

УДК 621.791.725
DOI: 10.15372/PMTF202215159

СОВРЕМЕННЫЕ ТЕНДЕНЦИИ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ И АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ (ОБЗОР)

А. Г. Маликов*, А. А. Голышев*, И. Е. Витошкин*,**

* Институт теоретической и прикладной механики им. С. А. Христиановича СО РАН, Новосибирск, Россия

** Центр коллективного пользования "Сибирский кольцевой источник фотонов" Института катализа СО РАН, Новосибирск, Россия
E-mails: smalik@ngs.ru, alexgol@itam.nsc.ru, igor.vitoshkin.97@mail.ru

Приведен обзор методов лазерной сварки и аддитивных технологий, применяемых в современном машиностроении, представлены основные тенденции и аспекты данных технологий. Рассмотрены процессы лазерной сварки термически упрочняемых алюминиевых сплавов, а также проблемы получения высокопрочных сварных соединений. Проведен анализ процесса аддитивного выращивания гетерогенных материалов с учетом безразмерных параметров, определяющих структуру материалов, формируемых с использованием аддитивных технологий.

Ключевые слова: лазерная сварка, термически упрочняемые алюминиевые сплавы, прочность, аддитивные технологии, безразмерные параметры, гетерогенный материал

Введение. Возможность локализации лазерного излучения в пространстве и времени открыла новые перспективы для обработки материалов. Применение лазерной обработки материалов (сварки, аддитивных технологий, резки) позволяет в 5–10 раз увеличить производительность труда и завершить полный цикл автоматизации чистого производства в приборостроении, при этом появляется возможность широкого использования композиционных материалов, которые не поддаются иным методам обработки.

В зависимости от интенсивности и длительности воздействия лазерного излучения возможны следующие стадии воздействия излучения на материал при лазерной обработке: подвод лазерного излучения к материалу, поглощение светового потока и передача его энергии твердому телу, нагрев материала без видимого разрушения, плавление материала при лазерной сварке и использовании аддитивных технологий, удаление при лазерной резке, испарение и вымывание продуктов разрушения, остывание материала после окончания лазерного воздействия. Характер этих процессов зависит от свойств обрабатываемых материалов. Поглощение излучения происходит на поверхности материала или внутри него и зависит от его отражающей способности, а передача энергии вглубь материала обусловлена теплопроводностью. Температурный режим нагрева материала определяется плотностью мощности излучения лазера. При малой плотности мощности ($10^3 \div 10^4$ Вт/см²) происходит нагрев материала без его плавления или испарения. С увеличением этой величины до $10^6 \div 10^7$ Вт/см² материал плавится, а при плотности мощности излучения,

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2021–2023 гг. (код проекта 121030900259-0).

© Маликов А. Г., Голышев А. А., Витошкин И. Е., 2023

превышающей 10^7 Вт/см², разрушается вследствие испарения. Процесс воздействия лазерного излучения при сварке, резке, использовании аддитивных технологий включает два взаимосвязанных, но в то же время существенно различающихся процесса: воздействие лазерного излучения на вещество и течение многофазной жидкости в условиях интенсивного выделения энергии и химических реакций. Характер воздействия лазерного излучения на металл зависит от его мощности, поглощательной и отражательной способностей металлов, а также от их теплофизических свойств. Считается, что поглощение световой энергии в металле осуществляется в тонком поверхностном слое электронами, которые при столкновениях передают энергию кристаллической решетке, в результате чего металл нагревается. В настоящее время сформулированы определенные требования, предъявляемые к качеству лазерного излучения при использовании лазерных технологий. В частности, необходима достаточно большая мощность лазерного пучка при диаметре фокального пятна, приблизительно равном 0,1 мм. Коэффициент качества ВРР (beam parameter product) должен быть минимальным, что можно достичь при генерации излучения только на низших поперечных модах.

Спецификой лазерной обработки являются необычно высокие скорости нагрева и охлаждения. В области, где лазерный луч падает на поверхность металла, в случае зеркальной поверхности скорость локального нагрева может достигать 10^6 °С/с. В то же время вследствие локального воздействия луча на металл после прохождения луча нагретый участок практически мгновенно оказывается в окружении холодного металла, который интенсивно отводит тепло, обеспечивая быстрое охлаждение. Скорость охлаждения за счет теплоотвода составляет порядка 10^5 °С/с. Тонкий поверхностный слой практически мгновенно нагревается и столь же быстро охлаждается — в этом заключается специфика процесса лазерной обработки, который широко используется при лазерной сварке и в аддитивном производстве и может привести к возникновению особых, характерных именно для такой обработки структур.

1. Лазерная сварка. Сложной проблемой, имеющей большое практическое значение, является лазерная сварка современных термически упрочняемых алюминиевых сплавов.

При разработке современных транспортных средств, удовлетворяющих определенным условиям эксплуатации, используется более 20 видов алюминиевых сплавов, в том числе алюминий-литиевые [1].

В 1965 г. было обнаружено явление упрочнения при термической обработке большой группы сплавов системы Al-Li-Mg [2]. Это позволило создать сплав 1420, содержащий Li (2 %) и Mg (5,7 %). В 1957 г. компания Alcoa разработала высокопрочный сплав 2020 системы Al-Cu-Li, который обладал высокой прочностью и устойчивостью к ползучести в диапазоне температур $150 \div 200$ °С. Данные сплавы являются алюминий-литиевыми сплавами первого поколения. В 1970–1980-х гг. с целью дальнейшего уменьшения плотности и улучшения механических характеристик велась разработка алюминий-литиевых сплавов второго поколения.

Процесс создания алюминий-литиевых сплавов развивался в двух направлениях: сплавы системы Al-Mg-Li, такие как сплавы марок 1420, 1424, обладают высокой коррозионной стойкостью, в то время как сплавы системы Al-Cu-Li с большим содержанием меди (В-1461, В-1469) имеют высокие прочностные характеристики, что позволяет использовать их для создания силовых элементов авиакосмических конструкций. Существуют также сплавы промежуточного типа, концентрация меди и магния в которых приблизительно одинакова, например сплав 1441.

В начале 1990-х гг. были получены алюминий-литиевые сплавы третьего поколения с массовой долей Li менее 2 %: Al-Cu-Li (В-1461, В-1469, 2195, 2196, 2198 и др.), Al-Cu-Mg-Li (1441) и Al-Mg-Li (1424) [3–9]. Данные сплавы считаются одними из наибо-

лее перспективных для применения в аэрокосмической промышленности за счет высоких механических характеристик (прочности, жесткости, пластичности и коррозионной стойкости). Это позволяет им конкурировать с традиционными алюминиевыми сплавами и полимерными композиционными материалами. Высокие механические свойства этих сплавов обеспечиваются за счет специальной термомеханической обработки, в результате которой формируются различные фазы. Упрочняющими являются фазы δ' (Al_3Li), T_1 (Al_2CuLi), θ' (Al_2Cu) [3–5, 10, 11].

Алюминиевые сплавы 2024-T3 (США), Д16Т (Россия) системы Al-Cu-Mg широко используются в аэрокосмической промышленности [12–14]. Большое значение отношения прочности к массе, высокая устойчивость к повреждениям обусловлены использованием меди и магния в качестве основных легирующих элементов, а также соответствующей термомеханической обработкой. Данные сплавы применяются в конструкциях современных самолетов. Основой данных сплавов является твердый α -раствор легирующих элементов в алюминии (α -Al). В сплаве наблюдаются агломераты, в которых присутствуют дисперсоиды — частицы S (Al_2CuMg), θ (Al_2Cu), являющиеся наиболее распространенными интерметаллидными фазами в данных сплавах [11, 15–18]. Основной упрочняющей фазой является S (Al_2CuMg), которая может равномерно распределяться по твердому раствору сплава [9, 11, 19]. Кроме того, в сплаве может присутствовать богатая марганцем фаза T ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$) [20–22], возможно также наличие фаз Al_7CuFe_2 , $\text{Al}_{12}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}$ [23].

При изготовлении неразъемных соединений данных сплавов используется технология соединения деталей с помощью большого количества заклепок. Для применения технологии заклепочного соединения требуются большие временные затраты, что обусловлено использованием ручного труда, при этом процесс сопровождается шумом и вибрацией. Кроме того, при использовании заклепочной технологии детали соединяются внахлест, что приводит к увеличению материалоемкости и массы конструкции, а также к необходимости принимать специальные меры для герметизации изделий. В настоящее время технология заклепочного соединения уступает место сварке, обеспечивающей большую эффективность процесса соединения материалов и уменьшение массы конструкций [24, 25].

Согласно оценкам, полученным во Всероссийском научно-исследовательском институте авиационных материалов [8, 26], переход на алюминиево-литиевые сплавы третьего поколения с заменой заклепочных соединений на сварные обеспечит уменьшение массы самолета (Ил-112В, SSJ-New) на 25 %.

Однако до сих пор не решена проблема достижения необходимых механических характеристик (предела прочности, предела текучести, относительного удлинения при разрыве) сварных соединений алюминиевых сплавов [27].

Для улучшения эксплуатационных свойств сварного соединения металлических материалов необходимо изменить структурное фазовое состояние и химический состав сплава. В результате материал сварного шва приобретает свойства, не достижимые при использовании традиционных методов обработки.

2. Аддитивные технологии. В последнее время представляет интерес исследование керамических частиц, применяемых в аддитивных технологиях в качестве модифицирующих добавок с целью изменения структурно-фазового состояния и улучшения механических свойств авиационных сплавов. При введении керамического порошка в расплав формируется функционально-градиентная структура, в которой металлическая матрица является основой. В данных материалах достигнуто высокое сопротивление ударному разрушению за счет влияния внутренних и внешних факторов. Внутренние факторы связаны с микроструктурой материала (размер зерна, состояние границ зерен, расположение частиц, образование вторичных фаз и т. д.), остальные факторы, приводящие к повышению ударной вязкости, являются внешними. Внешние факторы способствуют уменьшению ин-

тенсивности напряжения и образованию расслоений на поверхностях соединений. В этих материалах возможны три типа расположения слоев, при которых происходит торможение фронта трещины, его разветвление либо образование сквозной трещины.

Большинство функционально-градиентных материалов (ФГМ) являются структурами, усиленными (армированными) частицами (или слоями) более прочной фазы. Теплофизические и механические свойства ФГМ зависят от их состава, формы частиц, размера и распределения упрочняющей фазы в матрице. Анализ литературы показал, что для изготовления ФГМ широко применяются высокопрочные стали, алюминиевые и титановые сплавы и керамика. ФГМ используются в виде как монолитов, так и многослойных композиций с градиентной структурой.

