слоя. Для наблюдения поперечного сечения структуры использовался SEM (JEOL модель JSM-IT500HR), а для компонентного анализа — энергодисперсионная рентгеновская спектроскопия (EDX, JEOL модель EX-74600U4L2Q). Картины дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD, AMETEK модель ORION) использовались для сравнения размеров зёрен WC до и после формирования. Кроме того, проводился рентгенофазовый анализ (XRD, Rigaku модель SmartLab) с использованием Co-излучения и Co K β -фильтра для проверки наличия или отсутствия W₂C и других веществ, образующихся при разложении WC. Измерения твёрдости по Виккерсу (FUTURE-TECH модель FM-300) проводились при нагрузке 500 gf в течение 15 с.

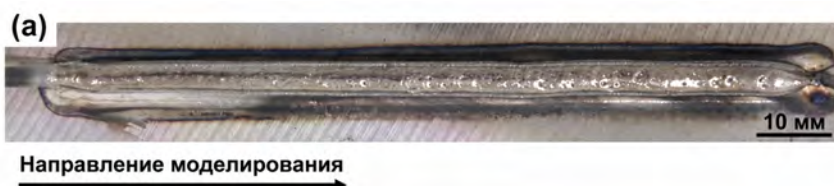
В некоторых экспериментах измерения температуры выполнялись с помощью мультисенсорной камеры. Мультисенсорная камера имеет четыре датчика со встроенными полосовыми фильтрами различных длин волн, а внутренняя оптическая система разделяет свет от объектива на четыре

ветви. Яркость на каждой длине волны преобразуется в температуру методом двух длин волн. Этот метод позволяет измерять температуру без необходимости учёта излучательной способности объекта. Для измерения температуры использовались длины волн, далёкие от длины волны лазера, чтобы избежать влияния отражения лазера. Для измерения температуры использовались длины волн 650 nm и 850 nm, обеспечивавшие наименьший шум и наиболее надёжные показания среди различных комбинаций длин волн. Данное

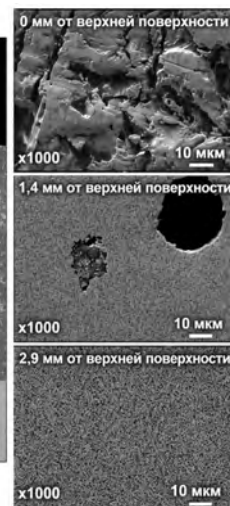
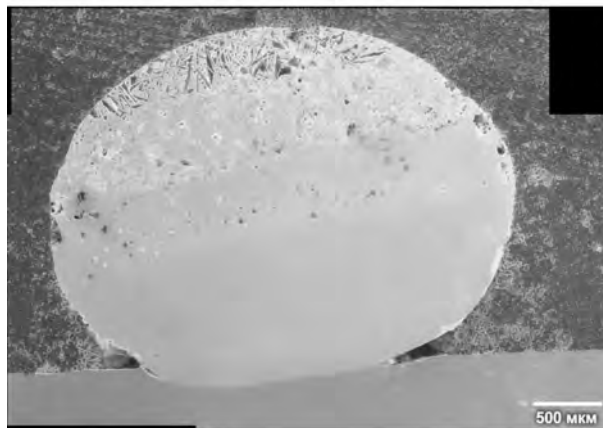
оборудование позволяет измерять температуру до 1800 °C.

Влияние метода лазерного облучения

На рисунке (а) представлено изделие из твёрдого сплава, изготовленное при условиях столбца (а), соответствующих методу с опережающим прутком. На изделии наблюдается множество пористых дефектов. Кроме того, в некоторых частях изделия возникли трещины. Изображение, полученное во время формирования (b), показывает брызги и испарения в точке лазерного облучения.



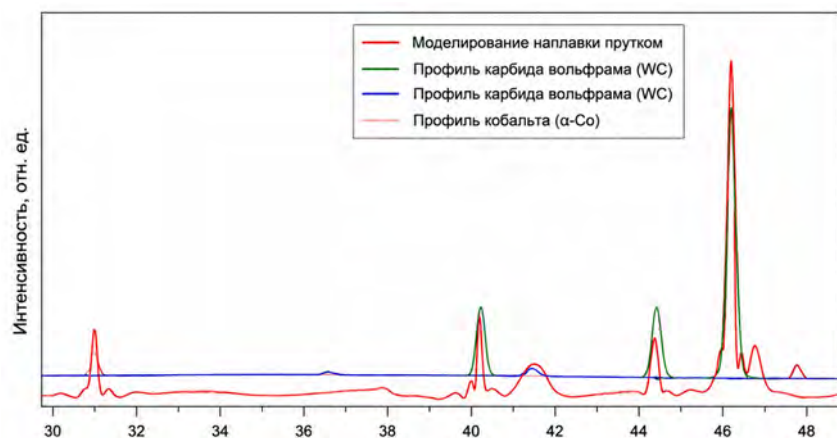
(а) Внешний вид изделия из твёрдого сплава, изготовленного методом с опережающим прутком. (b) Снимок высокоскоростной камерой процесса формирования методом с опережающим прутком



СЭМ-изображение твёрдого сплава, сформированного методом с опережающим прутком

Многочисленные пористые дефекты возникли в верхней части наращенного слоя на глубину приблизительно 1,5 мм. Однако в нижней части наращенного слоя, не подвергавшейся тепловому воздействию лазера, мелкодисперсная структура частиц WC была сохранена без дефектов.

Результаты XRD для верхней части сформированного изделия представ-



Рентгенограмма (XRD) твёрдого сплава, сформированного методом с опережающим прутком

На рисунке представлено изделие из твёрдого сплава, сформированное при условиях столбца (b) таблицы, соответствующих методу с опережающим лазером. На поверхности видны многочисленные трещи-

ны, а форма изделия нестабильна. Изображение процесса формирования (b) показывает больше брызг и испарений по сравнению с методом с опережающим прутком.



Направление моделирования



(a) Изделие из твёрдого сплава, изготовленное методом с опережающим лазером. (b) Снимок высокоскоростной камерой процесса формирования методом с опережающим лазером

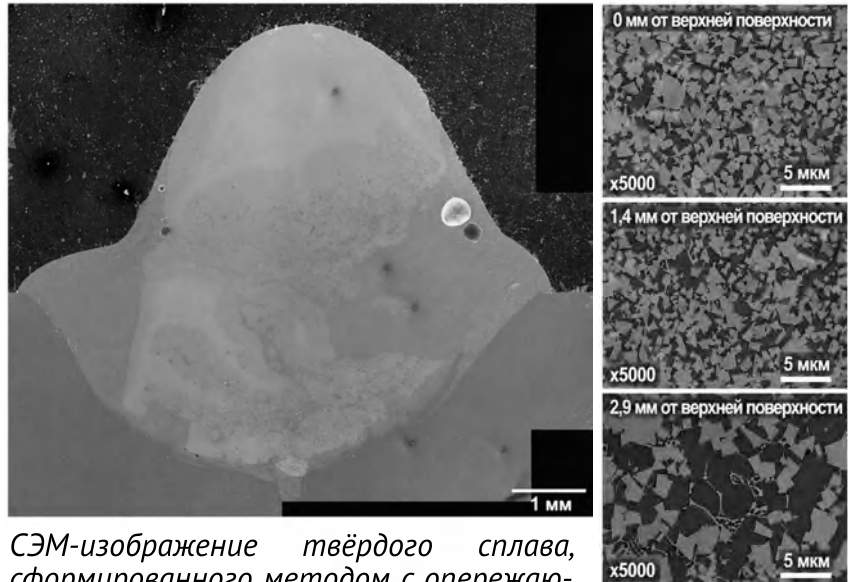
СЭМ-изображение поперечного сечения представлено на рис. 8. Несмотря на то, что при формировании наблюдалось обильное выделение испарений, на поперечном сечении значительных дефектов не обнаружено. Хотя в наращенной области наблюдается некоторое количество пористых дефектов, графит, образующийся при разложении WC, не обнаружен. Средний размер зёрен WC составляет 1,0 μm , и в верхней части наращенного слоя наблюдается некоторый рост зёрен WC, измеренный методом EBSD.

На рисунке представлена измеренная твёрдость по Виккерсу в вертикальном направлении сформированного изделия из твёрдого сплава. Даже в верхней части изделия, где при наблюдении поперечного сечения на SEM была сохранена относительно мелкодисперсная структура, твёрдость снижается до 1000 HV. Общая твёрдость составляет приблизительно 1000 HV при очень большом разбросе. Результаты EDX в той же области представлены на рисунке (b). На глубине 1,5 мм сформированного прутка обнаружены только W и Co, и состав соответствует обычному твёрдому сплаву. Однако по сравнению с составом до формирования доля Co увеличилась с 16 % до приблизительно 30 %, что, по-видимому, привело к

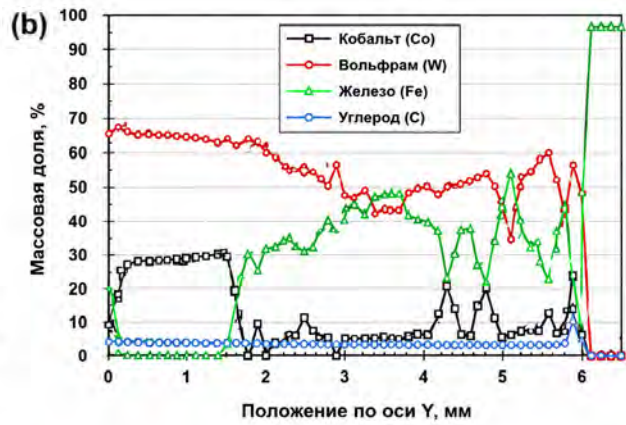
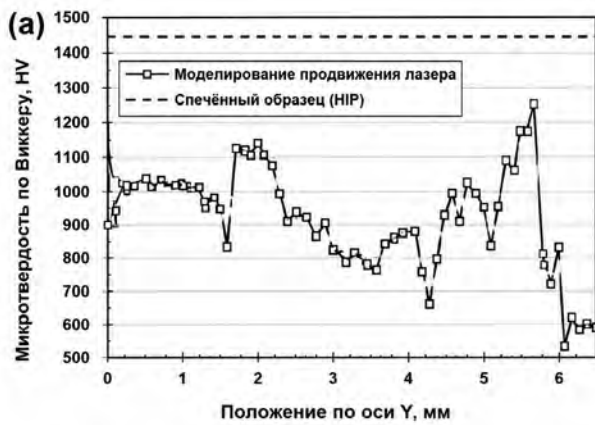


снижению твёрдости. На глубинах более 1,5 мм обнаружено большое количество Fe, и избыточное плавление подложки, вероятно, также повлияло на структуру твёрдого сплава.

Градиент концентрации Co оказывает существенное влияние на твёрдость сформированного прутка. Поскольку изменение концентрации Co очень велико, маловероятно, что



СЭМ-изображение твёрдого сплава, сформированного методом с опережающим лазером



(a) Распределение твёрдости по Виккерсу в вертикальном направлении твёрдого сплава, сформированного методом с опережающим лазером. (b) Распределение состава в вертикальном направлении твёрдого сплава, сформированного методом с опережающим лазером

оно вызвано диффузией, и, скорее всего, обусловлено массопереносом Co. Исследования массопереноса Co в твёрдых сплавах ведутся с 1980-х годов, и Lisovsky назвал это явление миграцией жидкой фазы (LPM), которая отличается от простых капиллярных и диффузионных явлений. Движущей силой этого массопереноса является давление миграции жидкой фазы p_m , обусловленное уменьшением полной межфазной энергии системы вследствие разницы

между межфазными энергиями на границах твёрдое-твёрдое (WC-WC) и твёрдое-жидкое (WC-Co). Изменение свободной энергии Гельмгольца системы выражено Lisovsky как:

$$\Delta F = \frac{1}{3} (2k\gamma_{sl} - \gamma_{ss}) \Delta A_{ss}$$

где γ_{sl} — поверхностное натяжение между твёрдой и жидкой фазами, γ_{ss} — поверхностное натяжение между твёрдыми фазами, а ΔA_{ss} — изменение площади контакта между твёрдыми фазами. Используя размер частиц d

и объёмную долю жидкости u для преобразования вышеприведённого уравнения, можно рассчитать давление LPM P_m как:

$$P_m = \frac{K/3d}{(1 - u/u)^{1/3}} (\gamma_{ss} - 2g\gamma_{sl})$$

где K — коэффициент, зависящий от формы частиц, а g — коэффициент, учитывающий изменение формы частиц при переносе жидкости. Результаты расчётов показывают, что массоперенос Co обусловлен различием

ями в количестве жидкости и размере частиц WC. Массоперенос Co, наблюдавшийся в данном исследовании, по-видимому, вызван именно LPM. Поскольку различий в размере зёрен WC не было, массоперенос Co, вероятно, обусловлен различиями в доле жидкой фазы и поверхностном натяжении Co. На рис. (a) и (b) представлены четырёхволновое составное изображение и температурное изображение, полученные мультисенсорной камерой при формировании методом с опережающим лазером. Температура стационарной части модели находилась вне диапазона измерений, поэтому не была зафиксирована, но качественное распределение температуры считается примерно аналогичным. Результаты измерений выявляют большой температурный перепад между верхом и низом формируемого изделия и показывают, что нижняя часть изделия имеет более низкую температуру.

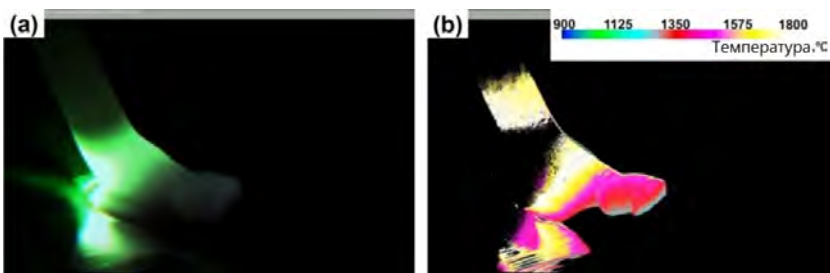
В данном исследовании мы считаем, что LPM обусловлена различием в поверхностном натяжении, вызванным этим температурным перепадом. Нижняя часть изделия, которая быстрее остывала за счёт теплопроводности к подложке, имела более низкую температуру, и существовала разница в доле жидкой фазы и поверхностном натяжении Co. В результате произошёл массоперенос Co, и, вероятно, сформировался значительный градиент концентрации. Мы полагаем, что можно было бы уменьшить градиент концентрации путём увеличения скорости охлаждения при формировании, однако генерация такого градиента концентрации неизбежна. Необходимо принимать меры, такие как использование прутка из твёрдого сплава с пониженной долей Co в расчёте на небольшое снижение твёрдости.

