

И.Н. Шиганов, С.В. Шахов, А.А. Холопов

**ЛАЗЕРНАЯ СВАРКА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ
АВИАЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ**

Применение лазерного излучения для сварки алюминиевых сплавов авиационного назначения позволяет повысить качество сварных соединений и производительность процесса. Использование для сварки волоконного лазера увеличивает эффективность КПД процесса и позволяет использовать роботизированные системы. Применение лазерной сварки для сборки значительно сокращает время сборки за счет применения присадочной проволоки при сварке. Прочность сварных соединений с присадочной проволокой обеспечивает получение благоприятной структуры в шве и околошовной зоне.

E-mail: niikmtp@mx.bmstu.ru

Ключевые слова: *алюминиевый сплав, лазер, сварка, технология, свойства, структура.*

Одна из наиболее актуальных проблем научно-технического прогресса — повышение весового совершенства и надежности изделий авиационной техники. Проектирование и производство самолетов выполняется с учетом чрезвычайно жестких условий их эксплуатации: высокие скорости полета; многократно повторяющиеся пиковые нагрузки; форсированные режимы эксплуатации; минимизация габаритов и массы; обеспечение качества и надежности работы конструкции и ее агрегатов [1].

В процессе эксплуатации конструкции самолетов подвергаются комбинированным динамическим, повторно статическим, статическим нагрузкам, вызывающим напряжения растяжения, сжатия, сдвига, комбинации различных видов деформации. Материалы для таких конструкций должны сочетать «взаимоисключающие» свойства, обеспечивающие максимальную эксплуатационную надежность изделия при высокой массовой эффективности [2].

Основной путь решения указанной проблемы — создание новых материалов с более высокими эксплуатационными свойствами и технологий изготовления оригинальных конструкций.

Обеспечение возросших требований к служебным характеристикам изделий реализуется путем создания новых сплавов для изготовления сварных конструкций авиационной техники. Основой таких сплавов является система Al — Mg, которая модифицирована за счет легирования литием, скандием и др. Вследствие уникального комплекса характеристик (высоких механических свойств при низкой плотности и повышенном модуле упругости) применение сплавов систем Al — Mg — Sc и Al — Mg — Li — Sc, Al — Mg — Si — Cu позволяет повысить параметры сварных конструкций и вывести их на качественно новый уровень.

Исследования свариваемости перечисленных сплавов наиболее распространенным дуговым источником нагрева показали, что основные трудности их сварки заключаются в следующем: 1) склонность сплавов к образованию кристаллизационных трещин; 2) наличие пор и оксидных включений; 3) образование крупнозернистой структуры в шве, рекристаллизация и оплавление зерен в околошовной зоне; 4) возникновение высоких напряжений и деформаций. Согласно исследованиям, часть трудностей преодолима при дуговой сварке с использованием специальных технологических приемов в виде применения сложнотермически легированных присадочных материалов, физического воздействия на сварочную ванну, последующей термической обработки и др. [3]. Все это усложняет и удорожает технологию изготовления изделия в целом.

Другой, принципиально отличный путь преодоления указанных трудностей — применение высококонцентрированных источников нагрева, из которых наиболее эффективным в рассматриваемом случае является лазерный луч [4]. Применение лазерного луча для сварки алюминиевых сплавов обладает ценными преимуществами, наиболее ярко проявляющимися в сравнении с дуговой сваркой:

1. Высокая концентрация энергии и небольшое пятно нагрева, позволяющие получать швы с объемом сварочной ванны в несколько раз меньше, чем при дуговой сварке. Этот фактор положительно влияет на характеристики сварного шва и изделия в целом. Во-первых, снижение объема расплава и получение швов с большим отношением глубины проплавления к ширине шва (примерно на порядок по сравнению с дуговой сваркой) позволяют уменьшить деформацию деталей примерно в 10 раз, что в свою очередь значительно экономит металл за счет уменьшения размеров допусков.

Во-вторых, снижение в 2—5 раз ширины шва позволяет повысить ассортимент деталей, относительно которых ограничены размеры мест расположения шва вследствие термического влияния и компактности.

В-третьих, малый объем расплавленного металла и специфическая форма шва в ряде случаев улучшают условия кристаллизации и тем самым свойства сварных швов.

2. Высокая производительность за счет скорости сварки, которая в несколько раз превышает скорость дуговой сварки, и экономии времени на правку после сварки. Кроме того, есть возможность исключить механическую обработку после сварки.

3. Отсутствие электрода, близко расположенного к поверхности сварочной ванны, ограничивает попадание инородных элементов в зону обработки.