В настоящее время аддитивное производство — приоритетная технология изготовления ФГМ. Наиболее перспективными направлениями являются селективное лазерное плавление (*selective laser melting (SLM)*) и прямое лазерное выращивание (*direct metal deposition (DMD)*) металломатричных композиций, которые позволяют получить слои ФГМ путем изменения типа подаваемого порошка. Таким образом, методами SLM и DMD могут быть получены различные виды ФГМ, в том числе сплавы на основе стали, никеля, титановых сплавов и др. Тем не менее, поскольку теплофизические и прочие свойства создаваемых слоев имеют существенные различия, при получении ФГМ методом SLM возникают проблемы, связанные с микроструктурой, морфологией и физическими свойствами межфазового интерфейса. Использование материалов с одинаковым типом кристаллической решетки, в частности ФГМ на основе стали и никелевых суперсплавов, обеспечивает хорошую растворимость фаз в области межфазового интерфейса. Оба материала имеют гранецентрированные кубические кристаллические решетки, основными элементами являются Fe, Ni и Cr, что обеспечивает хорошую растворимость материалов. Однако даже при соединении двух близких по теплофизическим характеристикам металлов возможно образование трещин при кристаллизации в области межфазового интерфейса. Для исследования этого явления проводился анализ характеристик и термодинамических моделей.

Наряду с преимуществами многослойные композиции имеют существенные недостатки, такие как коробление, расслаивание в процессе термического воздействия и эксплуатации. Как отмечено выше, вследствие значительных различий теплофизических и прочих свойств материалов слоев при получении ФГМ методом SLM возникают проблемы, обусловленные наличием теплонапряженного состояния и различных дефектов. Наиболее часто встречающимися макродефектами являются нарушения сплошности материала, например расслоения, трещины, крупные воздушные или газовые раковины, в зоне возникновения которых прочность близка к нулю или равна ему. Кроме того, в конструкциях поглотителей, изготовленных по технологии SLM, возможны дефекты на уровне микроструктуры: поры (зоны повышенной пористости), малая плотность материала, значительная шероховатость поверхности детали, а также напряженно-деформированное состояние, возникающее при усадке материала в процессе его затвердевания. Особенностью создаваемых ФГМ является наличие градиентной области малой и ультрамалой толщины между слоями материалов, разнородных по физико-механическим характеристикам.

В настоящее время основное внимание уделяется разработке технологий послойного синтеза изделий из металлопорошковых композиций и практически не исследуется влияние условий синтеза на область межфазового интерфейса при изготовлении ФГМ. Разработаны различные способы улучшения характеристик материала, создаваемого методом послойного сплавления. Один из способов связан с использованием металломатричных композиций (ММК). ММК с требуемыми механическими свойствами могут быть получены при использовании определенной комбинации армирующих элементов и металлических матриц. Для промышленного применения было разработано несколько разновидностей ММК,

в том числе ММК на основе Al, Ti, Fe, Cu, Mg и Ni, армированные волокнами либо частицами [7]. Для увеличения твердости покрытия и износостойкости деталей в сплавы часто включаются твердые керамические частицы, например частицы карбида вольфрама [8]. Карбид вольфрама широко используется в различных отраслях промышленности, что обусловлено их высокой износостойкостью в сочетании с большими вязкостью разрушения, термостойкостью и хорошей смачиваемостью расплавленным металлом. Металлокерамические структуры, включающие карбид вольфрама и никелевый сплав, применяются для защиты инструментов, используемых при механической обработке, оборудования для формирования металлов и горнодобывающей промышленности. Однако объемная доля керамики в таких материалах обычно не превышает 10 % [9].

При использовании аддитивных технологий требуется знать, каким образом оптимальные параметры процесса, прежде всего мощность лазерного излучения, скорость перемещения и размер фокального пятна зависят от объема расплавляемого материала. Эти данные необходимы при выборе лазера в соответствии с производственными потребностями и оценке его производительности.

В большинстве теоретических работ при моделировании выбирается один основной процесс, а влияние остальных либо не учитывается, либо учитывается упрощенно.

В настоящее время имеется большая база данных для аддитивных технологий. Для определения общих закономерностей эксперименты должны быть выполнены в широком диапазоне значений параметров лазерного воздействия. Обработка больших объемов данных существенно упрощается, если удастся представить их в виде зависимостей между безразмерными параметрами, аналогично тому как это делается при анализе сложных физических систем методом подобия. Такое представление позволяет уменьшить количество независимых переменных. Кроме того, формулировка результатов с использованием безразмерных параметров позволяет более полно изучить процессы, происходящие в исследуемой системе, и определить структурно-фазовое состояние получаемых изделий.

В данной работе приводится обзор методов лазерной сварки термически упрочняемых алюминиевых сплавов, рассматриваются проблемы получения высокопрочных сварных соединений и способы их решения, анализируется процесс аддитивного выращивания гетерогенных материалов с учетом безразмерных параметров, которые могут определять как структуру, так и характеристики материалов.

3. Лазерная сварка термически упрочняемых алюминиевых сплавов. На рис. 1 представлены схемы крепления стрингера к фюзеляжу самолета с использованием технологий заклепочного соединения и лазерной сварки, а также сварная панель фюзеляжа.

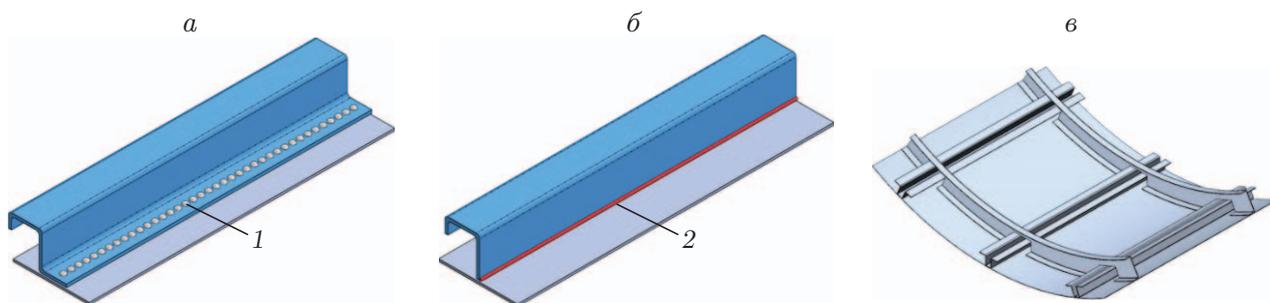


Рис. 1. Схемы крепления стрингера к фюзеляжу:

а — заклепочное соединение, *б* — лазерное соединение, *в* — панель фюзеляжа; 1 — заклепка, 2 — сварной шов

За счет перехода от заклепочных соединений к сварным уменьшается вес конструкции и увеличивается эффективность процесса. При этом технологические достижения в области сварки плавлением позволяли получать значения механических характеристик термически упрочняемых алюминиевых и алюминий-литиевых сплавов, составляющие 60–80 % значений соответствующих характеристик исходного сплава [28, 29].

3.1. *Лазерная сварка алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mg.* При лазерной сварке алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mg могут возникать горячие трещины, при этом прочность сварных соединений мала [30].

В работах [31–35] исследованы микроструктура и механические свойства стыковых и Т-образных соединений сплава 2024, полученных с помощью лазерной сварки при использовании присадочной проволоки AA4043. Исследовалось влияние защитного газа (аргона или гелия) на качество сварного шва и возникновение дефектов. Численно и экспериментально оценивались значения остаточных напряжений. Использование присадочного металла позволило уменьшить риск образования дефектов сварки и увеличить пластичность сварного соединения, при этом прочность на разрыв составила приблизительно 380 МПа (82 % значения прочности исходного сплава).

В работе [36] изучались проблемы и особенности автогенной лазерной сварки алюминиевого сплава AA2024. Было показано, что плавление приводит к уменьшению прочности вследствие растворения осадков и потери упрочняющей фазы. Значение прочности сварного соединения составило 66 % значения прочности основного сплава.

В работе [37] предложен способ оптимизации процесса лазерной сварки сплава 2024 и проведено исследование микроструктуры и механических свойств полученных сварных соединений. Временное сопротивление сварного соединения равно 370 МПа, что составляет 80 % значения временного сопротивления основного сплава, при этом относительное удлинение при разрыве равно 1 %.

Влияние параметров лазерной сварки на микроструктуру и механические свойства сварного шва сплава 2A14-T6 исследовано в работе [38]. Показано, что при растяжении сварного соединения прочность и относительное удлинение сначала увеличиваются, а затем уменьшаются по мере увеличения количества подводимой теплоты. Максимальная прочность на растяжение сварного шва равна 261,7 МПа, что составляет приблизительно 61,2 % прочности исходного сплава. В работе [39] изучалось влияние параметров лазерной сварки с использованием присадочной проволоки марки 4047 на микроструктуру, пористость и механические свойства Т-образного шва, полученного при сварке сплавов AA2024 и AA7075. Максимальная прочность равна 397 МПа, что составляет 83 % прочности сплава AA2024. В работе [40] описан процесс получения беспористых Т-образных швов при лазерной сварке алюминиевых сплавов AA2024 и AA7050 с использованием присадочной проволоки AA4047. Отношение прочности сварного соединения к прочности сплава составило 87–90 %.

В экспериментах [41] для Т-образного соединения алюминиевых сплавов AA2024-О и AA7075-T6 использовался волоконный Yb-лазер малой мощности без добавления присадочных материалов. Прочность сварного соединения составила 398,4 Н при длине шва 20 мм и толщине пластин 2 мм.

Значение прочности лазерных сварных соединений алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mg составляет 61–90 % значения прочности основного сплава. Жесткие требования, предъявляемые при получении сварных соединений с высокими прочностными свойствами, являются принципиально важными для авиации [29, 42]. Например, на этапе проектирования конструкций самолета важно знать механические свойства сплава при растяжении и предел текучести при растяжении, который коррелирует с вязкостью разрушения и усталостной прочностью [43, 44].

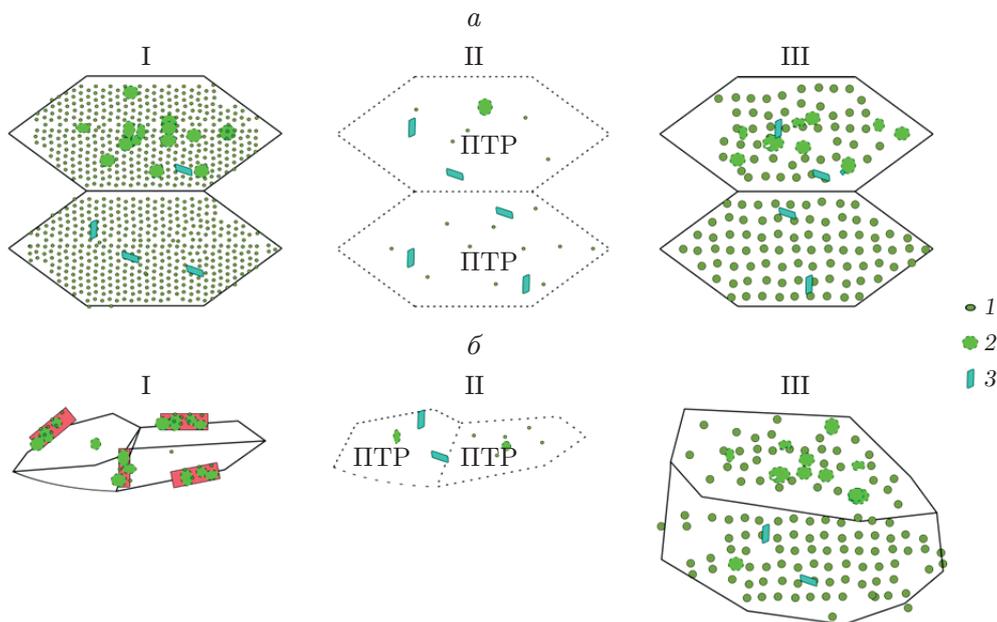


Рис. 2. Схема структурно-фазовых превращений сплава системы Al-Mg-Cu и сварного шва до и после ТО [45]:

a — сплав, *б* — сварной шов; I — состояние до ТО, II — состояние после закалки, III — состояние после искусственного старения; 1 — фаза S (Al_2CuMg), 2 — фаза θ (Al_2Cu), 3 — фаза T ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$); ПТР — перенасыщенный твердый раствор

Термическая постобработка сварного шва (закалка и искусственное старение) позволяет восстановить структурный, фазовый и химический состав твердого раствора сварного шва и тем самым улучшить механические характеристики лазерных сварных соединений алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mg. В работе [45] показано, что оптимальная термическая постобработка позволяет реализовать замкнутый цикл фазовых превращений и получить равнопрочные лазерные сварные соединения сплава Д16Т системы Al-Cu-Mg (рис. 2).