Приведённые выше экспериментальные результаты показывают, что при методе с опережающим

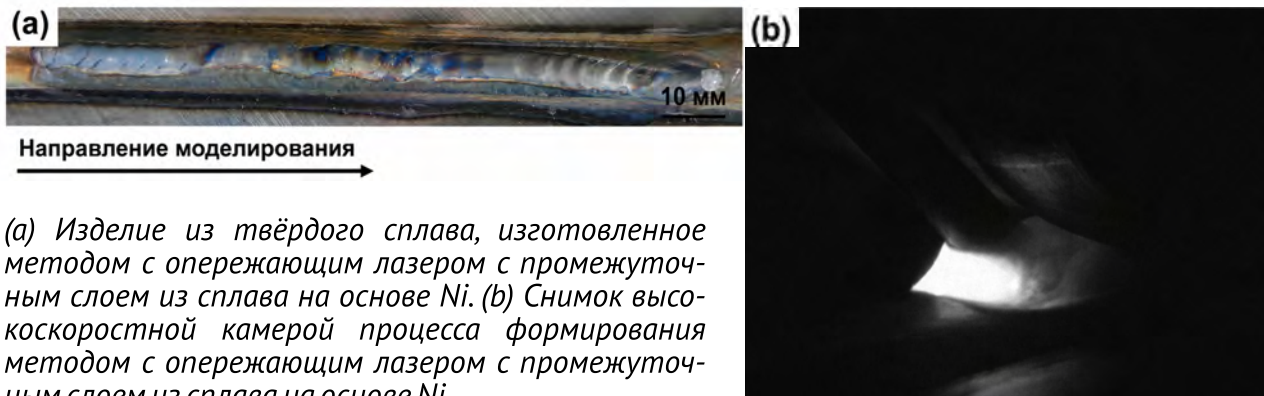
прутком лазер непосредственно облучает пруток из твёрдого сплава, и вследствие разложения WC возникает множество дефектов. Однако при методе с опережающим лазером разложение WC не наблюдалось, но твёрдость снижалась при увеличении концентрации Co, а компонент Fe проникал в изделие из твёрдого сплава по мере плавления подложки, вызывая дополнительное снижение твёрдости. Поэтому для получения изделия из твёрдого сплава с более высокой твёрдостью и без дефектов необходимо подавлять проникновение компонентов подложки при одновременном снижении мощности лазера в процессе с опережающим прутком.

Использование промежуточного слоя из сплава на основе Ni

Эксперименты по изучению двух методов лазерного облучения показали, что при методе с опережающим лазером важно максимально подавить тепловложение от лазера и предотвратить проникновение материала подложки в твёрдый сплав. На рисунке (a) представлено сформированное изделие. Хотя в начале наращивания имеется трещина, в конце наращивания трещин нет, что свидетельствует об изменении явлений в процессе формирования. Изображения, полученные высокоскоростной камерой



(a) Четырёхволновое составное изображение, полученное мультисенсорной камерой при формировании методом с опережающим лазером. (b) Температурное изображение, полученное мультисенсорной камерой при формировании методом с опережающим лазером

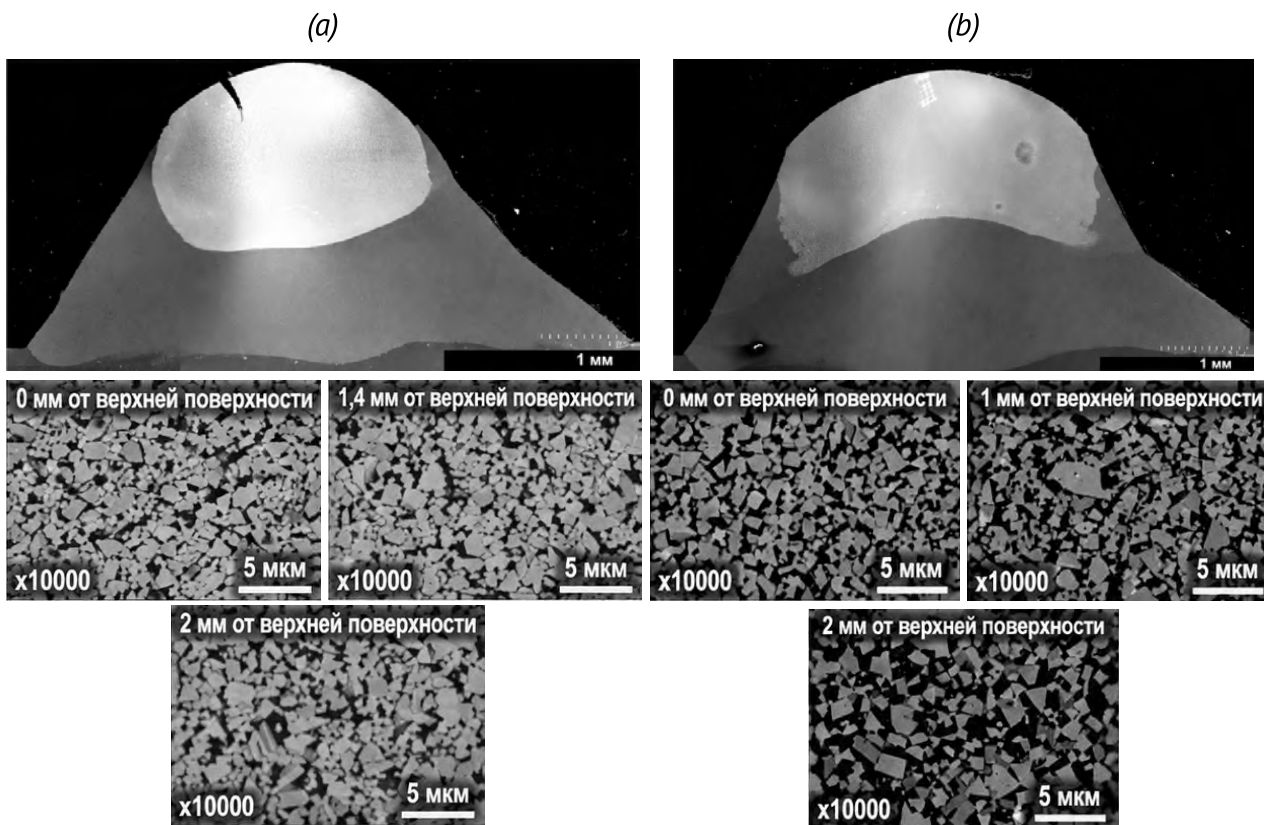


(a) Изделие из твёрдого сплава, изготовленное методом с опережающим лазером с промежуточным слоем из сплава на основе Ni. (b) Снимок высокоскоростной камерой процесса формирования методом с опережающим лазером с промежуточным слоем из сплава на основе Ni

в ходе процесса, представлены на рисунке (b). Расплавленный промежуточный слой образует галтель с прутом из твёрдого сплава, так что лазерный луч не облучает пруток непосредственно. Брызг и испарений от зоны лазерного облучения не наблюдалось, и формирование было стабильным.

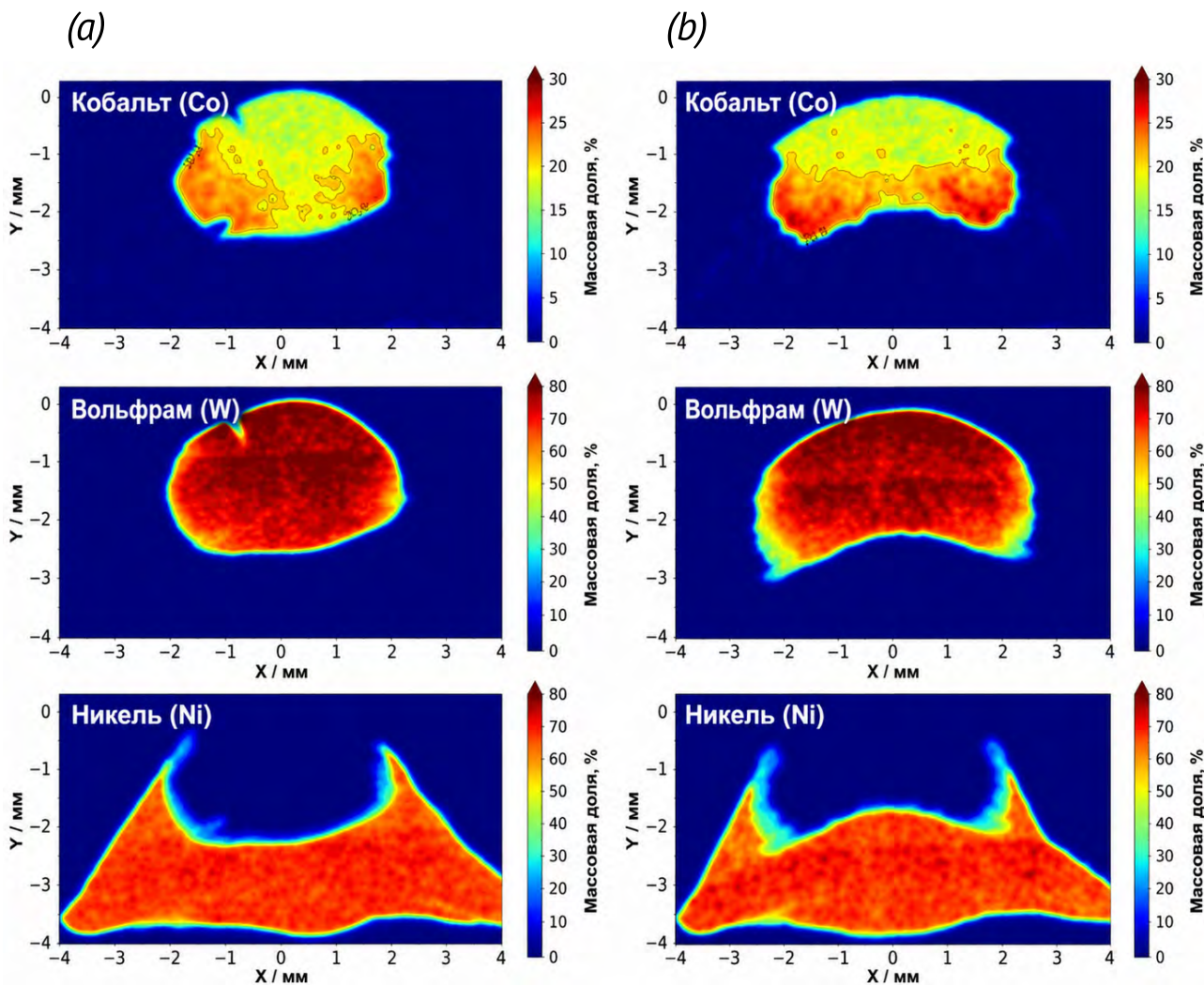
Наблюдались различия в явлениях формирования в начале и в конце процесса, поэтому наблюдения проводились как в начале, так и в конце. СЭМ-изображения поперечных сечений в каждой позиции представлены на рисунках (a) и (b). В поперечном сечении в начале видна крупная трещина, однако других

дефектов в части из твёрдого сплава не наблюдается. Поперечное сечение в начале подобно круглому сечению прутка из твёрдого сплава, тогда как сечение в конце полностью изменилось. В обоих сечениях структура твёрдого сплава сохраняет форму очень мелких частиц WC даже на расстоянии 2 мм от вершины сформированной части.



СЭМ-изображения в начале формирования изделия с промежуточным слоем из сплава на основе Ni

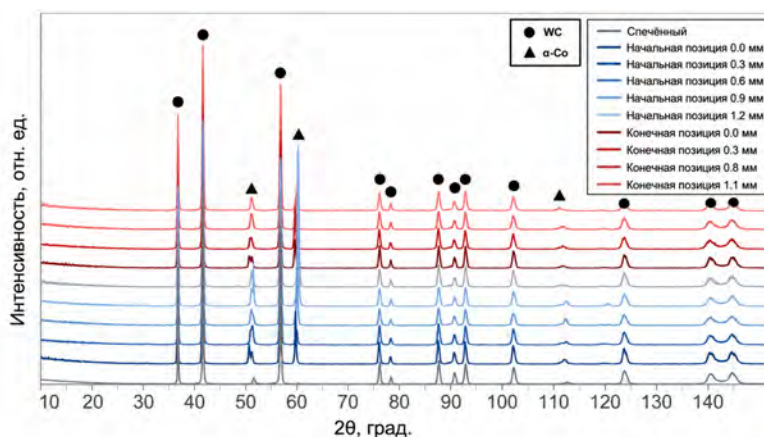
СЭМ-изображения в конце формирования изделия с промежуточным слоем из сплава на основе Ni



Распределения состава, полученные методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (EDX) в (a) начале и (b) конце формирования изделия с промежуточным слоем из сплава на основе Ni

Co сконцентрирован в нижней части сформированного изделия как в начале, так и в конце. Ni, содержащийся в промежуточном слое, почти полностью отделён от W в нижней части твёрдого сплава. Эти результаты подтверждают, что промежуточный слой из сплава на основе Ni успешно подавил реакции с компонентами подложки и не оказал существенного влияния на структуру твёрдого сплава.

Результаты XRD не пока-

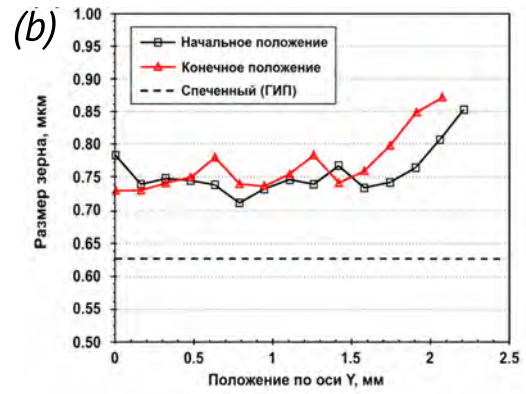
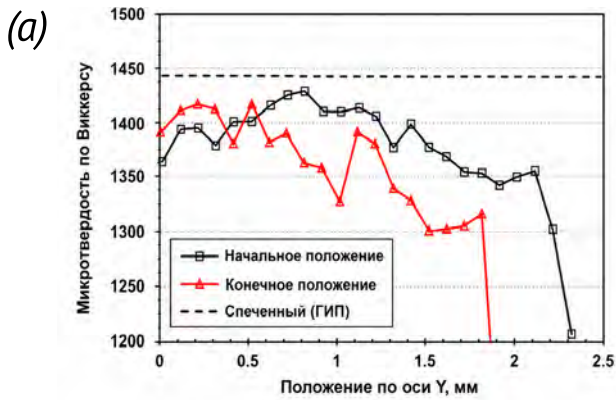


Рентгенограммы (XRD) в начале и конце формирования изделия с промежуточным слоем из сплава на основе Ni

зывают пиков, отличных от пиков WC и Co, ни в одной из позиций. Это также подтверждает, что в соответствии с

результатами SEM и EDX не произошло образования фаз, связанных с разложением WC, таких как W_2C .