4. Жесткий термический цикл с высокими скоростями нагрева и охлаждения позволяет существенно сократить зону термического влияния, что предотвращает фазовые и структурные превращения в околошовной зоне, приводящие к разупрочнению, снижению коррозионной стойкости и т. д.

Исследуемые в статье материалы АД37, В-1424, В96Ц термоупрочняемы и поэтому используются в конструкциях в состоянии закалки и искусственного старения. После сварки таких материалов в результате фазовых и структурных превращений наблюдается их разупрочнение в шве и околошовной зоне. В связи с этим важнейшей задачей является минимизация теплового воздействия лазерного излучения на свариваемый материал. Оценить такое воздействие можно следующими параметрами: форма и размеры сварочной ванны; температура в ближайших точках, прилегающих к шву (околошовная зона); время пребывания металла в этих точках при данных температурах; скорость кристаллизации и охлаждения металла сварочной ванны.

Для анализа тепловых процессов, происходящих в металле при лазерной сварке, использован соответствующий математический аппарат, на основе которого создана компьютерная программа, позволяющая моделировать и рассчитывать параметры процесса лазерной сварки [5]. С помощью такой методики были определены размеры сварочной ванны, критические температуры, до которых нагреваются различные участки сварочной ванны и околошовной зоны, термополя и термоциклы в этих точках, скорости охлаждения.

На рис. 1, а, показана расчетная зависимость максимальной температуры нагрева материала околошовной зоны на различных участках удаления от зоны сплавления в зависимости от скорости сварки. Расчеты проводились для материала В-1424 при сквозном проплавлении листа толщиной 2,0 мм.

Установлено, что на расстоянии 1,0 мм, начиная со скорости 2,0 м/мин, температура материала околошовной зоны нагревается не более 400 °С. Максимальный нагрев на расстоянии 0,5 мм при скорости 2,0 м/мин составил не более 500 °С. В то же время, при аргонодуговой сварке на оптимальной скорости 0,5 м/мин значение температуры около 400 °С достигается на расстоянии до 10 мм [3]. Из приведенной зависимости (см. рис. 1, а) ясно, что при лазерной сварке в интервале скоростей 2...8 м/мин при удалении от зоны сплавления более чем на 2 мм опасные температуры не достигаются. Все фазовые и структурные превращения происходят в зоне сплавления и на расстоянии от нее, не превышающем 2,0 мм, если скорость сварки больше 2 м/мин. При скорости 0,8 м/мин опасная зона увеличивается до 3 мм.

Кроме максимального значения температуры на термомодеформационное состояние околошовной зоны влияет время пребывания при этой температуре. Зависимости времени пребывания при значениях температуры 300...400 °С на различных участках околошовной зоны в зависимости от скорости сварки представлены на рис. 1, б. Время пребывания при опасных для данных материалов значениях температуры 300...400 °С незначительно и составляет не более 0,5 с на расстоянии 0,5...1,0 мм от зоны сплавления при скорости сварки около 2,0 м/мин. При высоких скоростях сварки и на больших расстояниях время пребывания материала составляет не более 0,1 с. Для сравне-

ния, при аргонодуговой сварке с оптимальной скоростью 0,5 м/мин время пребывания материала на значительно большем расстоянии (2,0 мм) — 20 с. Таким образом, при лазерной сварке со скоростями свыше 2,0 м/мин возможно создание таких термодформационных условий в околошовной зоне, при которых будут сочетаться минимальные деформации с минимальным разупрочнением металла в околошовной зоне и сохранением заданных ранее структур свариваемого материала.