3.2. *Лазерная сварка алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Li.* Существует ограниченное число работ, посвященных изучению сварных соединений сплавов системы Al-Mg-Li. Проведенные исследования показывают, что значение прочности сварных соединений небольшое: $0,67 \div 0,80$ значения прочности основного сплава [28, 46].

В работе [47] исследовался процесс лазерной сварки сплава В-1424 системы Al-Mg-Li-Sc. Показано, что в сварном шве происходит хаотическое смешение слоев мелких зерен, в результате чего прочность сварного соединения уменьшается до значений, составляющих $0,65 \div 0,70$ значения прочности основного материала.

Механические свойства и структура сварных соединений, изготовленных лазерной сваркой листов из сплава 1424-БТГ1, исследованы в работе [48]. Прочность сварных соединений составила $0,79$ прочности основного сплава. Оценены остаточные напряжения сварных соединений, которые во всех исследуемых точках были растягивающими. Значения остаточных напряжений равны $24 \div 65$ МПа.

В работах [49, 50] изучен процесс лазерной сварки сплава 5А90, исследованы распределение твердости и микроструктура сплава и сварного шва.

В работе [51] исследованы прочностные характеристики и ударная вязкость лазерных сварных соединений сплава 1420. Показано, что ударная вязкость сварного шва меньше ударной вязкости основного сплава. Микроструктура и механические свойства сварных

соединений сплава 1420, полученного при гибридной лазерной сварке, изучались в работе [52]. Прочность сварных соединений составила 0,67 значения прочности основного сплава.

3.3. *Лазерная сварка алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Li.* Определение точного состава сварного шва системы Al-Cu-Li является сложной задачей, поскольку структурно-фазовый состав сварных соединений может быть разным в зависимости от концентрации основных легирующих элементов Cu, Li.

В работе [48] исследованы механические свойства и структура сварных соединений, полученных лазерной сваркой листов из сплава В-1461 системы Al-2,7Cu-0,3Mg-1,8Li. Величина остаточных напряжений после лазерной сварки небольшая ($14 \div 48$ МПа). Прочность сварного соединения составила 0,63 значения прочности основного материала.

Особенности формирования структуры и свойств лазерных сварных соединений алюминий-литиевых сплавов В-1461 системы Al-2,7Cu-0,3Mg-1,8Li и В-1469 системы Al-3,9Cu-0,3Mg-1,2Li изучены в работе [53]. Установлено, что применение присадочных материалов системы Al-Cu в виде сварочной проволоки Св-1201 и Св-1217 позволяет улучшить качество сварного шва, увеличить прочность сварных соединений с 275 до 335 МПа для соединений сплава В-1461 и с 335 до 350 МПа для соединений сплава В-1469.

В работе [54] при исследовании процесса лазерной сварки сплава 2A97 (Al-3,9Cu-1,4Li) с присадочной проволокой ER 2319 в зоне сварного шва показано, что на границе дендритов, по-видимому, сформировалась фаза T_1 (Al_2CuLi), а внутри дендрита — фаза θ (Al_2Cu). Временное сопротивление на разрыв составило 59,8 % значения временного сопротивления основного сплава.

В работе [55] установлено, что при лазерной сварке сплава 2A97 (Al-3,9Cu-1,4Li) в зоне сплавления эвтектика вдоль границ зерен может содержать фазы T_1 , T_2 , S' или θ' . Внутри зерна присутствует меньшая доля фаз δ' , β' , θ' и T_1 . Прочность при растяжении сварных соединений составляет 83,4 % значения прочности основного металла.

Лазерная сварка сплава 2060 (Al-3,95Cu-0,75Li) с различной присадочной проволокой исследовалась в работах [56, 57]. Показано, что при использовании проволоки из сплава 5087 в зоне плавления образуются фазы T_2 ($Al_6Cu(Li,Mg)_3$) и δ' (Al_3Li). При использовании проволоки AlSi₁₂ в зоне плавления обнаружены фазы LiAlSi и Al_2Cu , а также небольшая доля фазы Mg_2Si . Прочность на растяжение такого сварного шва, полученного с использованием проволоки AlSi₁₂, составила 80 % значения прочности основного сплава. В работе [58] исследовалась лазерная сварка сплава 2060 (Al-3,95Cu-0,75Li) с проволокой ER2319 (Al-5,6Cu). Показано, что в сварном шве образуются вторичные осадки, например фаза θ' (Al_2Cu), и очень небольшая доля таких включений, как $Al_{11}Cu_5Mn_3$ и Al_7Cu_2Fe . Микроструктура и коррозионные свойства сплава 2A97 (Al-3,7Cu-1,5Li), сваренного лазерным лучом, изучались в работе [59]. Показано, что в зоне плавления сварного шва образовались фазы T_1 (Al_2CuLi), T_B (Al_7Cu_4Li) и R (Al_5CuLi_3). Распределение междендритных интерметаллидов по сварному шву было неоднородным. В работе [60] описан процесс получения Т-образных соединений, состоящих из двух алюминий-литиевых сплавов 2060 (Al-3,9Cu-0,8Li) и 2099 (Al-2,95Cu-1,87Li), методом двусторонней лазерной сварки с присадочными проволоками CW3 (Al-6,2Cu-5,4Si) и AA4047 (Al-12Si). В сварном шве были зафиксированы фазы T (AlLiSi) и T_2 (Al_6CuLi_3). При использовании проволоки AA4047 основной упрочняющей фазой в сварном шве была Т-фаза, при использовании проволоки CW3 — фаза T_2 . В работе [61] при исследовании лазерного сварного шва сплава 2195 (Al-4,05Cu-0,96Li) в зоне плавления были обнаружены фазы δ' (Al_3Li) и θ' (Al_2Cu). В [62] исследована возможность гибридной лазерной сварки сплава 2198 (Al-3,5Cu-1,1Li) и оптимизированы энергетические параметры сварки.

Механические характеристики исходного сплава и сварного шва,
полученного лазерной сваркой термически упрочняемых алюминиевых сплавов [28]

Сплав	Проволока	t , мм	σ_B , МПа	σ_{BCB} , МПа	k , %	Источник
Система Al-Cu-Mg						
AA2024-T3	—	1,25	480	384	80	[36]
AA2024-T3	—	3,00	463	364	79	[32]
AA2024-T3	AA4043	3,00	463	370	80	[32]
AA2024-T3	—	3,20	480	317	66	[36]
AA2024-T3 (обшивка), AA7050-T76 (стрингер)	AA4047	2,00 (обшивка), 2,00 (стрингер)	490	445	91	[40]
Система Al-Cu-Li						
AA2198-T3	AA4047	3,20	461	300	65	[63]
AA2198-T3 (обшивка), AA2198-T8 (стрингер)	AA4047	5,00 (обшивка), 1,90 (стрингер)	430 (AA2198-T3)	335	78	[40]
AA2060-T8	AA4047	2,00	500	416	83	[56]
AA2060-T8	AA5087	2,00	498	317	64	[57]
AA2060-T8 (обшивка), AA2099-T83 (стрингер)	AA4047	2,00 (обшивка), 2,00 (стрингер)	501 (AA2060-T8)	391	78	[60]
2A97-T3	—	1,50	390	235	60	[54]
2A97-T3	AA2319	1,50	390	191	49	[54]
2A97-T4	—	2,00	446	370	83	[55]
Система Al-Mg-Li						
AA1420	AA2319	5,00	391	223	57	[52]

Фазовый состав в зоне плавления сварного шва зависит от концентрации легирующих элементов Cu, Li, Mg в исходном сплаве, а также от используемого наполнителя. Кроме того, распределение упрочняющих фаз в твердом растворе и на границах дендрита в сварном шве может быть различным и отличаться от распределения фаз в основном сплаве. Наличие упрочняющих фаз в сварном шве не свидетельствует об изменении механических характеристик, в частности об уменьшении прочности. Методика управления структурно-фазовым составом сварного шва не разработана.

В таблице приведены данные о прочностных характеристиках сварных соединений, полученных с использованием лазерной сварки и сварки трением с перемешиванием, для термически упрочняемых алюминиевых сплавов, используемых в авиа- и ракетостроении (t — толщина сплавляемых листов; σ_B — временное сопротивление исходного сплава; σ_{BCB} — временное сопротивление сварного шва; $k = \sigma_{BCB}/\sigma_B$ — относительный предел прочности) [28].

Современные технологии лазерной сварки плавлением позволяют получать термически упрочняемые алюминиевые сплавы аэрокосмического назначения, механические характеристики которых составляют 63–85 % значений характеристик исходного сплава.

В то же время при исследовании процесса лазерной сварки термически упрочняемых алюминиевых сплавов не учитываются особенности образования фаз в объеме сварного шва, многоуровневый характер структуры, масштаб и распределение химических элементов в результате лазерного воздействия, что не всегда позволяет достигнуть оптимальных механических и технологических свойств сварного шва.

3.4. *Методы улучшения механических свойств лазерных сварных соединений термически упрочняемых алюминиевых сплавов.* Анализ данных о лазерной сварке термически упрочняемых алюминиевых сплавов показал, что статические механические характеристики (временное сопротивление на разрыв, предел текучести и относительное удлинение при растяжении) лазерных сварных соединений, непосредственно связанные со структурными и фазовыми изменениями исходного материала в результате лазерного воздействия, остаются небольшими. Жесткие требования, предъявляемые к механическим свойствам сварных соединений, являются принципиально важными для авиа- и ракетостроения. На этапе проектирования конструкций самолета важно знать механические свойства сплава при растяжении, которые коррелируют с вязкостью разрушения и усталостной прочностью. Недостаточно изучено влияние структурно-фазового состава сварного шва на механические свойства лазерных сварных соединений.