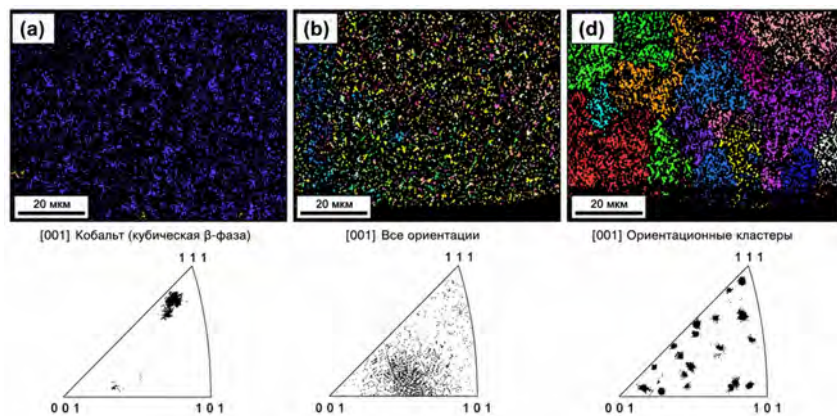


(a) Распределения твёрдости по Виккерсу в начале и конце формирования изделия с промежуточным слоем из сплава на основе Ni. (b) Распределения размера зёрен WC в начале и конце формирования изделия с промежуточным слоем из сплава на основе Ni

На рисунке (a) представлена измеренная твёрдость по Виккерсу сформированного изделия в вертикальном направлении. Хотя наблюдается незначительное снижение твёрдости по сравнению со спечённым состоянием, изделие по-прежнему сохраняет очень высокую твёрдость — приблизительно 1400 HV. Твёрдость снижается в направлении глубины сформированного изделия, но остаётся высокой на глубину порядка 2 мм. Это снижение твёрдости, по-видимому, обусловлено уменьшением среднего свободного пробега WC, связанным с увеличением концентрации Co. Однако градиент концентрации Co меньше, чем у изделия, сформированного непосредственно на подложке без промежуточного слоя из сплава на основе Ni при методе с опережающим лазером, и снижение твёрдости сформированного изделия может быть подавлено. На рисунке (b) представлен размер зёрен WC в

вертикальном направлении сформированного изделия, измеренный методом EBSD. Наблюдается рост относительно начального размера зерна при спекании, но даже на глубине 2 мм в

изделии размер составляет порядка 0,85 μm , что свидетельствует о сохранении микроструктуры частиц WC. Эта тенденция одинакова в начале и в конце формирования.



(a) Карта обратной полюсной фигуры (IPF) и распределение кристаллографической ориентации спеченного прутка из твёрдого сплава. (b) Карта IPF и распределение ориентации в начале формирования изделия с промежуточным слоем из сплава на основе Ni. (c) Карта IPF и распределение ориентации в конце формирования

Различия в форме сформированного изделия наблюдались в начале и в конце процесса. Поскольку различия в размере частиц WC между началом и концом процесса не было, анализ EBSD проводился по фазе Co. На рисунках (a), (b) и

(c) представлены карты обратной полюсной фигуры (IPF) и распределения кристаллографической ориентации для прутка из твёрдого сплава, начала формирования и конца формирования. В твёрдом сплаве после спекания

размер зёрен фазы Co велик. В масштабе, использованном для анализа, весь экран анализа представляет собой одно зерно, но в позиции начала формирования ориентация распределена вокруг определённого кристаллографического направления. Напротив, в конце формирования отчётливо видны множественные кристаллы. Из этого следует, что фаза Co не была полностью расплавлена в начале формирования и что кристаллическая структура в определённой степени унаследовала исходную ориентацию после формирования. Однако фаза Co была полностью расплавлена в конце формирования, и новая кристаллическая структура сформировалась в результате плавления и затвердевания.

Приведённые выше результаты показывают, что, вставив промежуточный слой из сплава на основе Ni и выполняя формирование методом с опережающим лазером, можно подавить разложение WC, которого невозможно избежать при традиционных методах, и успешно изготовить изделие из твёрдого сплава с твёрдостью, практически эквивалентной твёрдости спечённых материалов. Однако, поскольку дефекты наблюдались в начале формирования, очевидно, что важно выполнять наращивание при температуре

прутка, превышающей температуру полного плавления фазы Co, но ниже температуры, при которой происходит рост зёрен или разложение WC.

Причиной различия явлений в начале и конце формирования, по-видимому, является повышение температуры в конце процесса из-за аккумуляции тепла в промежуточном слое и подложке при низкой скорости формирования. Возникновение дефектов можно подавить путём мониторинга температуры на конце прутка и соответствующего управления током горячей проволоки и мощностью лазера. Такая оптимизация процесса позволяет осуществлять формирование без изменения размера зёрен WC или соотношения WC:Co спечённого прутка из твёрдого сплава. Кроме того, варьируя свойства прутка из твёрдого сплава, используемого для формирования, можно свободно контролировать характеристики изделия.

Выводы

В данном исследовании методом горячей проволоки с лазерным нагревом было проведено аддитивное производство твёрдого сплава WC-16 %Co для изучения влияния метода лазерного облучения на механические свойства и микроструктуру получаемого твёрдого сплава WC-Co. С

учётом результатов этих экспериментов твёрдый сплав затем формировался на промежуточном слое из сплава на основе Ni с целью получения бездефектного изделия из твёрдого сплава. Основные результаты и выводы данного исследования заключаются в следующем.

1. При формировании методом с опережающим прутком (когда лазер облучает верхнюю часть наращиваемого слоя) в верхней части изделия из твёрдого сплава происходит разложение WC, приводящее к образованию многочисленных дефектов.

2. При формировании методом с опережающим лазером (когда лазер облучает зону между подложкой и прутком из твёрдого сплава) расплавленная подложка предотвращает прямое лазерное облучение твёрдого сплава, что позволяет подавить разложение и укрупнение WC. Однако Fe из подложки проникает в твёрдый сплав, вызывая снижение твёрдости изготовленного изделия.

3. При методе с опережающим лазером с промежуточным слоем из сплава на основе Ni промежуточный слой предотвращает проникновение компонентов подложки в твёрдый сплав. Кроме того, рентгенофазовый анализ (XRD) показал, что фазы, отличные от WC и Co, отсутствуют, что свиде-



тельствует о получении бездефектного изделия из твёрдого сплава. Измеренная твёрдость верхней части изделия составила 1400 HV, что эквивалентно твёрдости спечённого материала.

4. При методе с опережающим лазером с промежуточным слоем из сплава на основе Ni наблюдались различия в формировании и внешнем виде изделия в начале и конце процесса. Анализ EBSD показал, что в начале формирования кристаллы были ориентированы вокруг определённого направления. Однако,

поскольку в конце формирования отчётливо наблюдались множественные кристаллы, фаза Co не была полностью расплавлена в начале процесса, и структура в определённой степени унаследовала исходную кристаллическую ориентацию. Напротив, в конце формирования фаза Co была полностью расплавлена, и новая кристаллическая структура сформировалась в результате плавления и затвердевания.

5. Поскольку наблюдались изменения явлений формирования в начале и в конце процесса, важно проводить формирование при температуре выше температуры плавления Co, но ниже температуры, при которой происходит рост зёрен или разложение WC.

6. Вертикальный градиент концентрации Co возникает

в сформированном изделии при всех методах формирования. Предполагается, что это вызвано различием в доле жидкой фазы и поверхностном натяжении Co вследствие температурного градиента при охлаждении в процессе формирования, обуславливающего LPM.

Вклад авторов

Keita Marumoto: написание оригинального черновика, валидация, руководство, методология, исследование, формальный анализ, обработка данных,


концептуализация.

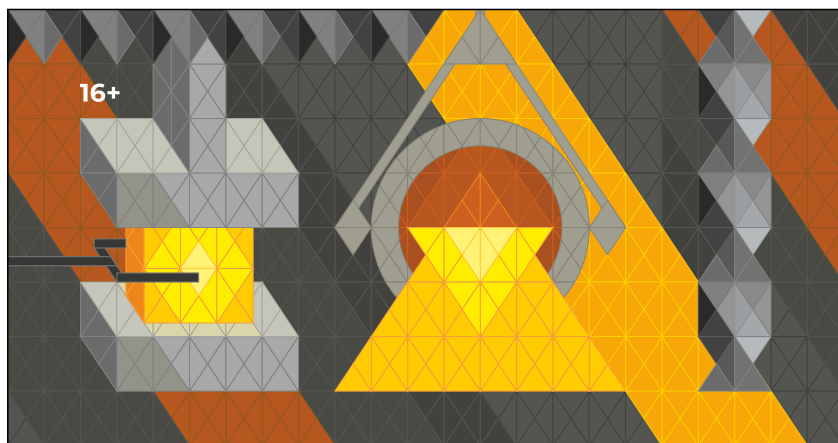
Takashi Abe: руководство, исследование, обработка данных.

Keigo Nagamori: исследование, обработка данных.

Hiroshi Ichikawa: руководство, ресурсы, привлечение финансирования.

Akio Nishiyama: руководство, концептуализация.

Motomichi Yamamoto: написание — рецензирование и редактирование, руководство, методология, привлечение финансирования, концептуализация. 



Металлообработка. Металлургия Пермь

22–25
сентября
2026

19-я выставка современных технологий, оборудования, материалов для машиностроения, металлообрабатывающей промышленности, подготовительного и литейного производства

Масштабный проект, аналогов которому нет на территории ПФО



(342) 204-04-53
ochkina@proexpo.ru

metal.proexpo.ru



телеграм-канал

@expometal

организатор:

 ПРО
ЭКСПО





Прочти
меня на
сайте

Влияние режимов наплавки в проволочно-дуговом аддитивном производстве на основе GMAW на твёрдость, износостойкость и коррозионное поведение стенок из сплава Al5356

Аннотация

Проволочно-дуговое аддитивное производство (WAAM) — перспективная технология изготовления крупногабаритных алюминиевых компонентов, однако режим наплавки существенно влияет на термическую историю, микроструктуру и образование дефектов. В работе исследовано влияние трёх режимов WAAM на основе дуговой сварки плавящимся электродом в защитном газе (GMAW): импульсного GMAW, холодной дуги (cold arc) и импульсного переменного тока (pulsed AC) — на микроструктуру, твёрдость, износостойкость и коррозионное поведение стенок из сплава Al5356. Различия по тепловложению и характеристикам дуги привели к изменениям размера зерна пористости. Режим импуль-

льного AC дал наибольший размер зерна и наименьшую пористость; импульсный GMAW — промежуточный размер зерна и наибольшую пористость; холодная дуга — наиболее мелкозернистую микроструктуру при промежуточной пористости. Во всех условиях наблюдалась сегрегация магния по границам зёрен с возможным образованием β -фазы Al_3Mg_2 при локальном термическом воздействии.

Твёрдость во всех образцах оказалась близкой, при этом импульсный AC показал несколько меньшую и более однородную твёрдость из-за более крупной микроструктуры. Трибологическое поведение не выявило явных различий между режимами наплавки. Электрохимические испытания показали, что импуль-

льный AC обеспечивает наилучшее сопротивление коррозии благодаря пониженной пористости и меньшей плотности границ зёрен, что ограничивает межкристаллитное разрушение. В целом режим наплавки преимущественно влияет на микроструктуру и коррозионное поведение, тогда как его влияние на износостойкость в исследованных условиях ограничено.

Введение

Проволочно-дуговое аддитивное производство (WAAM) относится к технологиям прямого энергетического осаждения в семействе процессов аддитивного производства металлов. По концепции этот метод близок к автоматизированной дуговой сварке: электрическая дуга расплавляет металлическую проволоку,

которая послойно наплавляется для построения металлических компонентов формы, близкой к окончательной (near-net-shape). В зависимости от типа сварочного источника и характеристик дуги процессы WAAM принято делить на варианты на основе GMAW (gas metal arc welding — дуговая сварка плавящимся электродом в защитном газе), GTAW (gas tungsten arc welding — дуговая сварка вольфрамовым электродом в защитном газе) и PAW (plasma arc welding — плазменно-дуговая сварка). Среди этих вариантов WAAM на основе GMAW особенно привлекателен благодаря высоким скоростям наплавки и применимости в промышленности. В этой конфигурации проволока выполняет функцию плавящегося электрода и подаётся коаксиально через сварочную горелку.

Алюминиевые сплавы — крайне привлекательный материал для изготовления крупногабаритных компонентов методом WAAM благодаря низкой плотности, высокой удельной прочности и хорошей коррозионной стойкости. Эти свойства привели к росту применения алюминиевых WAAM-компонентов в авиакосмосе, судостроении и автомобильной промышленности. В настоящей работе в качестве исходного материала выбран алюми-

ниевый сплав 5356 (Al5356). Будучи представителем серии 5xxx, Al5356 легирован преимущественно магнием и хорошо известен превосходной свариваемостью и коррозионной стойкостью, что делает его особенно подходящим для обработки методом WAAM.

Исследование основано на предыдущих работах, в которых стенки из Al5356 изготавливались с помощью трёх различных режимов WAAM на основе GMAW, рекомендованных производителями оборудования: импульсный GMAW, холодная дуга (cold arc) и импульсный переменный ток (pulsed AC). Эти режимы различаются прежде всего формой тока, что приводит к различиям в тепловложении и механизмах переноса металла. Импульсный GMAW использует модулированный ток, обеспечивающий перенос металла в виде мелких капель и улучшенный контроль тепловложения и стабильности дуги. Холодная дуга характеризуется механизмом переноса металла с управляемым коротким замыканием, что уменьшает тепловложение. Оба режима (импульсный GMAW и cold arc) работают с положительной полярностью тока, тогда как импульсный AC чередует полярность тока, что позволяет управлять как стабильностью дуги, так и распределением тепла в процессе

наплавки.

Aldalur и соавт. показали, что выбранные режимы приводят к заметным различиям в микроструктурных особенностях и уровне пористости наплавленного материала. В частности, режим импульсного AC дал наибольший средний размер зерна. По пористости импульсный GMAW показал наибольший уровень, а импульсный AC — наименьший. Тем не менее во всех трёх режимах переноса наблюдаемые поры были относительно небольшими: объём большинства пор составлял менее $5,7 \times 10^{-3}$ мм³. Это указывает на то, что пористость преимущественно связана с полостями, образованными захваченным при кристаллизации водородом. Учитывая столь заметные различия в микроструктуре и пористости, цель настоящего исследования — выяснить, приводят ли эти различия к измеримым изменениям ключевых функциональных свойств компонентов из Al5356, изготовленных методом WAAM. В частности, работа посвящена оценке влияния режима наплавки на твёрдость, износостойкость и коррозионное поведение и тем самым более полной характеристике эксплуатационных характеристик стенок Al5356, полученных в различных режимах GMAW-based WAAM.

Материал и изготовление

Стенки изготавливались на 3+2-осевой WAAM-системе производства Addilan (Addilan V0.1, Испания), оснащённой сварочным источником EWM AC Titan XQ 400 (EWM, Германия). Сравнительно исследовались три рабочих режима источника: импульсный GMAW, холодная дуга и

импульсный AC. В качестве исходного материала использовалась коммерческая проволока Al5356 диаметром 1,2 мм, химический состав которой приведён в Таблице 1 Подложкой также служил Al5356 в виде пластин толщиной 15 мм. Стенки наплавливались как однопроходные (single-bead), их

размеры — 100 мм в длину и 50 мм в высоту. Перед наплавкой алюминиевые подложки шлифовались и очищались для удаления поверхностных оксидов и загрязнений. В качестве защитного газа использовался чистый аргон (100% Ar) с расходом 30 л/мин.