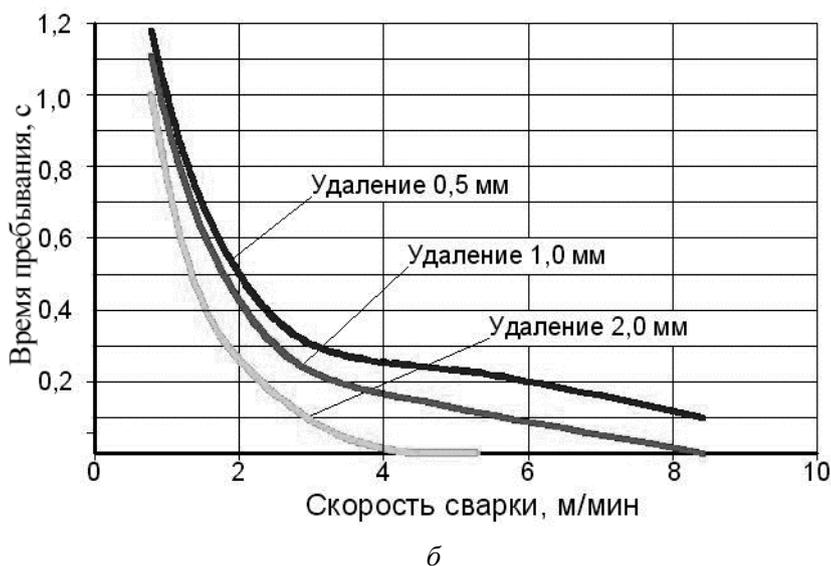


Рис. 1. Зависимости максимальной температуры нагрева материала околошовной зоны (а) и времени пребывания (б) от скорости сварки на различных участках удаления от зоны сплавления

Эти выводы были подтверждены экспериментально путем исследования микро- и макроструктуры сварных соединений, а также остаточных напряжений и деформаций.

На рис. 2 показана микроструктура сварного соединения сплава В-1424, полученного лазерной сваркой при скорости 4,0 м/мин. Структурные изменения в околошовной зоне не наблюдаются. Происходит резкий переход от структуры литой зоны к структуре основного материала, протяженность переходной зоны составляет всего 0,5...1,0 мм. Подобный результат особенно важен для таких термоупрочненных материалов, как сплав В-1424.

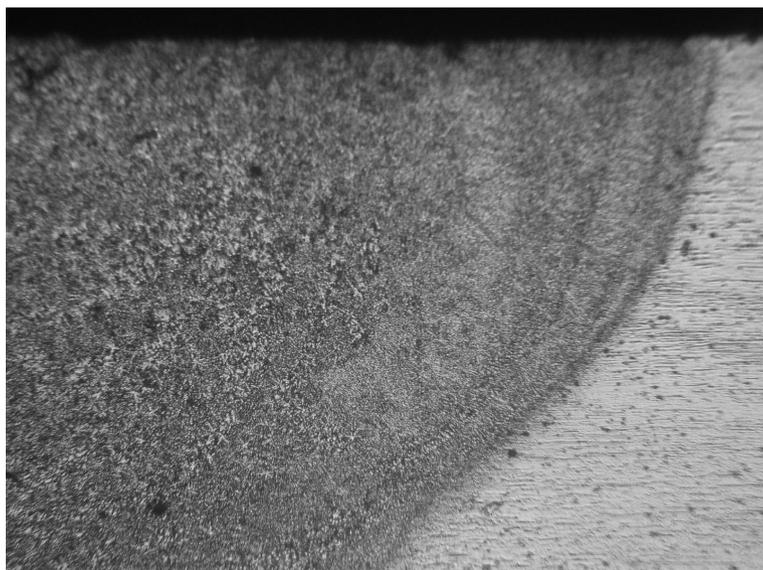
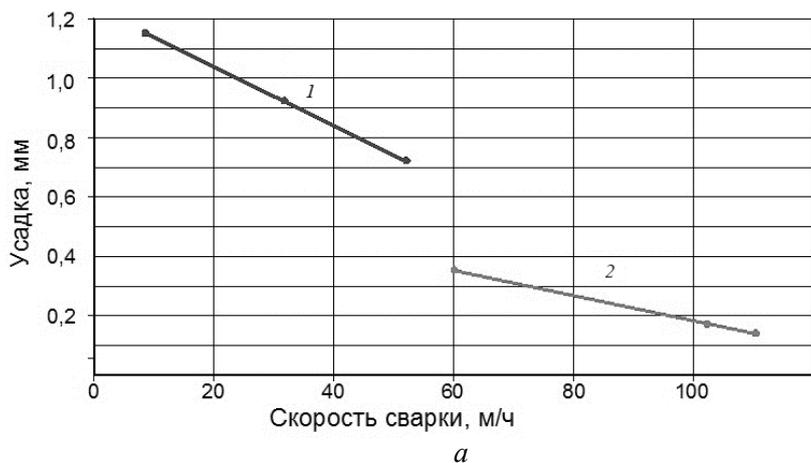


Рис. 2. Микроструктура сварного соединения сплава В-1424, полученного лазерной сваркой при скорости 4,0 м/мин

На рис. 3 приведены результаты исследования деформаций и напряжений, возникающих после лазерной и аргонодуговой сварки. Вследствие более жесткого термоцикла и высокой скорости сварки деформации и напряжения при лазерной сварке значительно меньше, чем при аргонодуговой сварке.