Улучшение механических характеристик сварных соединений за счет постобработки на основе пластической деформации и термообработки в виде закалки и искусственного старения достигнуто одновременно в Институте теоретической и прикладной механики СО РАН, Московском государственном техническом университете им. Н. Е. Баумана, Всероссийском научно-исследовательском институте авиационных материалов, Институте материаловедения и Институте исследования материалов (Institute of materials research) (Германия).

Для улучшения механических характеристик сварных соединений было предложено два подхода на основе постобработки сварного шва: 1) холодная пластическая деформация сварного шва с различной степенью деформации; 2) термическая постобработка сварного соединения в виде закалки и искусственного старения. Второй подход является более эффективным при получении высокопрочных сварных соединений.

Следует отметить, что сложность получения высокопрочных сварных соединений обусловлена самим процессом термической обработки, поскольку воздействию температуры подвергается не только шов, но и весь образец, т. е. и основной сплав. В этом случае при закалке и старении основной сплав разупрочняется, и его механические характеристики необходимо восстанавливать в процессе дальнейшей термической обработки.

Перспективность улучшения прочностных свойств сварных соединений, полученных с помощью лазерной сварки алюминиево-литиевых сплавов системы Al-Mg-Li за счет пластической деформации сварного шва, впервые показана в работе [63]. При лазерной сварке сплава 1424 системы Al-Mg-Li без проволоки прочность увеличивалась до значения, составляющего 95 % прочности исходного сплава.

В [63, 64] показано, что пластическая деформация сварного шва сплава 1424 позволяет увеличить прочность до значения, составляющего 90 % значения прочности исходного сплава.

В работе [65] установлено, что при лазерной сварке сплавов В-1461 и В-1469 системы Al-Cu-Li с присадочной проволокой Св 1201, содержащей редкоземельные элементы, в центре сварного соединения имеет место дисперсионное упрочнение с образованием очень мелких частиц Al_3Se и Al_3Zr , распределенных по границам зерен. Термическая обработка сварных соединений в режиме Т1 позволила увеличить прочность сварных соединений до значения, равного 90 % значения прочности исходного сплава.

В [66] показано, что при термообработке лазерных сварных соединений сплава 2198 в режиме T8 прочность увеличилась с 318 до 341 МПа и составила 67 % значения прочности исходного сплава.

Как известно, более высокой прочности можно достичь за счет образования когерентных и полукogerентных кристаллической решетке Al зон Гинье — Престона и метастабильных частиц интерметаллидных фаз, препятствующих движению дислокаций. Движущиеся при пластической деформации дислокации перерезают зоны Гинье — Престона и метастабильные частицы, при этом упругие деформации, существующие вокруг зон, а также нарушение упорядоченного расположения атомов при прохождении дислокаций через зоны обуславливают увеличение напряжения, необходимого для движения дислокаций. Диффузионные процессы, происходящие в твердом растворе, и их влияние на образование стабильных фаз подробно исследованы для смеси Al-Cu-Mg. Следует отметить, что при затвердевании расплава сварного шва формирование фаз на границах субзерен может быть обусловлено неравновесной кристаллизацией, т. е. диффузионными процессами, происходящими в жидкой фазе, в то время как при закалке и старении фазовые изменения происходят в твердом растворе.

Температурная зависимость коэффициента диффузии D имеет вид

$$D = D_0 e^{-Q/(RT)},$$

где D_0 — постоянная величина, характеризующая систему; Q — энергия активации, определяющая величину энергии, необходимой для извлечения атома из кристаллической решетки; R — универсальная газовая постоянная; T — абсолютная температура. Таким образом, коэффициент диффузии тем меньше, чем больше энергия активации, и с увеличением температуры возрастает.

Интерметаллидные частицы с кристаллической решеткой, отличающейся от кристаллической решетки матрицы, и упорядоченно расположенными атомами представляют собой более существенное препятствие для движения дислокаций; дислокации не перерезают, а обходят эти частицы, образуя петли и скопления. По мере того как расстояние между частицами при старении уменьшается, напряжение, необходимое для продвижения дислокаций между частицами, возрастает, что приводит к увеличению предела текучести. Поэтому максимальный эффект упрочнения наблюдается при тех режимах старения, при которых образуются дисперсные интерметаллидные частицы, равномерно распределенные в матрице на небольших расстояниях одна от другой. Укрупнение частиц и увеличение расстояний между ними приводит к уменьшению прочности. При выборе режима старения, как правило, учитывается условие обеспечения максимальной прочности.

В работе [67] установлено, что при лазерной сварке сплава В-1469 системы Al-Cu-Li без проволоки постобработка лазерных сварных соединений приводит к увеличению прочности до значений, составляющих 90 % значений прочности исходного сплава в состоянии поставки.

В работах [24, 68, 69] показана эффективность оптимизации термической постобработки сварного шва алюминий-литиевого сплава системы Al-Mg-Li. Исследованы изменение структурно-фазового состава и прочностные свойства в зависимости от режима термообработки (рис. 3). Предложены оптимизированные режимы термической обработки (ТО) для достижения при статическом растяжении лазерных сварных соединений значений всех механических характеристик, близких к соответствующим значениям для исходного сплава. Следует отметить, что ТО необходимо проводить для всего образца, включающего как разупрочненный шов, так и упрочненную часть сплава. Таким образом, ТО должна, с одной стороны, обеспечить изменение фазового состава сплава по замкнутому циклу, т. е. вернуть его в исходное состояние, а с другой — создать условия для образования упроч-

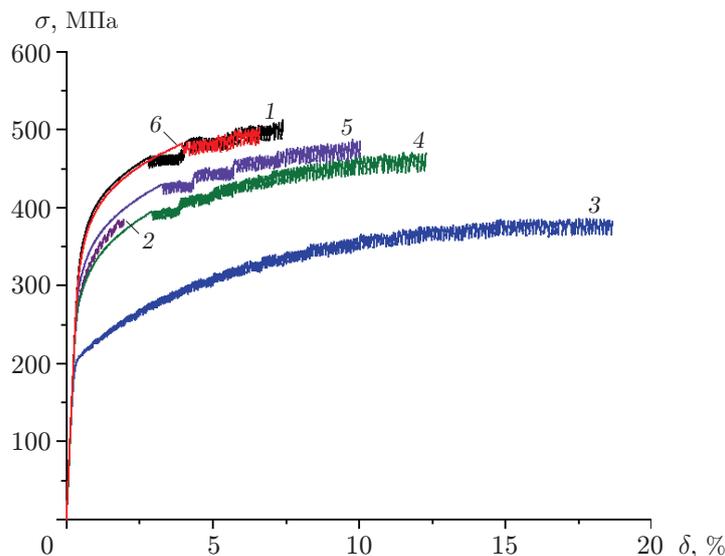


Рис. 3. Зависимость напряжения σ от деформации δ при растяжении [69]:
 1 — сплав, 2 — сварной шов, 3 — сварной шов при закалке (490 °С), 4 — сварной шов при закалке (490 °С) и старении (120 °С, 10 ч), 5 — сварной шов при закалке (490 °С) и старении (150 °С, 4 ч), 6 — сварной шов при закалке (490 °С) и старении (175 °С, 16 ч)

няющих фаз, что позволяет увеличить прочность шва до значения, близкого к значению прочности исходного сплава.

Найдены оптимальные режимы ТО, получены механические характеристики (временная прочность, предел текучести, относительное удлинение при разрыве) лазерных сварных соединений термически упрочняемых алюминиевых сплавов, практически равные механическим характеристикам исходного сплава [45, 70–73]. При этом обнаружены новые особенности поведения основных легирующих элементов (Cu, Mg и Li) в алюминиевых сплавах, например изменение параметров решетки твердого раствора в процессе ТО, слабое влияние закалки на прочность шва сплавов, легированных Mg, и определяющее влияние закалки для сплавов, легированных Cu, позволяющее увеличить прочность на величину порядка 80 ÷ 130 МПа в зависимости от концентрации Cu. Исследование этих явлений необходимо как для изучения процесса формирования упрочняющих фаз, так и для создания новых алюминиево-литиевых сплавов с уникальными свойствами.

В настоящее время для получения наилучших механических свойств лазерных сварных соединений термически упрочняемых алюминиевых сплавов необходимо использовать комплексный подход на основе лазерной микрометаллургии, включающий оптимизацию воздействия высокоэнергетического лазерного излучения на вещество в режиме кинжального проплавления; оптимизацию термической постобработки для получения заданного структурно-фазового состояния твердого раствора сварного шва и изменения по замкнутому циклу структурно-фазового состава сплава вне шва; изучение динамики фазовых, микро- и наноструктурных превращений и их связи с механическими свойствами с использованием независимых методов диагностики, дифрактометрии синхротронного излучения, высокоразрешающей сканирующей и просвечивающей микроскопии.

4. Аддитивные технологии получения гетерогенных материалов с использованием безразмерных параметров. При производстве аэрокосмических систем должны учитываться технические и экономические особенности конкретного вида изделий. Необходимо [74]:

— изготавливать важные компоненты, удовлетворяющие конкретным условиям эксплуатации (иными словами, производство функционально значимых изделий); функцио-

нальными характеристиками таких изделий являются надежность, долговечность, совместимость, малый вес и т. д.;

— облегчать и упрощать конструкции, применяемые для производства систем и подсистем, за счет соединения множества компонентов, а также уменьшения массы как отдельных деталей, так и систем за счет применения более легких материалов;

— уменьшать время изготовления деталей.

Каждая из указанных целей связана с остальными целями, поэтому при выборе оптимального проектного решения необходимо учитывать все перечисленные выше факторы. Для повышения эффективности производства за счет уменьшения затрат и времени изготовления продукции, а также массы готового изделия используются высокоэффективные материалы с более сложной структурой.

Изначально для выполнения поставленных задач разрабатывались традиционные производственные системы, однако применение аддитивных методов производства оказало существенное влияние на проектирование и производство. Аддитивное производство (АП), или аддитивная технология (АТ), заключается в послойном формировании изделия за счет плавления или спекания порошка либо проволоки при воздействии источника тепла, движущегося по заданной траектории [75].

Аддитивное производство металлических материалов играет важную роль в аэрокосмической промышленности вследствие использования металлических компонентов. Металлическое аддитивное производство (МАП) преобладает над другими типами АП. В настоящее время существует четыре основных метода МАП [76]:

- 1) метод синтеза на подложке;
- 2) метод прямого подвода;
- 3) метод струйной подачи;
- 4) метод струйного отверждения.

Первые два метода наиболее распространены в промышленности. В порошковых технологиях, таких как селективное лазерное спекание (плавление) и электронно-лучевое плавление [77], используется источник энергии для нагрева порошкового материала в выделенной области. В методе прямого подвода, в частности при лазерной порошковой наплавке, для осуществления плавления в процессе осаждения порошкового металла, подающегося из сопла соосно излучению, используется лазерная энергия.

Другим широко используемым методом МАП является метод струйной подачи. Технология проволоочно-дугового АП представляет собой процесс аддитивно-дуговой сварки с подачей проволоки [78]. Этот метод применяется в аэрокосмической промышленности при производстве деталей больших размеров.