Химический состав сварочной проволоки Al5356

Элемент	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Be	Al
мас.%	0,05	0,11	0,001	0,16	4,8	0,12	0,001	0,081	0,0001	ост.

Наплавка велась по двунаправленной стратегии. Каждый слой наплавливался за один проход, а следующий слой — в противоположном направлении после того, как начальная

точка, соответствующая конечной точке предыдущего валика, остывала до 250 °С, что контролировалось пирометром. Основные параметры процесса для изготовления стенок сведе-

ны в таблицу. Во всех условиях скорость подачи проволоки была зафиксирована на 8 м/мин, а скорость перемещения — на 65 см/мин, что давало скорость наплавки 1,44 кг/ч.

Параметры процесса при изготовлении стенок

Параметр	Импульсный GMAW	Cold arc	Импульсный AC
WFR — скорость подачи проволоки, м/мин	8	8	8
TS — скорость перемещения, см/мин	65	65	65
DR — скорость наплавки, кг/ч	1,44	1,44	1,44
I — ток, А	136,75	136,84	128,36
V — напряжение, В	17,99	15,35	16,61
HI — тепловложение, кДж/см	2,04	1,75	1,89

WFR — скорость подачи проволоки; TS — скорость перемещения; DR — скорость наплавки; I — ток; V — напряжение; HI — тепловложение

Как описано в исходном документе, высокочастотная система регистрации записывала мгновенные значе-

ния тока и напряжения во время наплавки. Эти сигналы обрабатывались для получения средних характе-

ристических значений тока и напряжения для каждого режима. Кроме того, для каждого режима рассчиты-



валось линейное тепловложение HI по формуле:

$$HI = \frac{\eta \cdot \sum_{i=1}^n \frac{I_i \cdot V_i}{n}}{TS}$$

где I_i (A) и V_i (B) — мгновенные значения тока и напряжения соответственно; TS — скорость перемещения (см/с); и η — термический КПД дуги. Было принято постоянное значение КПД, равное 0,9, в соответствии со значениями, приведенными в предыдущих исследованиях. Полученные значения подводимой тепловой энергии также включены в таблицу для сравнения.

Микроструктурный анализ

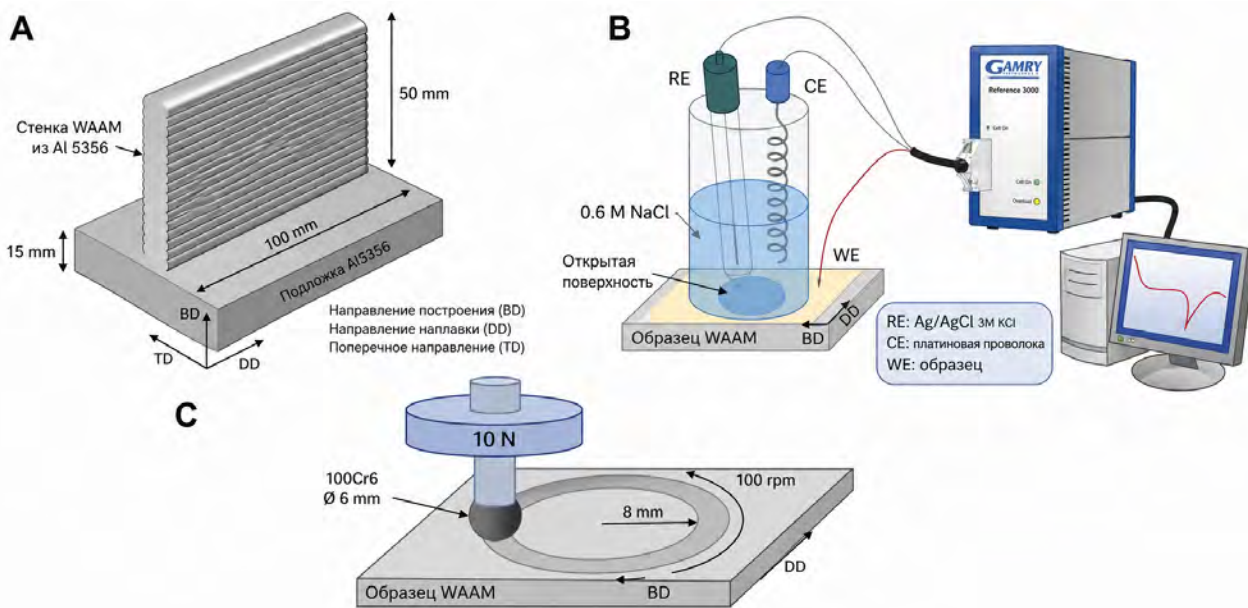
Образцы для микроструктурного исследования были изготовлены из каждой

изготовленной стенки. Анализ проводился в плоскости, определяемой направлениями построения и осаждения, соответствующей ориентации, используемой для последующих испытаний. Образцы монтировали, механически шлифовали и полировали в соответствии со стандартными металлографическими процедурами, а затем травили в течение 30 секунд реактивом Келлера (95 мл H_2O , 2,5 мл HNO_3 , 1,5 мл HCl , 1 мл HF ; ES Laboratory, США). Микроструктурную характеристику проводили с помощью оптической микроскопии (BX60M, Olympus, Япония) и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) с энергодисперсионной рентгеновской спектроскопией (ЭДРС) на

системе Zeiss (EVO 15, Zeiss, Германия).

Испытание на коррозию

Для оценки коррозионной стойкости алюминиевых стенок были проведены испытания методом потенциодинамической поляризации (ПДП). Как показано на рисунке 1B, электрохимические измерения проводились с использованием потенциостата Gamry (Gamry Reference 600, Gamry Instruments, США) в стандартной трехэлектродной конфигурации, включающей электрод сравнения $Ag/AgCl$ (3 M KCl), платиновый противозлектрод и образец, выступающий в качестве рабочего электрода. Все эксперименты проводились при комнатной температуре в 0,6 M водном растворе $NaCl$.



Схематическое представление (A) изготовленной стенки; (B) экспериментальной установки для потенциодинамических поляризационных испытаний и (C) испытания «стержень на диске». Сокращения: CE: Противозлектрод; RE: Референтный электрод; WAAM: Аддитивное производство методом дуговой сварки проволокой; WE: Рабочий электрод

Площадь открытой поверхности рабочего электрода была зафиксирована на уровне 0,49 см², и для каждого условия измерения повторялись три раза, для обеспечения воспроизводимости и статистической достоверности.

Перед проведением испытаний образцы последовательно шлифовали с использованием абразивной бумаги из карбида кремния с зернистостью от 120 до 2000 (Struers, Дания), после чего полировали до зеркального блеска с помощью алмазной суспензии с размером частиц 3 мкм. Перед началом поляризационного сканирования потенциалу разомкнутой цепи давали стабилизироваться в течение 900 с. Затем проводили сканирование поляризационной дифракции, начиная с -300 мВ относительно стабилизированного потенциала разомкнутой цепи, и продолжая анодно до достижения потенциала 1 В или плотности тока 0,25 А/см². Потенциал изменяли с постоянной скоростью сканирования 0,16 мВ/с. По полученным поляризационным кривым электрохимические параметры определяли с помощью метода экстраполяции Тафеля, путем аппроксимации линейных участков как анодной, так и катодной ветвей в полулогарифмическом представлении.

Экстраполяция проводилась в пределах как минимум одного десятилетия плотности тока в пределах линейной области Тафеля, избегая диффузионно-контролируемых и переходных областей.

Измерение твердости

Твердость образцов измеряли с помощью микротвердомера Mitutoyo MicroWizHard (Mitutoyo HM-210/220 Type A, Япония). Измерения проводились в трех разных точках вдоль каждой стенки: на левой стороне (начало стенки), в центральной области и на правой стороне (конец стенки). В каждой точке было выполнено 10 оттисков под нагрузкой 0,5 кгс.

Трибологические испытания

Трибологическое поведение образцов Al5356, изготовленных методом WAAM, оценивалось в условиях сухого скольжения с использованием испытаний "штифт-диск" на трибометре Microtest MT Series (MT Series Pin-on-Disk Tribometer, Microtest, Испания), в соответствии с рекомендациями стандарта ASTM G99-17.16 Как показано на рисунке 1С, использовался сферический контртело диаметром 6 мм, изготовленное из высокоуглеродистой хромистой стали (100Cr6, AISI 52100). Все испытания проводились при постоянной нормальной нагрузке 10 Н, скорости вращения 200 об/мин и

радиусе следа износа 8 мм, что приводило к общей дистанции скольжения 100 м. Перед испытанием образцы были механически отполированы для достижения равномерной шероховатости поверхности Ra = 3 мкм, чтобы минимизировать влияние исходной топографии поверхности. Коэффициент трения (КТР) непрерывно регистрировался и рассчитывался как мгновенное отношение тангенциальной и нормальной сил в соответствии со стандартом ASTM G99-17. Потеря материала количественно оценивалась путем объемной оценки. Объем следа износа определялся путем измерения трех различных сегментов следа износа с помощью конфокальной микроскопии (Smart, Sensofar, Испания).

Затем эти измерения экстраполировались для оценки общего объема следа износа, и вычислялось среднее значение. После определения объема износа, возникшего во время испытания, коэффициент износа материала (k , в мм³/Н·м) рассчитывался по уравнению 2, определяемому как отношение объема износа (V , в мм³) к произведению приложенной нормальной нагрузки (F , в Н) и расстояния скольжения (s , в м).

$$k = \frac{V}{F \cdot s}$$



Результаты

Микроструктура

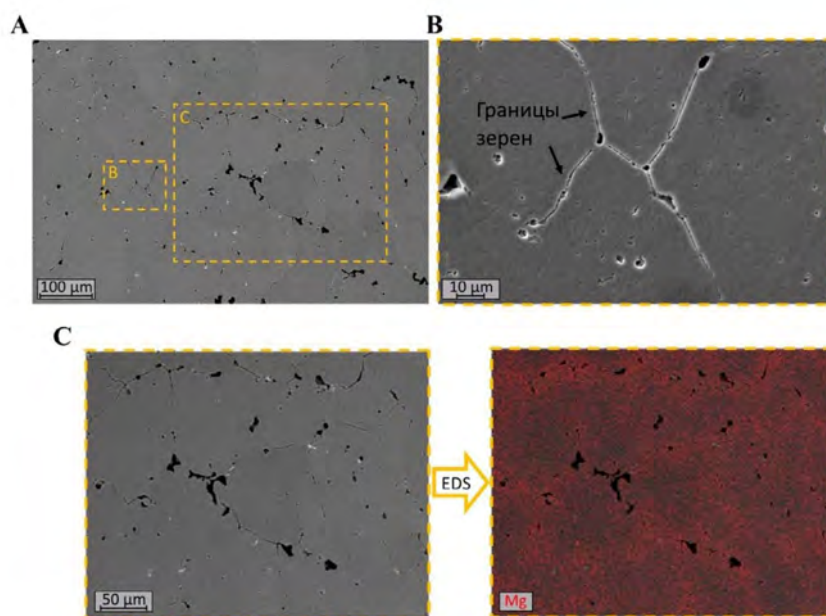
Согласно фазовой диаграмме Al-Mg и учитывая химический состав проволоки Al5356, содержащей менее 5 мас.% Mg, ожидается образование интерметаллических соединений β -Al₃Mg₂. Металлографический анализ показал, что независимо от используемого режима осаждения, микроструктура стенок Al5356, изготовленных методом WAAM, состоит из α -Al матрицы с заметной сегрегацией Mg на границах зерен и междендритных областях. Такая неоднородность состава может привести к образованию преципитатов β (Al₃Mg₂), особенно в условиях термического циклирования, присущих процессу WAAM.

На рисунке, соответствующем образцу, изготовленному с использованием импульсного режима GMAW, показано изображение области границы зерен с большим увеличением. Эти области, по-видимому, сильнее подвержены воздействию реактива Келлера, что указывает на наличие неоднородностей состава на границах зерен.

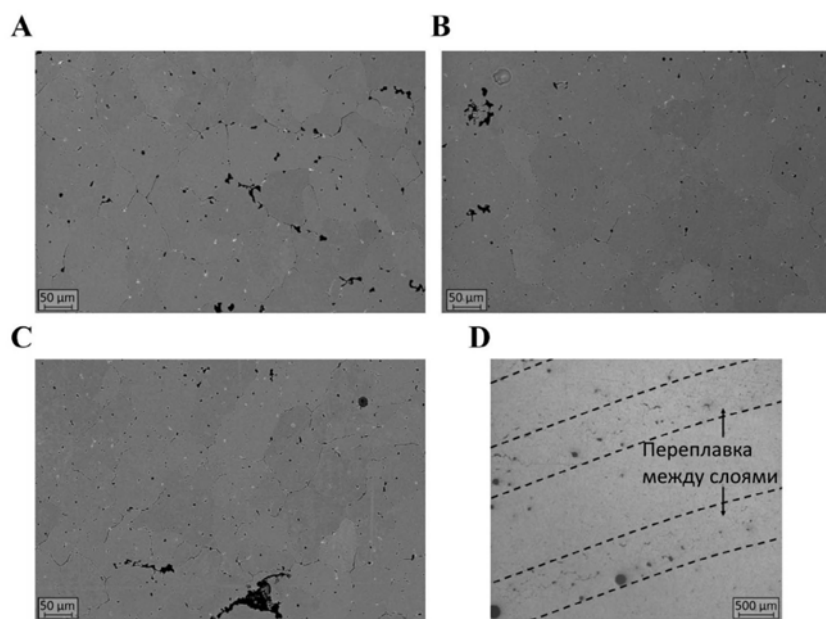
Анализ EDX, проведенный в области, показанной на рисунке 2С, подтверждает более высокую концентрацию Mg на границах зерен по сравнению с окружающей α -Al матрицей. Такое поведение объясняется

сегрегацией Mg во время затвердевания и термического циклирования, характерных для процесса WAAM, что может привести к обра-

зованию β -фазы (Al₃Mg₂) в междендритных и межзеренных областях при соответствующих локальных условиях.