Метод струйного отверждения включает технологию впрыскивания наночастиц (nanoparticle jetting (NPJ)). При использовании этого метода нагретые металлические наночастицы впрыскиваются внутрь специальной жидкой среды, образуя очень тонкие слои изготавливаемой детали [79, 80]. Установлено, что среди существующих технологий МАП NPJ обеспечивает наилучшее качество поверхности без уменьшения скорости производства.

Атомно-диффузионное АП — еще одна технология метода струйного отверждения [81, 82], в соответствии с которой детали печатаются послойно с использованием металлического порошка, помещенного в пластиковое связующее. Постепенное удаление пластикового связующего в совокупности со спеканием позволяет получить готовое изделие, в котором высокие механические характеристики достигаются за счет спекания сразу всей детали.

Основным преимуществом применения АТ в аэрокосмической области является получение изделий сложной геометрической формы, которые невозможно изготовить в условиях



Рис. 4. Изделия для авиапромышленности, изготовленные методами АП:
а — держатель шарнира (Airbus), *б* — двигатель Rolls Royce Trent XWB, изготовленный методом электронно-лучевого сплавления, *в* — фланец бака с жидким кислородом, *г* — аэрокосмический шарнир, изготовленный методом синтеза на подложке, *д* — газотурбинный двигатель, *е* — соединитель кронштейна (Airbus), *ж* — двигатель, *з* — кронштейн простой формы, изготовленный методом электронно-лучевого сплавления, *и* — кронштейн сложной формы, изготовленный методом селективного сплавления [85]

традиционного производства, например такие изделия, как конформные каналы охлаждения в камерах сгорания или турбинные лопатки [83].

АТ обеспечивают увеличение производительности за счет оптимизации распределения материала, облегчения конструкции и уменьшения длительности производственного процесса [84]. Интеграция нескольких компонентов в единую конструкцию позволяет существенно улучшить технические характеристики, снижая затраты на проверку и сертификацию сопрягаемых компонентов изделия. На рис. 4 представлены различные изделия для авиапромышленности, изготовленные методами АП [85].

Материальные затраты на производство продукции также являются одной из важнейших проблем аэрокосмической промышленности. Например, при изготовлении изделия методомковки требуются дорогостоящее оборудование и механическая обработка. Также необходимо учитывать коэффициент полезного использования материала. В работе [86] показано, что для получения конечного продукта массой 10 кг потребуются исходные материалы массой 200 кг, в то же время, по данным других исследователей, указанное соотношение ближе к 1 : 40 [87]. Однако при использовании АТ отходы практически отсутствуют и это соотношение изменяется от 1 : 1 до 1 : 3 [88]. При производстве с использованием

методов АТ требуется значительная постобработка готовых изделий (удаление порошка, термическая обработка, удаление опор и опорной плиты, удаление излишней пористости методом горячего изостатического прессования, механическая обработка и полировка).

Сложнопрофильные изделия для аэрокосмической промышленности, изготовленные с использованием АТ, подлежат строгому контролю качества. Это обусловлено несовершенством технологии аддитивной печати вследствие неопределенности механических характеристик. Во многих работах сообщалось о существенном различии механических свойств [89, 90], в частности усталостных характеристик [91, 92] материалов, получаемых с использованием АТ. Для решения этой проблемы разрабатываются различные международные стандарты: система качества Aerospace SAE AS9100, стандарт MSFC-STD-3716 для АП оборудования для космических полетов, стандарт НАСА 6030 [93–95] и т. д. При соответствующих контроле качества и оптимизации процесса наплавки отмеченные выше проблемы могут быть сведены к минимуму.

Как и все технологии производства, АТ имеют ряд недостатков. Прежде всего, необходимо учитывать ограничение на объем используемого материала, существенное различие механических характеристик, специфические требования к конструкции аддитивного оборудования. Также в процессе печати необходим корректный выбор режима выращивания (мощность, скорость сканирования, интервал перекрытия, способ штриховки), поскольку параметры печати влияют на качество готового изделия (шероховатость поверхности, пористость, остаточные напряжения, деформации, анизотропия свойств). Изменение параметров сканирования может как ухудшить свойства изделия, так и, наоборот, улучшить качество продукции и скорость печати.

АТ характеризуются высокой скоростью нагрева и охлаждения слоев, что приводит к возникновению высокоградиентного теплового профиля. Согласно данным [96] эффекты, обусловленные наличием градиента температуры, сопровождаются переносом массы и тепла, а также изменением характеристик ванны расплава. При этом градиент поверхностного натяжения, возникающий вследствие локально-неоднородного распределения температуры, обуславливает возникновение конвекции Марангони. В работе [97] показано, что конвекция Марангони оказывает существенное влияние на процесс формирования ванны расплава и возникновения в результате разбрызгивания расплава пор в создаваемом материале.

Карта затвердевания ванны расплава строится с использованием градиента температуры G и скорости роста R , а также их комбинаций GR и G/R . Отношение G/R определяет способ затвердевания расплава, произведение GR — масштаб микроструктуры затвердевшего расплава [98]. На рис. 5 показано влияние параметров G/R и GR на микроструктуру затвердевшего расплава [99]. Микроструктуры могут быть плоскими, ячеистыми, столбчатыми дендритными или равноосными дендритными с уменьшающимися значениями G/R . Размер указанных четырех микроструктур затвердевания уменьшается с увеличением скорости охлаждения GR . Карты затвердевания расплава для конкретных сплавов можно использовать для оценки структур, образующихся в процессе затвердевания.

Определение параметров, характеризующих физические процессы, происходящие при аддитивном выращивании, позволяет осуществлять контроль поведения ванны расплава. В работе [100] показано, что, контролируя геометрию ванны расплава, можно непосредственно устанавливать взаимосвязь задаваемых параметров и микроструктуры. Таким образом, необходимо сформулировать аналитические уравнения, которые могут быть использованы при оптимизации процесса аддитивного выращивания. Введение в эти уравнения безразмерных чисел с помощью П-теоремы [101] позволяет упростить физические модели и выявить зависимости между физическими величинами. Этот метод успешно применялся в гидродинамике, биологии, биомеханике [102], ядерной физике [103] и АТ [104, 105].

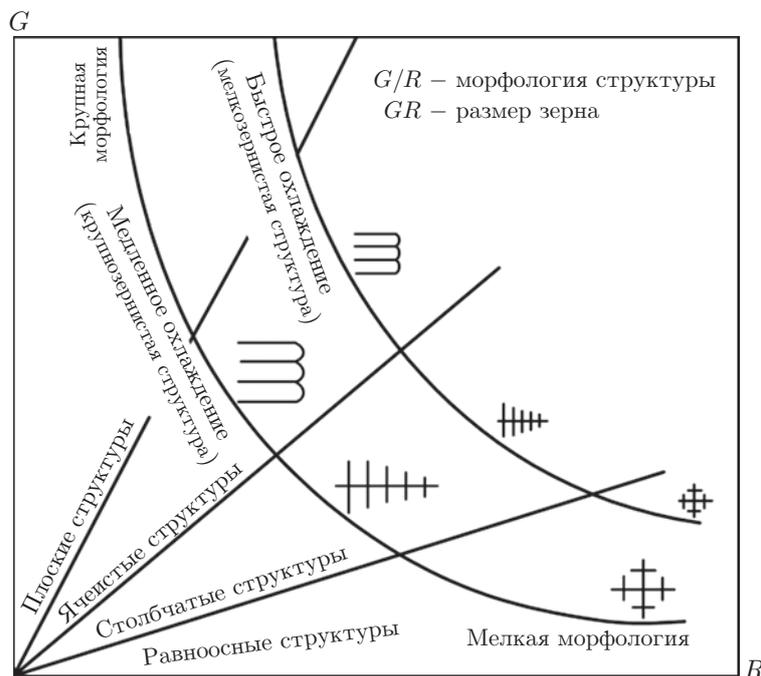


Рис. 5. Карта затвердевания ванны расплава

Введение комбинации переменных в аналитические уравнения позволяет, во-первых, уменьшить количество параметров, которые необходимо исследовать при использовании АТ, во-вторых, более точно определять процессы, происходящие при использовании АТ.

В уравнениях, описывающих процесс аддитивного выращивания, выделяются четыре безразмерных параметра:

1) число Пекле $Pe = Vb/\alpha$ (V — скорость сканирования; b — ширина ванны расплава; α — температуропроводность сплава), представляющее собой соотношение параметров конвективного и кондуктивного переноса тепла (т. е. определяющее механизм переноса тепла внутри ванны расплава) и характеризующее размер ванны расплава;

2) безразмерная энтальпия $H = \Delta H/h_s = 2^{3/4}\pi T_s/T_m = 2^{3/4}AP/(\rho CT_m\sqrt{\alpha V d^3})$ (T_s — температура поверхности; T_m — температура плавления; A — коэффициент интегрального поглощения; P — мощность падающего излучения; ρ — плотность; C — удельная теплоемкость; d — диаметр лазерного пятна) — соотношение удельной энергии, поглощаемой материалом, и энергии, необходимой для плавления;

3) число Марангони $Ma = -(d\gamma/dT)b\Delta T/(\mu\alpha)$ (μ — вязкость сплава; ΔT — разность максимальной и начальной температур сплава; $d\gamma/dT$ — тангенс угла наклона кривой зависимости поверхностного натяжения от температуры), представляющее собой отношение сил поверхностного натяжения к силам вязкости (эффективность распределения тепла внутри ванны расплава);

4) число Фурье $F = \alpha/(VL)$ (L — характерная длина) — отношение скорости диффузионного переноса тепла к скорости накопления тепла (чем больше число Фурье, тем больше скорость рассеивания тепла и, следовательно, тем быстрее происходит охлаждение).

Четыре указанных безразмерных параметра могут полностью определять как структуру, так и характеристики материалов, создаваемых с помощью АТ [105, 106]. В настоящее время существует ряд работ, в которых данные безразмерные параметры использу-

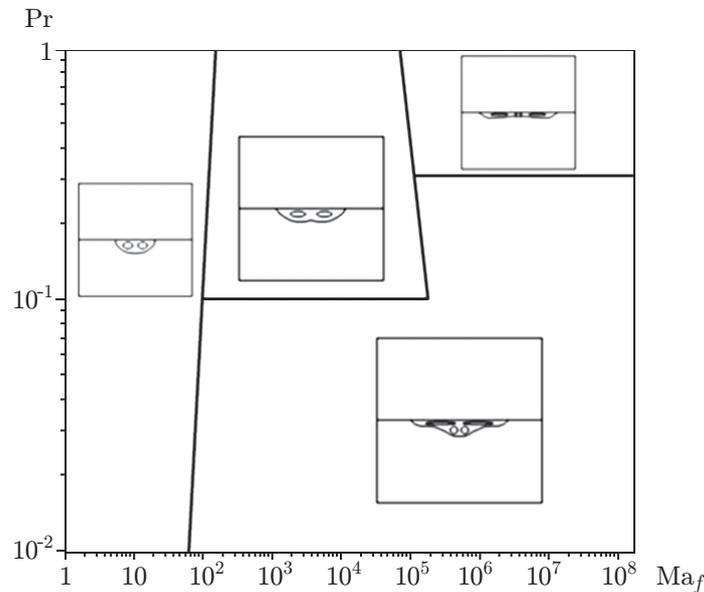


Рис. 6. Схемы течения в ванне расплава при различных значениях чисел Марангони и Прандтля

ются для описания процессов сварки и наплавки. В работе [107] показано, что при лазерной сварке число Марангони определяет форму ванны расплава, что в свою очередь влияет на процесс затвердевания, микроструктуру и характеристики сварного шва. Картины течения в ванне расплава при различных значениях чисел Марангони и Прандтля показаны на рис. 6. При заданной безразмерной мощности пучка $Q = 15$ и значении числа Пекле $Pe = 0,72$ на рис. 6 можно выделить несколько областей с различными формами ванны расплава. При числе Марангони $Ma < 100$ независимо от числа Прандтля ванна расплава имеет полусферическую форму. Вследствие пренебрежимо малой силы Марангони перенос тепла в ванне расплава происходит в радиальных направлениях. При числе Прандтля $Pr \rightarrow 1$ и увеличении числа Марангони до значений $Ma > 100$ форма дна ванны расплава является выпуклой. При $Ma > 10^5$ вблизи средней линии формируется вторая ячейка, при этом исходная ячейка увеличивается. Таким образом, на средней линии неглубокой зоны плавления наблюдается выпуклое дно. Максимальная глубина ванны расплава смещается от средней линии, при этом размер ванны расплава уменьшается за счет увеличения числа Марангони. При $Pr < 0,1$ форма ванны расплава изменяется от полусферической до сильновогнутой на дне. Вторая ячейка смещена вниз и расположена вблизи дна ванны расплава при любых числах Марангони. Глубина этой ячейки может достигать половины ширины ванны расплава. При значениях числа Прандтля в диапазоне $Pr = 0,1 \div 0,3$ форма дна меняется с полусферической выпуклой на вогнутую.

В работе [108] исследуются условия асимметрии наплавочных треков для четырех сплавов (SS 316, Inconel 718, Ti-6Al-4V и AlSi10Mg), полученных с использованием АТ (рис. 7). Существует два фактора, которые объясняют асимметрию формы ванны расплава различных сплавов. Во-первых, большая теплопроводность сплавов способствует быстрой и равномерной передаче тепла к обеим сторонам ванны расплава, что приводит к уменьшению асимметрии ее формы. Поскольку сплавы SS 316 и AlSi10Mg имеют наименьшую и наибольшую теплопроводность среди четырех указанных сплавов, формы их ванн расплава имеют наибольшую и наименьшую степень асимметрии соответственно. Во-вторых, в небольшой ванне расплава степень асимметрии увеличивается. На рис. 7 видно, что среди четырех рассмотренных сплавов AlSi10Mg имеет наибольшую

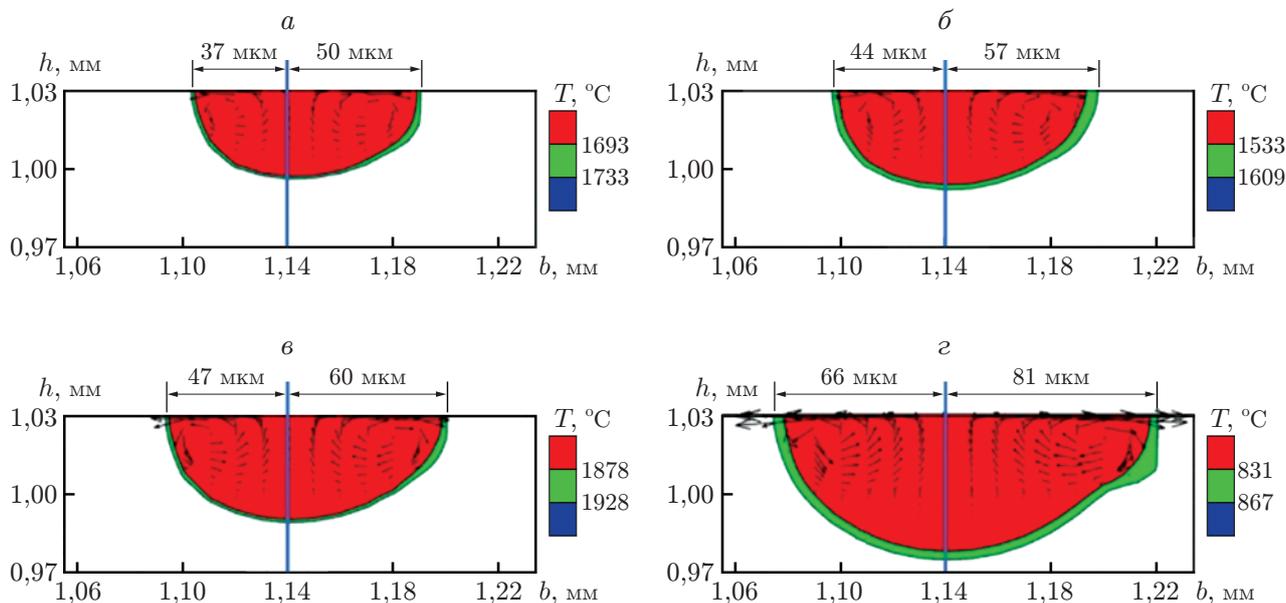


Рис. 7. Форма и размер ванны расплава в поперечной плоскости для сплавов SS 316 (а), Inconel 718 (б), Ti-6Al-4V (в) и AlSi10Mg (г) при скорости сканирования $V = 1000$ мм/с

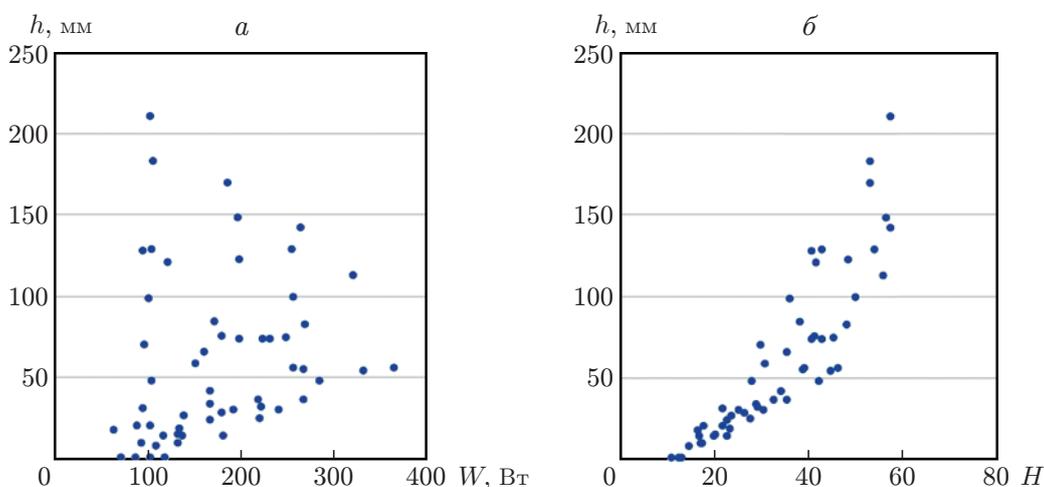


Рис. 8. Зависимости глубины ванны расплава h от мощности лазерного излучения W (а) и от безразмерной энтальпии H (б)

ванну расплава, поэтому ее форма наиболее близка к симметричной. Форма ванны расплава сплава SS 316, наоборот, наиболее асимметрична вследствие ее наименьшего размера. Таким образом, числа Марангони, Фурье и Пекле можно использовать для контроля асимметрии.

В работе [104] показано, что в рамках простой тепловой модели SLM распределение температуры в ванне расплава характеризуется двумя безразмерными параметрами: нормированной энтальпией и отношением времени выдержки ко времени термодиффузии. На рис. 8 представлены зависимости глубины ванны расплава от мощности лазерного излучения и от безразмерной энтальпии. Данные, представленные на рис. 8,а, не позволяют выявить какую-либо конкретную закономерность, но ложатся на определенную кривую, соответствующую зависимости глубины от безмерной энтальпии (см. рис. 8,б).

Заключение. Метод определяющих безразмерных параметров является эффективным для описания процессов, происходящих при АТ. Кроме того, использование закона масштабирования позволяет в режиме реального времени определять геометрию ванны расплава, предсказывать образование дефектов, а также корректировать процесс для повышения прочности и воспроизводимости свойств материалов, получаемых при многослойной наплавке. Кроме того, это поможет создать цифровых двойников (модели) для прогнозирования, контроля и адаптации процесса при производстве крупных печатных деталей. Дальнейшие исследования должны быть сосредоточены на разработке определяющих законов, которые включают наиболее важные параметры процесса, такие как толщина слоя, многокомпонентность используемой порошковой смеси, термические потери и т. д. Это позволит оптимизировать процесс проектирования многослойных деталей и будет способствовать использованию цифровых двойников в аддитивном производстве.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Каблов Е. Н.** Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // *Авиац. материалы и технологии*. 2012. № 5. С. 7–17.
2. **Фридляндер И. Н.** Создание, исследование и применение алюминиевых сплавов: Избранные труды: К 100-летию со дня рожд. М.: Наука, 2013.
3. **Rioja R. J., Liu J.** The evolution of Al-Li base products for aerospace and space applications // *Metallurg. Materials Transact. A: Phys. Metallurgy Materials Sci.* 2012. V. 43, N 9. P. 3325–3337.
4. **Abd El-Aty A., Xu Y., Guo X., et al.** Strengthening mechanisms, deformation behavior, and anisotropic mechanical properties of Al-Li alloys: A review // *J. Adv. Res.* 2018. V. 10. P. 49–67.
5. **Dursun T., Soutis C.** Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys // *Materials Design*. 2014. V. 56. P. 862–871.
6. **Dorin T., Vahid A., Lamb J.** Aluminium lithium alloys // *Fundamentals Aluminium Metallurgy*. 2018. N 43. P. 387–438.
7. **Хохлатова Л. Б., Колобнев Н. И., Оглодков М. С., Михайлов Е. Д.** Алюминий-литиевые сплавы для самолетостроения // *Металлург*. 2012. № 5. С. 31–35.
8. **Каблов Е. Н.** Инновационные разработки ФГУП “ВИАМ” ГНЦ РФ по реализации “Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года” // *Авиац. материалы и технологии*. 2015. № 1. С. 3–33.
9. **Starke E. A., Staley J. T.** Application of modern aluminum alloys to aircraft // *Progr. Aerospace Sci.* 1996. V. 32, N 2/3. P. 131–172.
10. **Prasad N. E., Gokhale A. A., Wanhill R. J. H.** Aluminum-lithium alloys // *Aerospace materials and material technologies*. Oxford: Elsevier, 2014. P. 53–72.
11. **Wang S. C., Starink M. J.** Precipitates and intermetallic phases in precipitation hardening Al-Cu-Mg-(Li) based alloys // *Intern. Materials Rev.* 2005. V. 50, N 4. P. 193–215.
12. **Khokhlatova L. B., Kolobnev N. I., Oglodkov M. S., et al.** Change in phase composition in relation to aging regimes and alloy V-1461 semifinished product structure // *Metal Sci. Heat Treatment*. 2012. V. 54. P. 285–289.
13. **Lukina E. A., Alekseev A. A., Khokhlatova L. B., et al.** Regular features of formation of main hardening phases in alloys 1424 of the Al-Mg-Li-Zn system and V-1461 of the Al-Cu-Li-Zn-Mg system // *Metal Sci. Heat Treatment*. 2014. V. 55. P. 466–471.
14. **Колачев Б. А.** *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов* / Б. А. Колачев, В. И. Елагин, В. А. Ливанов. М.: МИСИС, 2005.
15. **Boag A., Hughesb A. E., Wilson N. C., et al.** How complex is the microstructure of AA2024-T3? // *Corrosion Sci.* 2009. V. 51, N 8. P. 1565–1568.