Характеристики импульсной сварки GMAW, полученные с помощью сканирующей электронной микроскопии: (A) Типичная микроструктура (масштабные линейки: 100 мкм; увеличение: 400х), (B) изображение области границы зерен с большим увеличением (масштабные линейки: 10 мкм; увеличение: 2000х) и (C) анализ энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии выбранной области из (A) (масштабные линейки: 50 мкм; увеличение: 750х)



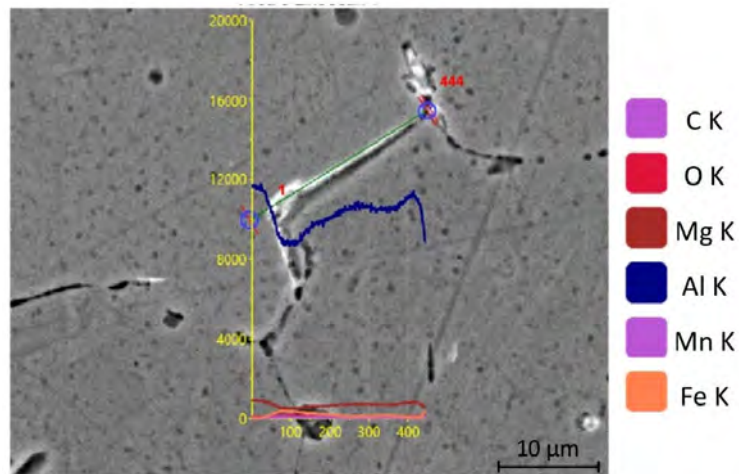
Типичные сканирующие электронные микроснимки, демонстрирующие микроструктуру стенок, изготовленных в режимах (A) импульсной дуговой сварки GMAW, (B) холодной дуги и (C) импульсного переменного тока, а также (D) оптический микроснимок, выделяющий зоны расплава. Масштабные линейки: 50 мкм/500 мкм; увеличение: 400х/1,25х

На рисунке показана микроструктура трех изготовленных стенок. Как было отмечено ранее в анализе дифракции обратнорассеянных электронов, представленном в нашей предыдущей работе, образец, обработанный импульсным переменным током, показал наибольшую среднюю площадь зерен, приблизительно 2300 мкм², тогда как образец, обработанный холодной дугой, продемонстрировал самую мелкозернистую микроструктуру со средней площадью зерен 1046 мкм². Образец, обработанный импульсным дуговым разрядом в среде GMAW, показал промежуточную площадь зерен, около 1900 мкм². Тем не менее, как видно на рисунке 3D, центральная область каждого осажденного слоя демонстрирует большую площадь зерен и меньшее количество областей, обогащенных магнием, и/или возможной β-фазы по сравнению с зонами переплавления между соседними слоями. Кроме того, зоны переплавления, выделенные на рисунке 3D, демонстрируют более выраженную реакцию на травитель и более высокую плотность пор, чем центральные области осажденных слоев, что указывает на большую микроструктурную неоднородность в этих областях. Это различие связано с повторяющимися термичес-

кими циклами, присущими процессу WAAM, которые способствуют перераспределению растворенных веществ и осаждению фаз в повторно нагретых областях. Предыдущие исследования также показали, что содержание Mg в стенках из сплава Al5356, изготовленных методом WAAM, ниже,

чем в исходной проволоке, из-за испарения Mg во время осаждения. В локализованных областях температура процесса может превышать точку кипения Mg (выше 1100 °C), что приводит к частичной потере Mg и изменению состава осажденного материала.

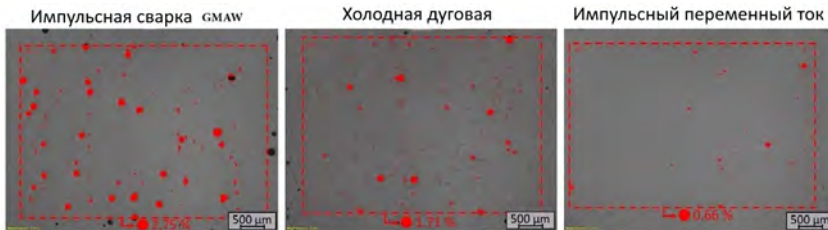
Помимо фаз Al-Mg, следо-



Линейное сканирование методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии в области яркого межзеренного осадка

вые количества легирующих элементов, таких как Fe, присутствующие в сварочной проволоке, могут приводить к образованию богатых железом интерметаллических соединений. На рисунке показано линейное сканирование EDX, выполненное в более светлой области, идентифицированной на изображении детектора обратнорассеянных электронов высокого разрешения (HD-BSD). Соответствующий профиль состава показывает локальное уменьшение сигналов Al и Mg и одновременное увеличение сигнала Fe относи-

тельно окружающей матрицы. Эти наблюдения указывают на присутствие интерметаллических частиц, содержащих Fe, которые могут соответствовать таким фазам, как Al₆(Fe,Mn), Al₃(Fe) или Al₂(Fe,Mn). Такие частицы могут локально влиять на механическое и коррозионное поведение материала, выступая в качестве предпочтительных мест для концентрации напряжений или микрогальванической связи. На рисунке показано распределение пор, наблюдаемое в образцах, использованных для коррозионных испытаний до воздействия.



Количественная оценка пористости методом анализа изображений оптических микроснимков образцов, изготовленных методом аддитивного производства с использованием проволоочной дуговой сварки. Масштабные линейки: 500 мкм; увеличение: 1,25x

Между тремя режимами осаждения можно выявить явные различия в уровнях пористости. В условиях импульсной дуговой сварки GMAW наиболее высокий уровень пористости, достигающий 2,75%, с наличием нескольких относительно крупных пор диаметром приблизительно 150 мкм. Однако распределение пористости внутри стенки не является полностью однородным, и некоторые области одного и того же образца показывают заметно более низкие уровни пористости, близкие к 1%. В условиях холодной дуговой сварки наблюдается более низкий общий уровень пористости (1,71%), характеризующийся меньшим количеством крупных пор, но более высокой плотностью микропор, распределенных по всей микроструктуре. В отличие от этого, в условиях импульсной дуговой сварки переменным током наиболее низкий уровень пористости (0,66%), с как уменьшенным количеством пор, так и меньши-

ми размерами пор.

В процессе WAAM Al5356 микроструктурная эволюция и образование дефектов сильно зависят от взаимодействия между тепловыми условиями процесса и присущими дуге характеристиками, связанными с каждым режимом осаждения. Хотя рассчитанные значения подводимой тепловой энергии (2,04, 1,89 и 1,75 кДж/см² для импульсной GMAW, импульсной AC и холодной дуги соответственно) указывают на умеренные различия, они обеспечивают полезную основу для интерпретации результирующей термической истории. Более высокая подводимая тепловая энергия в режиме импульсной GMAW способствует более медленным скоростям охлаждения, что благоприятствует росту зерен и усиливает перераспределение растворенных элементов. Напротив, более низкая подводимая тепловая энергия в режиме холодной дуги приводит к более быстрой кристаллизации и

более мелкозернистой микроструктуре, в то время как в режиме импульсной AC наблюдается промежуточное термическое поведение.

Однако, помимо этих тепловых эффектов, решающую роль играют внутренние характеристики каждого режима дуги. Более мелкая зернистая структура, наблюдаемая в условиях холодной дуги, может быть связана с контролируемым режимом переноса короткого замыкания, который приводит к менее энергичному и более стабильному переносу металла, ограничивая перемешивание расплавленной ванны и способствуя быстрому затвердеванию. Напротив, больший размер зерен, измеренный в условиях импульсного переменного тока, согласуется не только с его промежуточным тепловым воздействием, но и с эффектом переменной полярности. Во время фазы отрицательного тока поток электронов к электроду вызывает дополнительный нагрев ранее осажденного материала, эффективно увеличивая локальное тепловое воздействие и способствуя укрупнению зерен. Этот эффект повторного нагрева отсутствует в импульсном режиме GMAW, где ток остается строго положительным.

Что касается образования дефектов, в частности пористости, необходимо учитывать как подвод тепла, так и

динамику переноса металла. Хотя меньший подвод тепла обычно ограничивает время, доступное для выхода газа, послойное накопление тепла, присущее технологии WAAM, может частично компенсировать этот эффект, особенно в условиях холодной дуги. В этом случае сочетание повторного нагрева между слоями и контролируемого, менее агрессивного механизма переноса капель способствует образованию более стабильной расплавленной ванны, облегчая выход газа и приводя к относительно низкому уровню пористости. В отличие от этого, распыляющая характеристика переноса в импульсном режиме GMAW и импульсном режиме переменного тока, обусловленная преимущественно электромагнитными силами, генерирует более турбулентную расплавленную ванну, что может способствовать захвату газа. Тем не менее, импульсный режим переменного тока выигрывает от изменения полярности, которое разрушает оксидный слой и усиливает дегазацию водорода, способствуя его сравнительно меньшей пористости.

В целом, эти результаты показывают, что структурная эволюция и образование дефектов в сплаве Al5356, полученном методом WAAM, определя-

ются сложным взаимодействием между подводимой теплотой, термическими циклами и физикой дуги.

Коррозия

Различия в пористости, микроструктуре и сегрегации Mg, выявленные в предыдущем разделе, предположительно, повлияют на коррозионное поведение материала, поскольку как существующие поры, так и обогащенные Mg области границ зерен могут выступать в качестве предпочтительных мест для накопления электролита и локализации коррозии. Для оценки коррозионной стойкости алюминиевых стенок были проведены испытания PDP. На рисунке 6 представлены кривые PDP, полученные в результате электрохимических испытаний, проведенных в растворе 0,6 М NaCl. В катодной области все образцы демонстрируют схожие наклоны, что указывает на сопоставимую катодную кинетику и подтверждает, что электрохимический отклик преимущественно контролируется процессами переноса заряда, а не диффузионными ограничениями. При анодной поляризации плотность тока первоначально остается низкой, что связано с образованием поверхностной оксидной пленки. Однако, этот режим узок и нестаби-

ленности тока с увеличением потенциала. Отсутствие четко определенного пассивного диапазона указывает на ограниченную пассивацию; следовательно, вскоре после превышения потенциала коррозии наблюдается резкий скачок плотности тока, сигнализирующий о начале активной коррозии.

В каждом состоянии материала три поляризационные кривые демонстрируют хорошую воспроизводимость, что указывает на согласованный электрохимический отклик. Исключение наблюдается для состояния холодной дуги, где третья кривая смещена в сторону более высоких плотностей тока, примерно на порядок больше, чем два других измерения. Этот сдвиг отражает повышенную коррозионную активность для этого конкретного теста и объясняет более высокое стандартное отклонение, наблюдаемое в плотности тока коррозии для этого состояния.

Электрохимические параметры, полученные в результате поляризационных испытаний, суммированы в таблице 3 в виде средних значений и стандартных отклонений коррозионного потенциала (E_{corr}) и плотности коррозионного тока (I_{corr}).

Три состояния алюминия демонстрируют сопоставимые коррозионные потенциалы, при этом средние



значения E_{corr} варьируются от $-0,76$ до $-0,73$ В, что указывает на схожие термодинамические тенденции к коррозии. Импульсная дуговая сварка GMAW показывает наиболее отрицательное среднее значение E_{corr} ($-0,759$ В), тогда как холодная дуга и импульсный переменный ток демонстрируют несколько более благородные значения, хотя различия остаются в относительно узком потенциальном диапазоне. Более выраженные различия наблюдались в I_{corr} .

Холодная дуговая сварка показала самое высокое среднее значение I_{corr} ($2,92 \times 10^{-6}$ А/см²), что указывает на самую низкую коррозионную стойкость среди трех условий, в то время как импульсная дуговая сварка показала самое низкое значение I_{corr} ($8,36 \times 10^{-7}$ А/см²), что свидетельствует об улучшенных коррозионных характеристиках. Импуль-

сная дуговая сварка GMAW показала промежуточное поведение со средним значением I_{corr} $1,54 \times 10^{-6}$ А/см². Импульсная дуговая сварка также продемонстрировала наименьшую дисперсию I_{corr} , что указывает на более однородный электрохимический отклик. Тем не менее, все условия демонстрируют относительно низкие значения плотности коррозионного тока, что указывает на то, что скорость коррозии ожидается низкой в исследуемых условиях.

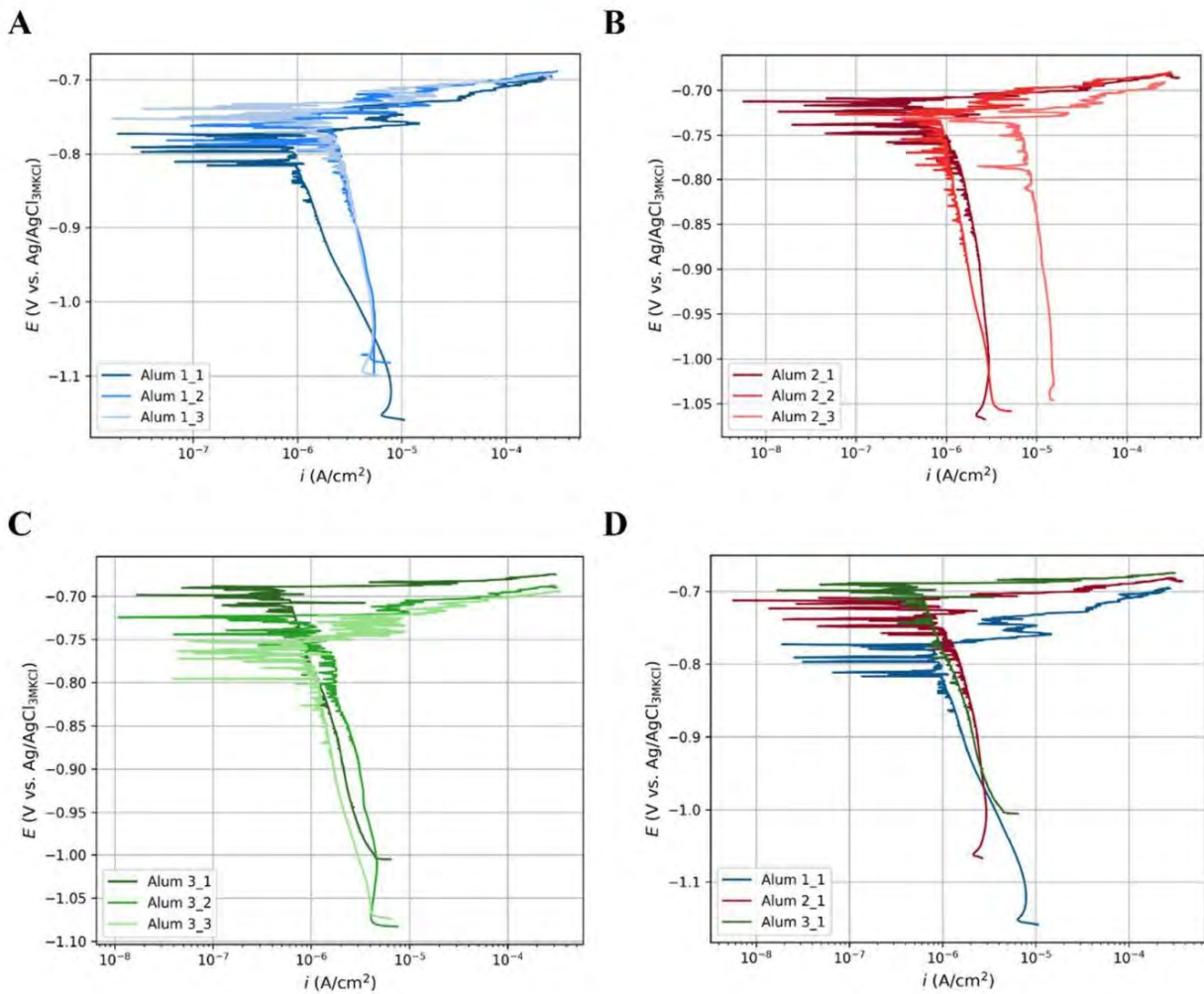
Это говорит о том, что, несмотря на ограниченное пассивирующее поведение, наблюдаемое на поляризационных кривых, общая коррозионная кинетика алюминиевых образцов, изготовленных методом WAAM, в растворе 0,6 М NaCl остается от умеренной до низкой. В целом, эти результаты показывают, что, хотя коррозионные потенциалы

в целом схожи, кинетика коррозии в большей степени зависит от конкретных условий обработки, при этом образец, подвергнутый импульсному переменному току, демонстрирует наиболее благоприятное коррозионное поведение и самый низкий средний I_{corr} среди трех условий.