16. **Buchheit R. G.** Local dissolution phenomena associated with S phase (Al_2CuMg) particles in aluminum alloy 2024-T3 // *J. Electrochem. Soc.* 1997. V. 144, N 8. P. 292–298.
17. **Wang J., Zhang B., Wu B., et al.** Size-dependent role of S phase in pitting initiation of 2024Al alloy // *Corrosion Sci.* 2016. V. 105. P. 183–189.
18. **Hashimoto T., Zhang X., Zhou X., et al.** Investigation of dealloying of S phase (Al_2CuMg) in AA 2024-T3 aluminium alloy using high resolution 2D and 3D electron imaging // *Corrosion Sci.* 2016. V. 103. P. 157–164.
19. **Parvizi R., Hughes A. E., Tan M. Y., et al.** Probing corrosion initiation at interfacial nanostructures of AA2024-T3 // *Corrosion Sci.* 2017. V. 116. P. 98–109.
20. **Feng Z. Q., Yang Y. Q., Huang B., et al.** Crystal substructures of the rotation-twinned T ($\text{Al}_{12}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$) phase in 2024 aluminum alloy // *J. Alloys Compounds.* 2014. V. 583. P. 445–451.
21. **Chen Y. Q., Yi D. Q., Jiang Y., et al.** Twinning and orientation relationships of T-phase precipitates in an Al matrix // *J. Materials Sci.* 2013. V. 48, N 8. P. 3225–3231.
22. **Liang M., Chen A., Zhao G., et al.** Effects of solution treatment on the microstructure and mechanical properties of naturally aged EN AW 2024 Al alloy sheet // *J. Alloys Compounds.* 2020. V. 824. 153943.
23. **Schneider M., Yezerska O., Lohrengel M. M.** Anodic oxide formation on AA2024: electrochemical and microstructure investigation // *Corrosion Engng, Sci. Technol.* 2008. V. 43, N 4. P. 304–312.
24. **Карпов Е. В., Маликов А. Г., Оришич А. М., Аннин Б. Д.** Влияние температуры на разрушение лазерных сварных соединений алюминиевых сплавов авиационного назначения // *ПМТФ.* 2018. Т. 59, № 5. С. 191–199.
25. **Аннин Б. Д., Фомин В. М., Карпов Е. В. и др.** Влияние Mg и Cu на механические свойства высокопрочных лазерных сварных швов алюминиевых сплавов // *ПМТФ.* 2017. Т. 58, № 5. С. 208–217.
26. **Kablov E. N., Antipov V. V., Oglodkova J. S., et al.** Development and application prospects of aluminum-lithium alloys in aircraft and space technology // *Metallurg. Springer Sci. Business Media.* 2021. V. 65, N 1/2. P. 72–81.
27. **Fencheng L., Zhou B., Mao Y., et al.** Microstructure and mechanical properties of laser welded joints between 2198/2060 Al–Li alloys // *Materials Sci. Technol.* 2018. V. 34, N 1. P. 111–122.
28. **Kashaev N., Volker V., Gürel Ç.** Prospects of laser beam welding and friction stir welding processes for aluminum airframe structural applications // *J. Manufactur. Process.* 2018. V. 36, N 7. P. 571–600.
29. **Oladimeji O. O., Taban E.** Trend and innovations in laser beam welding of wrought aluminum alloys // *Welding World.* 2016. V. 60, N 3. P. 415–457.
30. **Ghaini F. M., Sheikhi M., Torkamany M. J., et al.** The relation between liquation and solidification cracks in pulsed laser welding of 2024 aluminium alloy // *Materials Sci. Engng: A.* 2009. V. 519, N 1/2. P. 167–171.
31. **Ahn J., He E., Chen L., et al.** Determination of residual stresses in fibre laser welded AA2024-T3 T-joints by numerical simulation and neutron diffraction // *Materials Sci. Engng: A.* 2018. V. 712. P. 685–703.
32. **Ahn J., Chen L., He E., et al.** Effect of filler metal feed rate and composition on microstructure and mechanical properties of fibre laser welded AA 2024-T3 // *J. Manufactur. Process.* 2017. V. 25. P. 26–36.
33. **Ahn J., He E., Chen L., et al.** The effect of Ar and He shielding gas on fibre laser weld shape and microstructure in AA 2024-T3 // *J. Manufactur. Process.* 2017. V. 29. P. 62–73.

34. **Ahn J., He E., Chen L., et al.** FEM prediction of welding residual stresses in fibre laser-welded AA 2024-T3 and comparison with experimental measurement // Intern. J. Adv. Manufactur. Technol. 2018. V. 95, N 9–12. P. 4243–4263.
35. **Ahn J., Chen L., He E., et al.** Optimisation of process parameters and weld shape of high power Yb-fibre laser welded 2024-T3 aluminium alloy // J. Manufactur. Process. 2018. V. 34. P. 70–85.
36. **Alfieri V., Caiazzo F., Sergi V.** Autogenous laser welding of AA 2024 aluminium alloy: Process issues and bead features // Procedia CIRP. 2015. V. 33. P. 406–411.
37. **Caiazzo F., Alfieri V., Cardaropoli F., et al.** Butt autogenous laser welding of AA 2024 aluminium alloy thin sheets with a Yb:YAG disk laser // Intern. J. Adv. Manufactur. Technol. 2013. V. 67, N 9–12. P. 2157–2169.
38. **Wang L., Wei Y., Zhao W., et al.** Effects of welding parameters on microstructures and mechanical properties of disk laser beam welded 2A14-T6 aluminum alloy joint // J. Manufactur. Process. 2018. V. 31. P. 240–246.
39. **Oliveira P. I., Costa J. M., Loureiro A.** Effect of laser beam welding parameters on morphology and strength of dissimilar AA2024/AA7075 T-joints // J. Manufactur. Process. 2018. V. 35, N 9. P. 149–160.
40. **Enz J., Khomenko V., Riekehr S., et al.** Single-sided laser beam welding of a dissimilar AA2024-AA7050 T-joint // Materials Design. 2015. V. 76. P. 110–116.
41. **Janasekaran S., Mohd F. J., Mohd R. M., et al.** Autogenous double-sided T-joint welding on aluminum alloys using low power fiber laser // Intern. J. Adv. Manufactur. Technol. 2017. V. 90, N 9–12. P. 3497–3505.
42. **Freeman R.** New welding techniques for aerospace engineering // Welding Joining Aerospace Materials. 2012. V. 4, N 4. P. 3–24.
43. **Sih G. C., Chao C. K.** Failure initiation in unnotched specimens subjected to monotonic and cyclic loading // Theor. Appl. Fracture Mech. 1984. V. 2, N 1. P. 67–73.
44. **Alexopoulos N. D., Velonaki Z., Stergiou C. I., et al.** Effect of ageing on precipitation kinetics, tensile and work hardening behavior of Al-Cu-Mg (2024) alloy // Materials Sci. Engng: A. 2017. V. 700. P. 457–467.
45. **Malikov A., Orishich A., Vitoshkin I., et al.** Effect of post-heat treatment on microstructure and mechanical properties of laser welded Al-Cu-Mg alloy // J. Manufactur. Process. 2021. V. 64. P. 620–632.
46. **Xiao R., Zhang X.** Problems and issues in laser beam welding of aluminum-lithium alloys // J. Manufactur. Process. 2014. V. 16, N 2. P. 166–175.
47. **Шиганов И. Н., Шахов С. В., Холопов А. А.** Лазерная сварка алюминиевых сплавов авиационного назначения // Вестн. Моск. гос. техн. ун-та им. Н. Э. Баумана. Сер. Машиностроение. 2012. № 5. С. 34–51.
48. **Хохлатова Л. Б., Блинков В. В., Кондратюк Д. И. и др.** Структура и свойства сварных соединений листов из сплавов 1424 и В-1461, изготовленных лазерной сваркой // Авиаци. материалы и технологии. 2015. № 4. С. 9–13.
49. **Cui L., Li X., He D., et al.** Effect of Nd:YAG laser welding on microstructure and hardness of an Al-Li based alloy // Materials Characteriz. 2012. V. 71. P. 95–102.
50. **Cui L., Peng Z., Yuan X., et al.** EBSD investigation of the microtexture of weld metal and base metal in laser welded Al-Li alloys // Materials. 2018. V. 11, N 12. 2357.
51. **Shi Y., Zhong F., Li X., et al.** Effect of laser beam welding on tear toughness of a 1420 aluminum alloy thin sheet // Materials Sci. Engng: A. 2007. V. 465, N 12. P. 153–159.
52. **Yan J., Gao M., Li G., et al.** Microstructure and mechanical properties of laser-MIG hybrid welding of 1420 Al-Li alloy // Intern. J. Adv. Manufactur. Technol. 2013. V. 66, N 9–12. P. 1467–1473.