В конечном итоге, поры действуют как неровности поверхности, которые служат предпочтительными местами для коррозионного воздействия; следовательно, увеличение плотности пор приводит к снижению коррозионной стойкости материала. В результате, более низкая пористость, наблюдаемая в стенке, подвергнутой импульсному переменному току, обусловленная переменной полярированностью, характерной для этого процесса, приводит к улучшению коррозионных характеристик в агрессивных средах.

Электрохимические параметры, извлечённые из потенциодинамических поляризационных кривых

Условие	E_{corr} В	I_{corr} А/см ²
Импульсная сварка GMAW	$-0,759 \pm 0,014$	$1,54 \times 10^{-6} \pm 7,86 \times 10^{-7}$
Холодная дуга	$-0,725 \pm 0,010$	$2,92 \times 10^{-6} \pm 3,52 \times 10^{-6}$
Импульсный переменный ток	$-0,726 \pm 0,030$	$8,36 \times 10^{-7} \pm 3,00 \times 10^{-7}$



Потенциодинамические поляризационные кривые стенок из сплава Al5356, полученных методом аддитивного производства с использованием проволочной дуговой сварки (GMAW) в условиях (A) импульсной дуговой сварки GMAW, (B) холодной дуги и (C) импульсного переменного тока в растворе 0,6 М NaCl. (D) Сравнение трех режимов осаждения

Опубликовано ограниченное количество исследований, посвященных конкретно коррозионной стойкости сплавов Al5356, изготовленных методом WAAM. Тем не менее, при сравнении полученных результатов с имеющейся литературой, сообщили о плотности коррозионного тока в диапазоне $2^{-9} \times 10^{-6}$ А/см² для сплава Al5356, изготовленного методом WAAM. Кроме того, сопоставимые значения плотности коррозионного тока были зарегистрированы и для

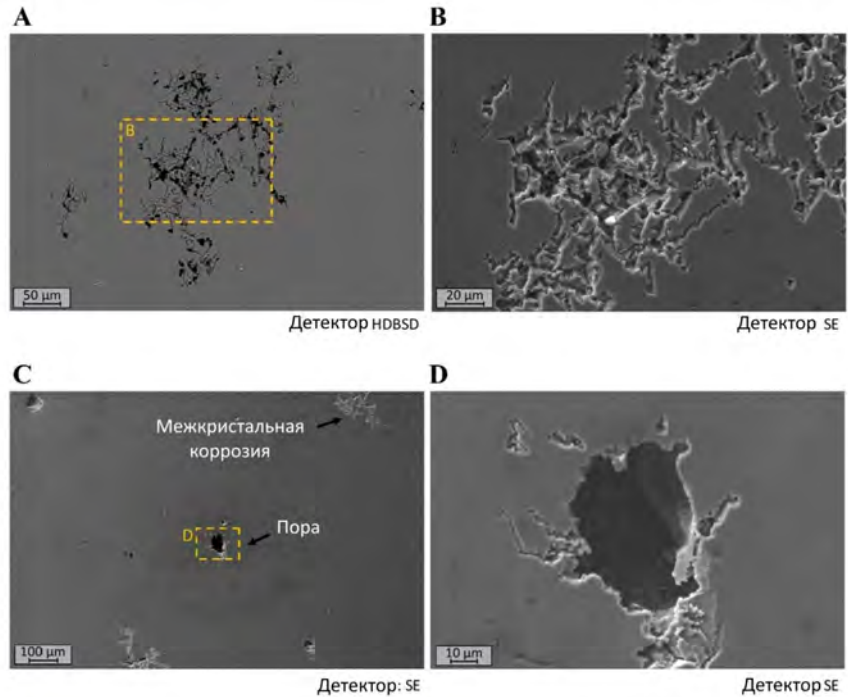
других алюминиевых сплавов, полученных методом WAAM; например, Ван и др. наблюдали значения коррозионного тока того же порядка величины ($6,61 \times 10^{-6}$ А/см²) для сплава Al2319, изготовленного методом WAAM.

На рисунке показаны типичные морфологии коррозии образцов после коррозионных испытаний, где можно наблюдать признаки межкристаллитной коррозии. Коррозия преимущественно концентрируется вдоль границ

зерен, что указывает на то, что эти области более восприимчивы к коррозии, чем окружающая α -Al матрица. Такое поведение связано с сегрегацией Mg на границах зерен и возможным образованием β -фазы (Al_3Mg_2) в условиях локализованной сенсibilизации, вызванной термическим циклированием, присущим процессу WAAM, как это было ранее установлено металлографическим и EDX-анализами. Из-за контраста состава между обогащенными Mg граничными областями (и

возможным осаждением β - Al_3Mg_2) и окружающей α -Al матрицей может устанавливаться локальная гальваническая связь, способствующая преимущественному растворению вдоль границ зерен. В результате процесс коррозии распространяется по сети границ зерен, приводя к характерной межзеренной коррозии, наблюдаемой на микроснимках. Этот механизм согласуется с известным коррозионным поведением сплавов Al-Mg, в котором богатые магнием интерметаллические фазы могут снижать локальную стабильность пассивной оксидной пленки и способствовать локальной деградации.

На рисунке также показаны случаи, когда существовавшие ранее поры WAAM, по-видимому, выступают в качестве предпочтительных мест инициирования коррозии. На изображении большая центральная полость, вероятно, соответствующая исходной поре затвердевания, окружена нерегулярными элементами коррозии, простирающимися наружу от краев пор. Такая морфология предполагает, что коррозия инициировалась на поверхности поры и впоследствии распространялась вдоль границ зерен или междендритных областей. Такое поведение согласуется с сегрегацией Mg и присутствием β -фазы (Al_3Mg_2) на границах зерен,



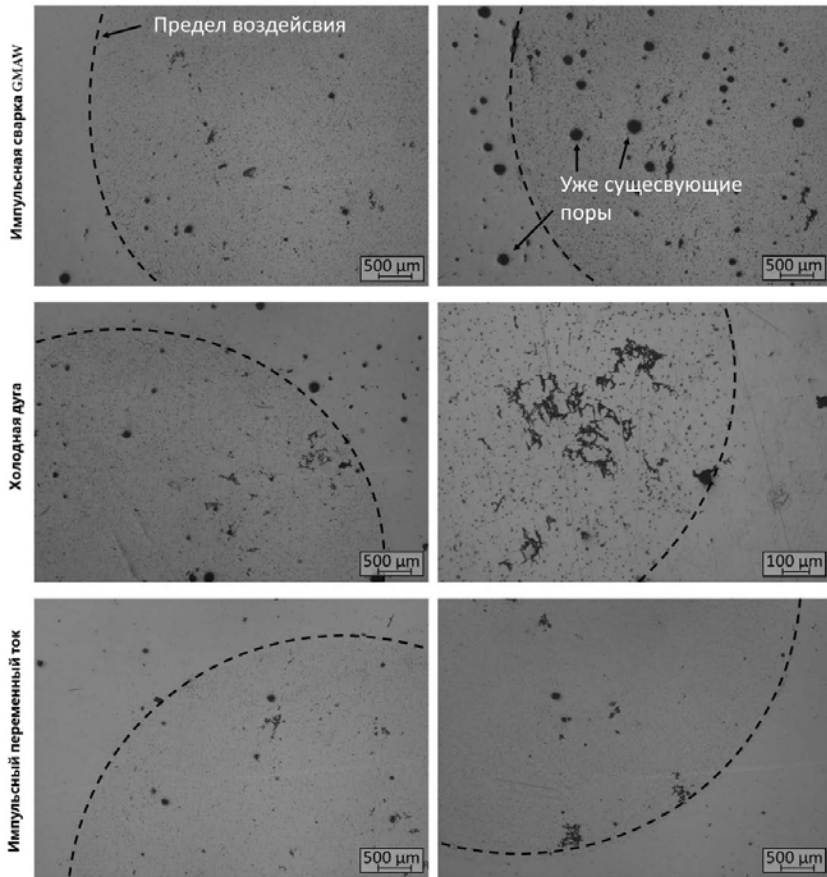
Сканирующие электронные микроснимки, иллюстрирующие морфологию коррозии: (A, B) особенности межкристаллитной коррозии. Масштабные линейки: 50 мкм/20 мкм; увеличение: 500х/1360х; (C, D) коррозия в ранее существовавшей поре. Масштабные линейки: 100 мкм/10 мкм; увеличение: 190х/1700х

что способствует локализованному гальваническим эффектам и облегчает распространение межзеренной коррозии.

Локализованные механизмы межзеренной коррозии, выявленные на микроуровне с помощью СЭМ, дополнительно подтверждаются на более крупном уровне с помощью оптической микроскопии, которая подчеркивает различия в интенсивности коррозии в зависимости от условий осаждения.

На рисунке показано сравнение морфологии поверхности после коррозионных испытаний трех типов образцов. Во всех случаях открытые участки, ограниченные пунктирными

линиями, демонстрируют как существовавшие ранее поры, так и распределение мелких коррозионных ямок по поверхности. Эти ямки интерпретируются как поверхностное проявление локализованной коррозии в обогащенных магнием областях границ зерен и/или избирательно растворенных частицах β - Al_3Mg_2 , что согласуется с признаками межзеренной коррозии, наблюдаемыми с помощью СЭМ. В условиях холодной дуги кажущаяся более высокая плотность мелких ямок может быть связана с более мелкозернистой структурой, которая увеличивает общую площадь границ зерен и, следовательно, количество потенциальных мест для



Оптические микроснимки поверхностей после испытаний на коррозию образцов из сплава Al5356, изготовленных методом аддитивного производства с использованием проволоочной дуговой сварки (GMAW), импульсной дуговой сварки и импульсного переменного тока. Масштабные линейки: 500 мкм/100 мкм; увеличение: 1,25х/5х

сегрегации магния и осаждения β -фазы.

В дополнение к этому обобщенному распределению ямок, образец холодной дуги также демонстрирует локализованные области более сильной и нерегулярной коррозии. При большем увеличении эти особенности, по-видимому, являются результатом слияния и латерального роста соседних ямок, что предполагает переход от образования изолированных ямок к более развитым путям межзеренной коррозии. Такое локальное усиление

воздействия согласуется с комбинированным эффектом высокой плотности границ зерен и электрохимической неоднородности, вызванной распределением β -фазы, обогащенной магнием.

Перед проведением коррозионных испытаний образец, подвергнутый импульсному активированному углекислому газу, демонстрировал более низкий уровень пористости по сравнению с другими условиями, что могло уменьшить количество потенциальных мест для начала

коррозии и, таким образом, способствовать незначительному улучшению коррозионной стойкости, наблюдаемому при этом способе осаждения. Кроме того, это улучшенное поведение может быть также связано с более крупнозернистой структурой, поскольку больший размер зерен уменьшает общую плотность границ зерен, тем самым ограничивая доступные места для сегрегации Mg и возможного осаждения β -фазы, что, в свою очередь, снижает восприимчивость к межкристаллитной коррозии.

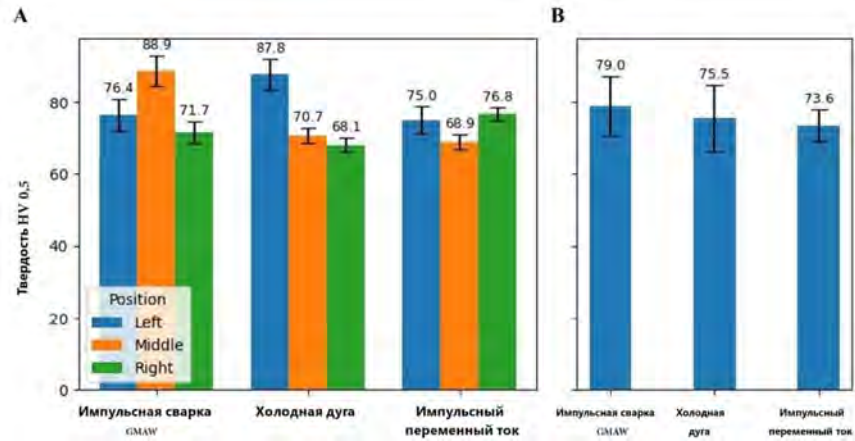
Твердость

На рисунке показаны средние значения и стандартные отклонения, полученные в результате 10 измерений твердости по Виккерсу, проведенных в каждой анализируемой зоне образцов, а также общая средняя твердость, рассчитанная по трем зонам для каждой стенки. В условиях импульсной сварки GMAW и холодной дуги наблюдаются заметные различия между тремя областями стенки. В случае импульсной сварки GMAW центральная область демонстрирует значительно более высокое значение твердости (88,88 HV) по сравнению с боковыми зонами (76,41 HV и 71,70 HV). Аналогично, в условиях холодной дуги левая (начальная) область стенки показывает значение твер-

дости почти на 20 HV выше, чем измеренное в двух других областях. Эти различия можно объяснить локальными микроструктурными неоднородностями, такими как распределение пористости или различия в размере зерен, вызванные температурными градиентами в процессе.

Преыдыущие исследования показали, что импульсная дуговая сварка GMAW и процессы холодной дуги, как правило, приводят к более высоким уровням пористости, с неравномерным пространственным распределением вдоль стенки. Следовательно, локальные различия в пористости могут сильно влиять на измеренные значения твердости в разных областях.

При рассмотрении общей твердости, рассчитанной как среднее значение по всем трем областям каждой стенки, импульсный режим сварки GMAW демонстрирует самую высокую среднюю твердость (79 HV), за ним следует режим холодной дуги (75,5 HV), в то время как импульсный режим сварки переменным током показывает самую низкую среднюю твердость (73,6 HV). Обзор литературы показывает, что значения твердости, полученные в данном исследовании, хорошо согласуются с ранее опубликованными результатами для сварки Al5356 методом WAAM.



Твердость по Виккерсу различных образцов Al5356, изготовленных методом WAAM: (A) Измерения в разных положениях на стенках и (B) соответствующие средние значения

Мутукумаран и др. сообщили о значениях твердости, близких к 80 HV вдоль наплавленной стенки, в то время как Имширович и др. сообщили о значениях около 71 HV. Цзуо и др. наблюдали значения твердости в диапазоне от 69,4 HV до 77,9 HV в зависимости от приложенного теплового воздействия. Аналогично, Ван и др.

В работе сообщается о значениях твердости от 68 до 76 HV, что объясняется различиями в рассеивании тепла вдоль стенки, которые влияют на размер зерна и, следовательно, на микротвердость. В частности, области с большим размером зерна и наличием микропористости были связаны с более низкими значениями твердости. Шарма и др. также пришли к выводу, что изменения скорости рассеивания тепла от нижней к верхней части стенки приводят к изменениям микроструктуры и размера зерна, что приво-

дит к пространственным вариациям микротвердости со значениями около 70 HV.

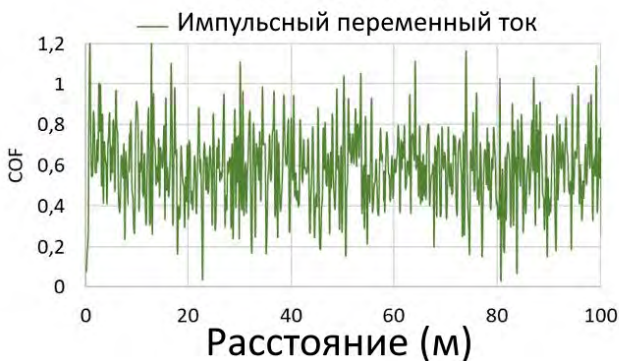
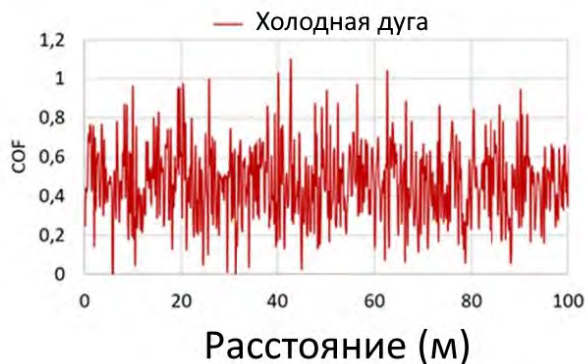
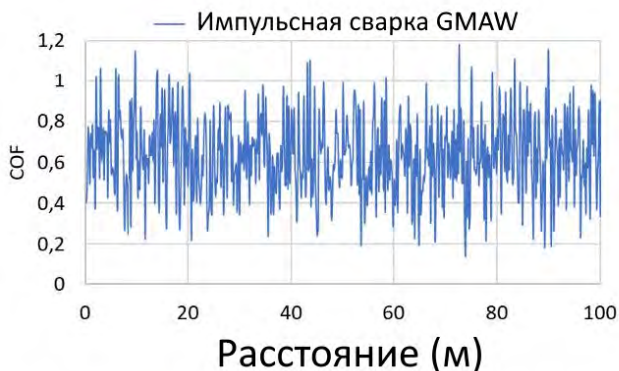
Сниженная твердость, наблюдаемая для образцов, подвергнутых импульсному переменному току, может быть объяснена их большим размером зерна по сравнению с другими условиями, как сообщалось в предыдущей работе. В режиме импульсного переменного тока изменение полярности тока вызывает поток электронов в противоположных направлениях во время фазы отрицательной полярности, что приводит к дополнительному нагреву ранее осажденного материала и способствует росту зерен. Кроме того, импульсный режим переменного тока демонстрирует наименьшее распределение твердости среди трех режимов. Это более однородное распределение твердости, вероятно, связано с более низким уровнем пористости, достигаемым в этом процессе, как обсуждалось в вышеупомя-

нутых исследованиях, что способствует более однородной микроструктуре вдоль стенки.

Хотя несколько меньшая твердость, измеренная в импульсном режиме переменного тока, может быть частично объяснена его большим размером зерна, в соответствии с соотношением Холла-Петча, размер зерна не является единственным фактором, контролирующим твердость Al5356. В сплавах Al-Mg упрочнение твердым раствором, обеспечиваемое Mg, играет ключевую роль в механических свойствах.

Металлографический и EDX-анализы, проведенные в этом исследовании, подтвердили сегрегацию Mg на границах зерен, связанную с осаждением β -фазы (Al_3Mg_2), что указывает на то, что локальные вариации состава также вносят вклад в твердость. Кроме того, в литературе сообщалось об испарении Mg во время процесса WAAM (волновой аддитивной обработки), обусловленном высокими температурами, достигаемыми в расплавленной ванне, что может локально снижать эффект упрочнения

твердого раствора в α -Al матрице. Поскольку термическая история различается в зависимости от режима осаждения, степень перераспределения Mg, сегрегации и возможного испарения также может варьироваться в зависимости от условий. Поэтому наблюдаемые в данной работе различия в твердости, вероятно, являются результатом комбинированного воздействия размера зерен, локального распределения Mg и пористости, а не обусловлены исключительно размером зерен.



Изменение коэффициента трения (КТР) в зависимости от расстояния скольжения для образцов Al5356, изготовленных методом импульсной дуговой сварки в среде GMAW, холодной дуговой сварки и импульсной сварки переменным током методом WAAM, в условиях сухого скольжения

Трибология

На рисунке показана зависимость коэффициента трения от расстояния скольжения для трех образцов. Во всех случаях коэффициент

трения демонстрирует выраженные колебания на протяжении всего испытания, значения которых варьируются приблизительно от 0,2 до 1,0. После корот-

кого начального этапа приработки система достигает квазистационарного режима, характеризующегося высокой нестабильностью. Такое поведение объяс-



няется механизмами адгезионного износа и непрерывным образованием и разрушением механически перемешанного переносного слоя, что типично для сплавов Al-Mg в условиях сухого скольжения. Как видно из таблицы 4, среди оцененных условий образец, подвергнутый холодной дуговой сварке, демонстрирует самый низкий средний коэффициент трения (0,459), тогда как образец, подвер-

гнутый импульсной сварке GMAW, показывает самое высокое значение (0,627).

Образец, подвергнутый импульсной сварке переменным током, демонстрирует промежуточное поведение со средним коэффициентом трения 0,582. Стандартное отклонение коэффициента трения очень похоже для всех трех образцов, составляя значения, близкие к 0,2, что отражает сильные флуктуации,

наблюдаемые во время скольжения, и подчеркивает изначально нестабильный характер трибологического контакта. Это говорит о том, что видимые различия в средних значениях коэффициента трения в значительной степени маскируются внутренними флуктуациями сухого скользящего контакта, и четкой разницы между тремя условиями установить невозможно.

Средние значения и стандартные отклонения коэффициента трения при сухом скольжении

Показатель	Импульсная сварка GMAW	Холодная дуга	Импульсный переменный ток
Коэффициент трения	0,627 ± 0,2	0,459 ± 0,2	0,582 ± 0,2

Объем дорожки износа и коэффициент износа WAAM-образцов Al5356 при сухом скольжении

Режим	$V_{\text{потери}}$, мм ³	Коэффициент износа k , мм ³ /Н·м
Импульсная сварка GMAW	3,61 ± 0,67	$3,59 \times 10^{-3} \pm 6,7 \times 10^{-4}$
Холодная дуга	4,33 ± 0,86	$4,30 \times 10^{-3} \pm 8,6 \times 10^{-4}$
Импульсный переменный ток	3,24 ± 0,87	$3,22 \times 10^{-3} \pm 8,7 \times 10^{-4}$

В таблице представлены средние значения и стандартные отклонения объемов следов износа, измеренных в трех анализируемых областях каждого образца, определенные с помощью конфокальной микроскопии и проиллюстрированные на рисунке. Поскольку все трибологические испытания проводи-

лись при одинаковых условиях нормальной нагрузки и расстояния скольжения, различия в коэффициенте износа напрямую определяются объемом удаленного со следа износа, как определено в уравнении. Соответственно, условия холодной дуги, которые демонстрируют наибольший объем следа износа,

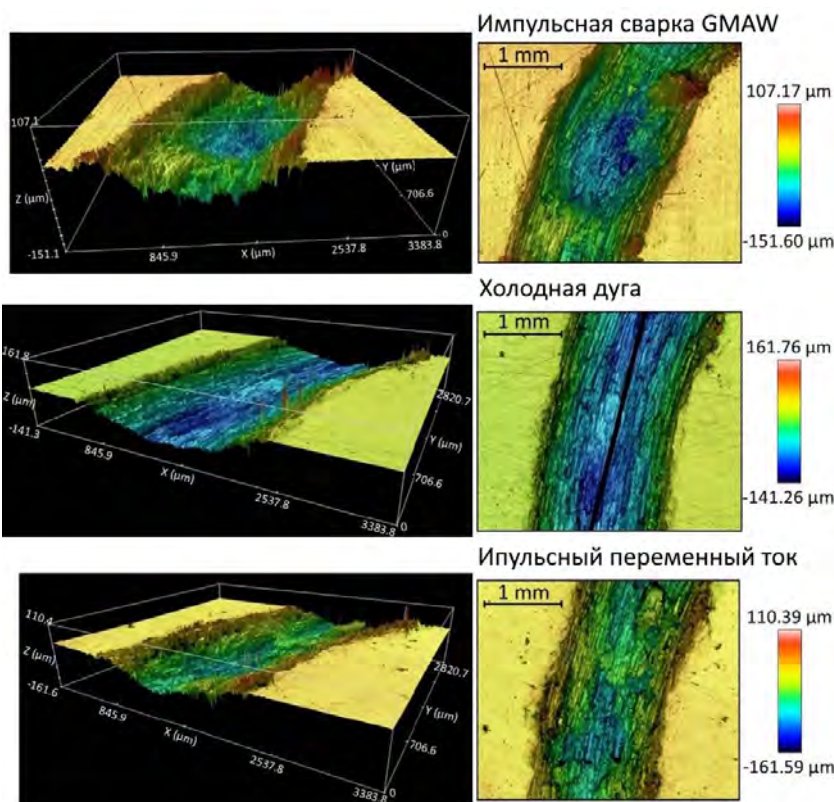
показывают самый высокий коэффициент износа, тогда как условия импульсного переменного тока показывают наименьшее значение. Тем не менее, эти различия относительно невелики, в то время как соответствующие стандартные отклонения сравнительно велики. В результате в пределах экспериментального раз-

броса не удастся установить четких различий в износостойкости между тремя режимами осаждения.

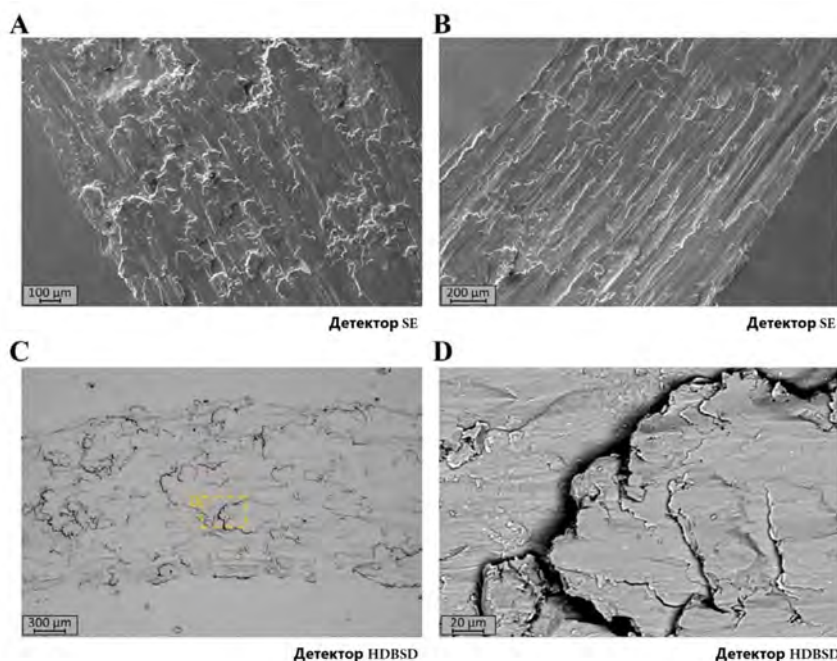
Во всех случаях трехмерные конфокальные реконструкции, показанные на рисунке, выявляют четко выраженные следы износа с явным удалением материала вдоль направления скольжения. Эта морфология подтверждает, что износ обусловлен преимущественно сильной пластической деформацией и адгезионными механизмами, что согласуется с выраженными колебаниями, наблюдаемыми в коэффициенте трения.

Наличие глубоких борозд и нерегулярных впадин указывает на локализованные процессы разрыва и переноса материала. Кроме того, на краях дорожек износа наблюдается скопление материала, образующее гребни в результате бокового смещения материала изнутри борозд к границам дорожек.

Помимо адгезионных свойств, на следах износа также видны продольные бороздки, выровненные по направлению скольжения, характерные для механизмов износа типа «вспахивание» и абразивного износа. Эти бороздки образуются твердыми неровностями или захваченными частицами износа, действующими как третьи тела, которые проникают в более мягкую поверхность алюминия и



Типичные изображения следов износа, полученные с помощью конфокальной микроскопии, для образцов, обработанных импульсной дуговой сваркой GMAW, холодной дугой и импульсным переменным током после испытаний на сухое скольжение



Сканирующие электронные микроснимки типичного следа износа: (A, B) изображения вторичных электронов (SE) и (C, D) изображения обратнорассеянных электронов высокого разрешения (HDBSD) с улучшенным топографическим контрастом. Масштабные линейки: 100 мкм/200 мкм/300 мкм/20 мкм; увеличение: 150x/125x/70x/1000x



смещают материал вбок без немедленного удаления. Существование этих особенностей указывает на смешанный механизм износа, в котором преобладает адгезионный износ, но сопровождается абразивным вкладом.

На рисунке показаны изображения, полученные с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ), типичного следа износа после испытания на сухое скольжение. Изображения на рисунке 12А и 12В были получены с использованием вторичных электронов, тогда как изображения на рисунке 12С и 12D были получены с использованием HD-BSD-изображения в топографически чувствительной конфигурации.

На всех изображениях изношенные поверхности демонстрируют выраженные бороздки, выровненные по направлению скольжения, что подтверждает, что износ типа «вспахивание» является одним из доминирующих механизмов износа.

Эти бороздки связаны с действием твердых неровностей или захваченных частиц износа, действующих как третьи тела, которые проникают в более мягкую поверхность алюминия и перемещают материал вдоль пути скольжения. Помимо следов вспахивания, следы износа демонстрируют явные признаки

адгезионного износа. Наличие расслоенных участков, вырывания материала и пластически деформированных областей указывает на то, что во время скольжения происходили многократные события адгезии и разрыва. В частности, на рисунке 12D с большим увеличением видно образование слоистых и треснувших трибослоев, которые характерны для механически перемешанных переносных слоев, образующихся в условиях сухого скольжения. Растрескивание и частичное отслоение этих слоев указывают на нестабильный трибологический контакт, что согласуется с большими флуктуациями, наблюдаемыми в коэффициенте трения.