53. Лукин В. И., Иода Е. Н., Пантелеев М. Д., Скупов А. А. Особенности лазерной сварки высокопрочных алюминий-литиевых сплавов // Тр. ВИАМ. 2016. № 10. С. 73–79.
54. Ning J., Zhang L., Bai Q., et al. Comparison of the microstructure and mechanical performance of 2A97 Al-Li alloy joints between autogenous and non-autogenous laser welding // Materials Design. 2017. V. 120. P. 144–156.
55. Fu B., Qin G., Meng X., et al. Microstructure and mechanical properties of newly developed aluminum-lithium alloy 2A97 welded by fiber laser // Materials Sci. Engng: A. 2014. V. 617, N 1. P. 1–11.
56. Zhang X., Yang W., Xiao R. Microstructure and mechanical properties of laser beam welded Al-Li alloy 2060 with Al-Mg filler wire // Materials Design. 2015. V. 88. P. 446–450.
57. Zhang X., Huang T., Yang W., et al. Microstructure and mechanical properties of laser beam-welded AA2060 Al-Li alloy // J. Materials Process. Technol. 2016. V. 237. P. 301–308.
58. Liu F., Wang X., Zhou B., et al. Corrosion resistance of 2060 aluminum-lithium alloy LBW welds filled with Al-5.6Cu wire // Materials. 2018. V. 11, N 10. P. 1988–2000.
59. Zhang X., Liu B., Zhou X., et al. Laser welding introduced segregation and its influence on the corrosion behaviour of Al-Cu-Li alloy // Corrosion Sci. 2018. V. 135, N 2. P. 177–191.
60. Han B., Tao W., Chen Y., et al. Double-sided laser beam welded T-joints for aluminum-lithium alloy aircraft fuselage panels: Effects of filler elements on microstructure and mechanical properties // Optics Laser Technol. 2017. V. 93. P. 99–108.
61. Wang S., Zhao L., Jin Y. Influence of post-weld heat treatment on microstructure and mechanical properties of laser beam welded 2195 Al-Li alloy // Materials Res. Express. 2019. V. 6, N 7. 076567.
62. Faraji A. H., Morad M., Goodarzi M., et al. An investigation on capability of hybrid Nd:YAG laser-TIG welding technology for AA2198 Al-Li alloy // Optics Lasers Engng. 2017. V. 96. P. 1–6.
63. Аннин Б. Д., Фомин В. М., Антипов В. В. и др. Исследование технологии лазерной сварки алюминиевого сплава 1424 // Докл. АН. 2015. Т. 465, № 4. С. 419–424.
64. Аннин Б. Д., Фомин В. М., Карпов Е. В. и др. Разработка технологии лазерной сварки алюминиевого сплава 1424 с высокой прочностью соединения // ПМТФ. 2015. Т. 56, № 6. С. 14–21.
65. Shiganov I. N., Kholopov A. A., Trushnikov A. V., et al. Laser welding of high-strength aluminium-lithium alloys with a filler wire // Weld. Intern. 2017. V. 31, N 6. P. 481–486.
66. Kashaev N., Riekehr S., Erdmann K., et al. Fracture mechanical behaviour of laser beam-welded AA2198 butt joints and integral structures // Intern. J. Structur. Integrity. 2015. V. 6, N 6. P. 787–798.
67. Annin B. D., Fomin V. M., Karpov E. V., et al. Complex research of laser welding of high-strength alloy V-1469 // Aviat. Materials Technol. 2016. N 3. P. 9–16.
68. Оришич А. М., Маликов А. Г., Карпов Е. В. и др. Влияние термической обработки на механические и микроструктурные свойства лазерного сварного шва алюминиевого сплава системы Al-Mg-Li // ПМТФ. 2018. Т. 59, № 3. С. 203–212.
69. Malikov A., Orishich A., Bulina N., et al. Effect of post heat treatment on the phase composition and strength of laser welded joints of an Al-Mg-Li alloy // Materials Sci. Engng: A. 2019. V. 765. 138302.
70. Malikov A., Orishich A., Vitoshkin I., et al. Effect of the structure and the phase composition on the mechanical properties of Al-Cu-Li alloy laser welds // Materials Sci. Engng: A. 2021. V. 809, N 10. 140947.
71. Malikov A., Bulina N., Sharafutdinov M., et al. Study of the structure and phase composition of laser welded joints of Al-Cu-Li alloy under different heat treatment conditions // Intern. J. Adv. Manufactur. Technol. 2019. V. 104, N 9–12. P. 4313–4324.

72. **Malikov A., Orishich A., Golyshev A., et al.** Manufacturing of high-strength laser welded joints of an industrial aluminum alloy of system Al-Cu-Li by means of post heat treatment // *J. Manufactur. Process.* 2019. V. 41. P. 101–110.
73. **Malikov A., Orishich A., Bulina N., et al.** Effect of post heat treatment on the phase composition and strength of laser welded joints of an Al-Mg-Li alloy // *Materials Sci. Engng: A.* 2019. V. 765. 138302.
74. **Boyer R. R., Cotton J. D., Mohaghegh M., et al.** Materials considerations for aerospace applications // *MRS Bull. Materials Res. Soc.* 2015. V. 40, N 12. P. 1055–1065.
75. **Herzog D., Seyd V., Herzog E. W., et al.** Additive manufacturing of metals // *Acta Materialia.* 2016. V. 117. P. 371–392.
76. **Dilberoglu U. M., Gharehpapagh B., Dilberoglu U. Y., et al.** The role of additive manufacturing in the era of industry 4.0 // *Procedia Manufactur.* 2017. V. 11. P. 545–554.
77. **Moskvina V. A., Melnikov E. V., Astafurov S. V., et al.** Stable high-nickel austenitic steel produced by electron beam additive manufacturing using dual wire-feed system // *Materials Lett.* 2021. V. 305. 130863.
78. **Hönnige J. R., Colegrove P., Williams S.** Improvement of microstructure and mechanical properties in Wire + Arc additively manufactured Ti-6Al-4V with machine hammer peening // *Procedia Engng.* 2017. V. 216. P. 8–17.
79. **Pragnya K., Kappagantula K.** 3D printing high density ceramics using binder jetting with nanoparticle densifiers // *Materials Design.* 2018. V. 155. P. 443–450.
80. **Yun B., Williams C. B.** The effect of inkjetted nanoparticles on metal part properties in binder jetting additive manufacturing // *Nanotechnology.* 2018. V. 29, N 39. 395706.
81. **Bouaziz M. A., Djouda J. M., Kauffmann J., et al.** Microscale mechanical characterization of 17-4PH stainless steel fabricated by Atomic Diffusion Additive Manufacturing (ADAM) // *Procedia Structur. Integrity.* 2020. V. 28. P. 1039–1046.
82. **Campbell I., Wohlers T.** Markforged: Taking a different approach to metal Additive Manufacturing // *Metall Additive Manufactur.* 2017. V. 3, N 2. P. 113–115.
83. **Kerstens F., Cervone A., Gradl P.** End to end process evaluation for additively manufactured liquid rocket engine thrust chambers // *Acta Astronaut.* 2021. V. 182. P. 454–465.
84. **Blakey-Milner B., Gradl P., Snedden G., et al.** Metal additive manufacturing in aerospace: A review // *Materials Design.* 2021. V. 209. 110008.
85. **Karayel E., Bozkurt Y.** Additive manufacturing method and different welding applications // *J. Materials Res. Technol.* 2020. V. 9, N 5. P. 11424–11438.
86. **Gebler M., Schoot Uiterkamp A. J. M., Visser C.** A global sustainability perspective on 3D printing technologies // *Energy Policy.* 2014. V. 74, N C. P. 158–167.
87. **Dutta B., Sam Froes F. H.** The additive manufacturing (AM) of titanium alloys // *Titanium Powder Metallurgy: Sci., Technol. Applicat.* 2015. V. 72. P. 447–468.
88. **Barz A., Buer T., Haasis H. D.** A study on the effects of additive manufacturing on the structure of supply networks // *IFAC-PapersOnLine.* 2016. V. 49, N 2. P. 72–77.
89. **Seifi M., Gorelik M., Waller J., et al.** Progress towards metal additive manufacturing standardization to support qualification and certification // *JOM. Minerals, Metals Materials Soc.* 2017. V. 69, N 3. P. 439–455.
90. **Seifi M., Salem A., Beuth J., et al.** Overview of materials qualification needs for metal additive manufacturing // *JOM. Minerals, Metals Materials Soc.* 2016. V. 68, N 3. P. 747–764.
91. **Yadroitsev I., Krakhmalev P., Yadroitsava I., et al.** Qualification of Ti6Al4V ELI alloy produced by laser powder bed fusion for biomedical applications // *JOM. Minerals, Metals Materials Soc.* 2018. V. 70, N 3. P. 372–377.

92. **Fatemi A., Molaie R., Sharifimehr S., et al.** Multiaxial fatigue behavior of wrought and additive manufactured Ti-6Al-4V including surface finish effect // Intern. J. Fatigue. 2017. V. 100. P. 347–366.
93. **NASA-STD-6030.** Additive manufacturing requirements for spacelight systems. Введ. 21.04.2021. [Electron. resource]. URL: <https://standards.nasa.gov/standard/NASA/NASA-STD-6030>.
94. **ISO — ISO/ASTM 52941:2020.** Additive manufacturing: System performance and reliability. Acceptance tests for laser metal powder-bed fusion machines for metallic materials for aerospace application. Введ. 30.11.2020. [Electron. resource]. URL: <https://www.iso.org/standard/74948.html>.
95. **SAE International AS9100.** Model for quality assurance in design, development, aroduction, installation and servicing. Введ. 01.11.1999. [Electron. resource]. URL: <https://www.sae.org/standards/content/as9100/>.
96. **Yang Y., Kühn P., Yang M. Y., et al.** Non-isothermal phase-field modeling of heat–melt–microstructure-coupled processes during powder bed fusion // JOM. 2020. V. 72, N 4. P. 1719–1733.
97. **Khairallah S. A., Anderson A. T., Rubenchik A., et al.** Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones // Acta Materialia. 2016. V. 108. P. 36–45.
98. **Kurz W., Giovanola B., Trivedi R.** Theory of microstructural development during rapid solidification // Acta Metallurg. 1986. V. 34, N 5. P. 823–830.
99. **DebRoy T., Wei H. L., Zuback J. S., et al.** Additive manufacturing of metallic components: Process, structure and properties // Progr. Materials Sci. 2018. V. 92. P. 112–224.
100. **King W. E., Anderson A. T., Ferencz R. M., et al.** Laser powder bed fusion additive manufacturing of metals; physics, computational, and materials challenges // Appl. Phys. Rev. 2015. V. 2, N 4. 041304.
101. **Buckingham E.** On physically similar systems: Illustrations of the use of dimensional equations // Phys. Rev. 1914. V. 4, N 4. P. 345–376.
102. **Pelz P. F., Vergé A.** Validated biomechanical model for efficiency and speed of rowing // J. Biomech. 2014. V. 47, N 13. P. 3415–3422.
103. **Barenblatt G. I.** Scaling, self-similarity, and intermediate asymptotics: Dimensional analysis and intermediate asymptotics // Scaling, self-similarity, and intermediate asymptotics. Cambridge: Cambridge Univ. Press, 1996. P. 1–386.
104. **Rubenchik A. M., King W. E., Wu S. S.** Scaling laws for the additive manufacturing // J. Materials Process. Technol. 2018. V. 257. P. 234–243.
105. **Mukherjee T., Manvatkar V., De A., et al.** Dimensionless numbers in additive manufacturing // J. Appl. Phys. 2017. V. 121, N 6. 064904.
106. **Yang Y., Großmann A., Kühn P., et al.** Validated dimensionless scaling law for melt pool width in laser powder bed fusion // J. Materials Process. Technol. 2022. V. 299. 117316.
107. **Wei P. S., Ting C. N., Yeh J. S., et al.** Origin of wavy weld boundary // J. Appl. Phys. 2009. V. 105, N 5. 053508.
108. **Mukherjee T., DebRoy T.** Control of asymmetric track geometry in printed parts of stainless steels, nickel, titanium and aluminum alloys // Comput. Materials Sci. 2020. V. 182. 109791.

*Поступила в редакцию 23/VI 2022 г.,
после доработки — 29/VI 2022 г.
Принята к публикации 25/VII 2022 г.*