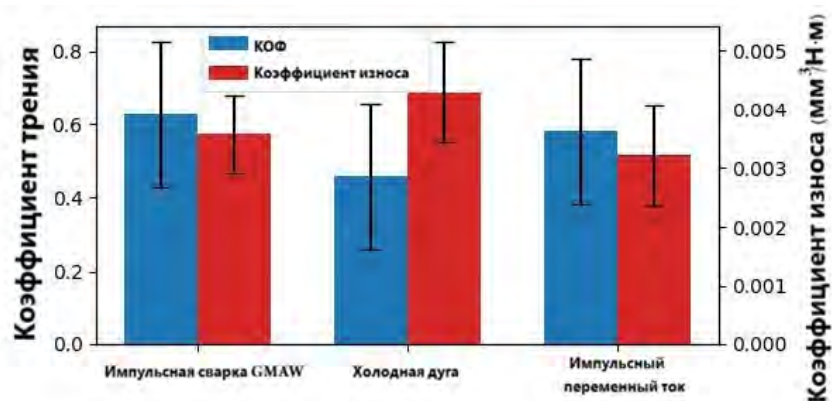
В целом, наблюдения с помощью сканирующего электронного микроскопа подтверждают, что износ образцов Al5356, изготовленных методом WAAM, определяется смешанным

механизмом износа, в котором преобладает адгезионный износ, сопровождающийся абразивным/вспахивающим воздействием. Эта интерпретация согласуется с результатами конфокальной микроскопии и измеренными коэффициентами износа.

При сравнении следов износа между различными образцами существенных качественных различий не наблюдается.

Следы износа имеют сопоставимую ширину и глубину, что указывает на то, что общая интенсивность износа одинакова независимо от используемого метода нанесения WAAM. Хотя можно обнаружить небольшие локальные вариации, такие как незначительно более глубокие или более неровные профили в некоторых случаях, они не приводят к существенным различиям в рассчитанных объемах износа.

Таким образом, хотя на



Средние значения и стандартные отклонения коэффициента трения (КТР) и коэффициента износа для образцов Al5356, изготовленных методом аддитивного производства с использованием проволочной дуговой сварки, в условиях сухого скольжения

рисунке можно выявить незначительные тенденции, такие как более низкий средний коэффициент трения для условий холодной дуги, сильное совпадение экспериментальных данных указывает на то, что между тремя режимами обработки WAAM не может быть установлено каких-либо существенных различий в фрикционном или износостойком поведении. В целом, морфология следов износа подтверждает количественные трибологические результаты, подтверждая преимущественно адгезионный режим износа с сопутствующим вспахивающим компонентом для всех изученных условий.

Заключение

В данном исследовании оценивалось влияние различных режимов нанесения WAAM на основе GMAW (импульсный GMAW, холодная дуга и импульсный переменный ток) на микроструктуру, твердость, износостойкость и коррозионную стойкость стенок из сплава Al5356. На основании полученных результатов можно сделать следующие выводы:

1. Микроструктурный анализ показал, что режим нанесения существенно влияет на размер зерен, распределение Mg и пористость. Импульсный переменный ток показал наибольший размер зерен, импульсный GMAW —

средний, а холодная дуга — наиболее мелкозернистую микроструктуру. Эти различия согласуются с различными уровнями подводимой тепловой энергии и характеристиками дуги каждого процесса, которые контролируют температурные градиенты, скорости охлаждения и термические циклы во время нанесения. Кроме того, во всех условиях наблюдалась сегрегация Mg на границах зерен, с возможным образованием β -фазы (Al_3Mg_2) при локальном термическом воздействии, что способствует микроструктурной неоднородности.

2. Электрохимические испытания, проведенные в растворе 0,6 М NaCl, показали умеренные и низкие общие скорости коррозии для всех образцов, изготовленных методом WAAM. Хотя коррозионные потенциалы в трех условиях были относительно схожими, плотность коррозионного тока показала явные различия в зависимости от способа осаждения. Импульсный переменный ток продемонстрировал наиболее благоприятные коррозионные характеристики с самым низким средним значением I_{corr} среди трех условий, что может быть связано с его меньшей пористостью и более крупной зернистой структурой, что приводит к меньшей

плотности границ зерен, доступных для сегрегации Mg и возможного осаждения β -фазы. Коррозионное поведение всех образцов также сильно зависело от межзеренного воздействия, связанного с обогащенными Mg границами зерен и локализованными гальваническими эффектами.

3. Средняя твердость, измеренная вдоль стенок, была сопоставима для всех способов осаждения, хотя наблюдались небольшие вариации. Импульсная дуговая сварка показала незначительно более низкие значения твердости, что можно объяснить большим размером зерен и меньшей плотностью границ зерен, согласующимися с соотношением Холла-Петча, и сниженным упрочнением границ. Более того, импульсная дуговая сварка также продемонстрировала наиболее однородное распределение твердости вдоль стенки. В отличие от этого, образцы, полученные импульсной дуговой сваркой GMAW и холодной дугой, показали более высокую пространственную изменчивость, вероятно, связанную с микроструктурными неоднородностями, вариациями размера зерен и неравномерным распределением пористости.

4. Что касается трибологических характеристик, все режимы нанесения покрытия продемонстрировали



схожее поведение при износе в условиях сухого скольжения, без существенных различий в коэффициентах трения или износостойкости. Хотя были отмечены незначительные тенденции (например, несколько более низкий коэффициент трения для условий холодной дуги), перекрытие экспериментального разброса указывает на то, что износ не сильно зависит от режима нанесения покрытия в исследуемых условиях. Это позволяет предположить, что, несмотря на различия в микроструктуре и пористости, основные механизмы износа остаются сопоставимыми во всех образцах.

В целом, результаты показывают, что режим осаждения WAAM явно влияет на микроструктурное развитие, в частности, на размер зерен, сегрегацию Mg и пористость, что, в свою очередь, определяет коррозионное поведение и распределение твердости. В отличие от этого, его влияние на трибологические характеристики в исследуемых условиях, по-видимому, ограничено, что указывает на меньшую чувствительность механизмов износа к наблюдаемым микроструктурным изменениям по сравнению с процессами, связанными с коррозией.

Благодарности

Авторы хотели бы выразить свою благодарность

Пабло Пухолю из USTAИ (Научно-техническое подразделение поддержки исследований) за его помощь в проведении анализа методом сканирующей электронной микроскопии.

Финансирование

Данное исследование было профинансировано Министерством науки и инноваций Испании (MCIN/AEI/10.13039/501100011033) в рамках проекта FactorIA (номер гранта PLEC2024-011165), а также при дополнительной поддержке Европейского союза в рамках 2-го конкурса проектов программы РОСТЕФА 2021–2027, проект SURFAV EFA239/06.

Конфликт интересов

Фернандо Вейга является членом редакционной коллегии этого журнала и приглашенным редактором данного специального выпуска, но никоим образом не принимал участия в редакционном процессе и процессе рецензирования данной статьи, прямо или косвенно. Другие авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Вклад авторов

Концептуализация: Энеко Виллабона, Фернандо Вейга, Педро Риверо

Формальный анализ: Энеко Виллабона, Эйдер Алдалур

Приобретение финанси-

рования: Фернандо Вейга

Расследование: Энеко

Виллабона, Фернандо Вейга, Альфредо Суарес, Эйдер Алдалур

Методология: Энеко Виллабона, Фернандо Вейга, Эйдер Алдалур

Надзор: Фернандо Вейга

Написание сценария – оригинальный вариант: Энеко Виллабона, Альфредо Суарес.

Написание, рецензирование и редактирование: Фернандо Вейга, Педро Риверо.

Прочая информация об оригинале

Оригинал: Influence of gas metal arc welding-based wire arc additive manufacturing deposition modes on the hardness, wear, and corrosion behavior of Al5356 walls

Авторы: Eneko Villabona, Fernando Veiga, Alfredo Suárez, Eider Aldalur, Pedro Rivero

(1) Department of Engineering, ETSIIIT, Public University of Navarra, Кампус Аррозадия, Памплона, Наварра, Испания

(2) Advanced Manufacturing Department, TECNALIA, Basque Research and Technology Alliance, Сан-Себастьян, Испания

(3) Institute for Advanced Materials and Mathematics (INAMAT2), Public University of Navarra, Кампус Аррозадия, Памплона, Наварра, Испания

Источник: Materials Science in Additive Manufacturing (MSAM), AccScience Publishing. 

Календарь событий

06-07/07

ИННОПРОМ

Главная промышленная выставка России

Россия, Екатеринбург



ИЮЛЬ-ОКТЯБРЬ 2026

Екатеринбург · Пермь · Самара · Москва

ИЮЛЬ

Пн	Вт	Ср	Чт	Пт	Сб	Вс
		1	2	3	4	5
6	7	8	9	10	11	12
13	14	15	16	17	18	19
20	21	22	23	24	25	26
27	28	29	30	31		

22-25/09

МЕТАЛЛО- ОБРАБОТКА. МЕТАЛЛУРГИЯ 2026

Специализированный региональный проект в России, место встречи машиностроителей и металлургов Урала и Поволжья

Россия, Пермь



23-25/09

ПРОМЫШЛЕННЫЙ САЛОН 2026

Международная специализированная выставка-форум

Россия, Самара



СЕНТЯБРЬ

Пн	Вт	Ср	Чт	Пт	Сб	Вс
	1	2	3	4	5	6
7	8	9	10	11	12	13
14	15	16	17	18	19	20
21	22	23	24	25	26	27
28	29	30	1			

30-01/09-10

АТЛАС ФОРУМ

Аддитивные технологии и лазерные системы

Россия, Москва





Стенд ЛАЗЕРНЫЕ СИСТЕМЫ
Металлообработка 2026



Образцы печати AM.TECH
Металлообработка 2026



Стенд AM.TECH
Металлообработка 2026



Образцы печати 3DLAM
Металлообработка 2026



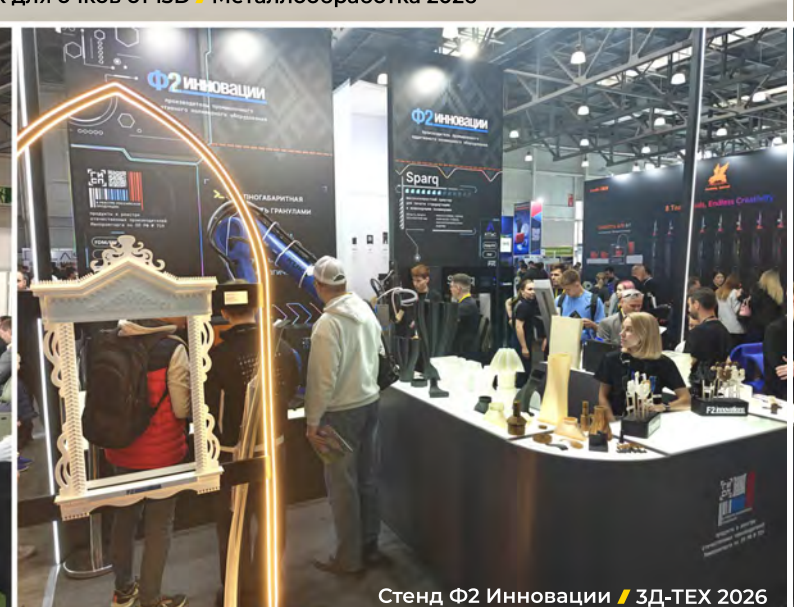
Фотозона Ф2 ИННОВАЦИИ
Металлообработка 2026



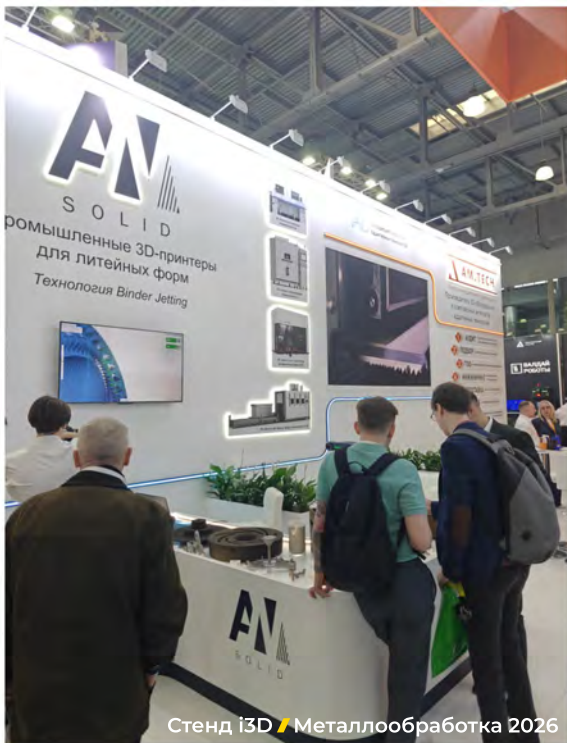
Прототип дужек для очков от i3D
Металлообработка 2026



Деловая программа
3D-ТЕХ 2026



Стенд Ф2 Инновации
3D-ТЕХ 2026



Стенд I3D / Металлообработка 2026



Образец печати Magforms Technology CO. Crys200 (прозрачная смола) / 3D-ТЕХ 2026



Стенд REC / Металлообработка 2026



Стенд ИКЦ / 3D-ТЕХ 2026



Запуск серийного производства промышленных 3D-принтеров / Москва



Стенд Цветной Мир / 3D-ТЕХ 2026

WAAM печать

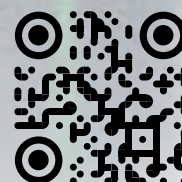
Выращивание деталей до 1,5 т в габарите D1200 × H1200



Установка **WI-1500**

Электродуговая наплавка
проволокой под WAAM печать

+7 (499) 350 50 73
office@am-tech.ru
am-tech.ru





При поддержке



АТЛас Форум

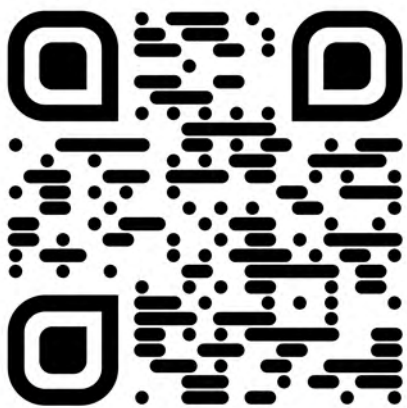
Аддитивные технологии и лазерные системы.
Диалог, который меняет производство.



30 - 01
Сентября Октября

г. Москва, Бригадирский пер., д. 13
Конгресс-центр МГТУ им. Н.Э. Баумана
2026

Подробнее о форуме



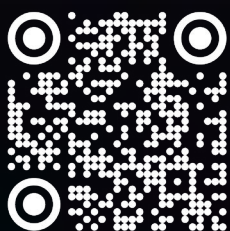
АПГРЕЙД

**Если хотите чтобы
ваша статья была
опубликована в этом
журнале**

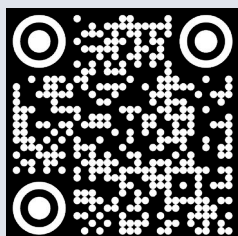
— обращайтесь к нам

Пишите нам на
info@industry3d.ru

Читайте нас на industry3d.ru.



ИНДУСТРИЯ



industry3d.ru



Освещаем главные новости и тренды в сфере промышленных аддитивных технологий, 3D-сканирования, метрологии, автоматизации и цифровизации современных производств.