Лазерная сварка алюминиевых сплавов может осуществляться излучением как традиционно используемых CO_2 -лазеров, так и наиболее современных и прогрессивных волоконных лазеров [6, 7]. У каждого из этих лазеров есть свои преимущества и недостатки, однако одним из главных критериев сравнения является эффективность воздействия того или иного вида излучения.

Были проведены исследования эффективности проплавления алюминиевых сплавов на CO_2 -лазере Rofin Sinar DS-0 25 с максимальной мощностью излучения 3,5 кВт и на волоконном лазере ЛС-4К с максимальной мощностью излучения 4,0 кВт. Определили значения эффективного, термического и полного КПД процесса сварки



$\epsilon_x \cdot 10^{-3}$

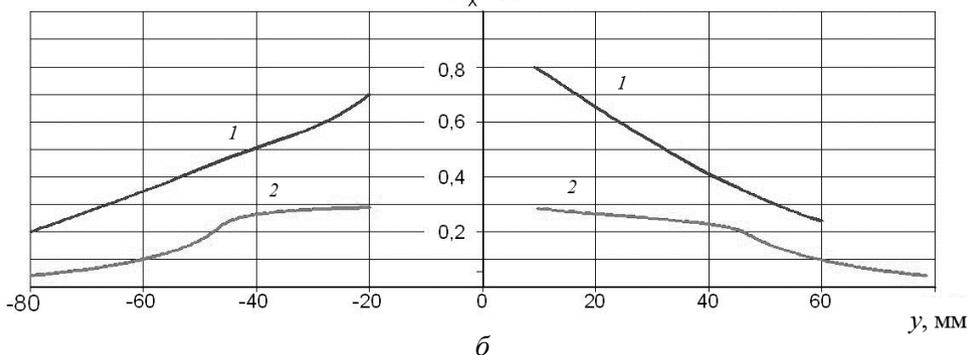


Рис. 3. Зависимость поперечной усадки от скорости сварки сплава АМгб (а), распределение остаточных деформаций в поперечном сечении сварного соединения из сплава АМгб, сваренного аргонодуговой (1) и лазерной (2) сваркой (б)

сплава АМгб на пластинах толщиной 3,0 мм в зависимости от погонной энергии, мощности и скорости перемещения излучения, условий фокусировки, а также подготовки поверхности перед сваркой. Исследования осуществлялись двумя методами — калориметрическим и методом измерения температурного поля.

Отличие лазерной обработки алюминиевых сплавов от сварки, например сталей, — пороговый характер начала плавления. Под пороговым характером понимается эффект, заключающийся в том, что интенсивное плавление металла с образованием парогазового канала начинается только при определенном уровне плотности мощности около $1 \cdot 10^6$ Вт/см², в то время как для стали эти значения составляют $(1...5) \cdot 10^5$ Вт/см². Этот эффект объясняется сочетанием высокого коэффициента отражения, теплопроводности и теплоемкости алюминия. Указанные значения были названы критическими значениями плотности мощности начала проплавления.

Проведенные исследования критических значений плотности мощности начала проплавления алюминиевого сплава при сварке излучением CO_2 - и волоконного лазеров представлены на рис. 4, а. Плотность мощности волоконного лазера, необходимая для начала плавления излучением, в 2 раза ниже плотности мощности CO_2 -лазера. Это связано с большим начальным коэффициентом поглощения алюминием длины волны излучения волоконного лазера.

Результаты определения эффективного, термического и полного КПД процесса проплавления сплава АМгб при скорости 2,0 м/мин излучением волоконного и CO_2 -лазеров приведены на рис. 4, б—г.

Эффективный КПД (см. рис. 4, б) при воздействии излучения волоконного лазера в диапазоне значений мощности, не превышающих значение критической плотности мощности, несколько выше, чем у CO_2 -лазера. Однако в закритической области, когда достигается полное проплавление, эффективные КПД волоконного и CO_2 -лазера сопоставимы (~ 62 %).

Термический КПД в случае обработки волоконным лазером при превышении критических значений плотности мощности значительно увеличивается и приближается к теоретически максимально возможному КПД (см. рис. 4, в). Значения термического КПД при сварке волоконным лазером больше соответствующих значений, полученных при сварке сплава CO_2 -лазером, на 60 %.

Полный КПД процесса (см. рис. 4, г) при обработке волоконным лазером равен 30 %, что в 1,5 раза выше КПД при обработке CO_2 -лазером. Такое повышение эффективности проплавления алюминия волоконным лазером в закритической области свидетельствует о существенном уменьшении оттока теплоты из ванны расплава при формировании канала проплавления, связанным с более узкой формой канала, а также с более эффективным поглощением излучения в канале проплавления.

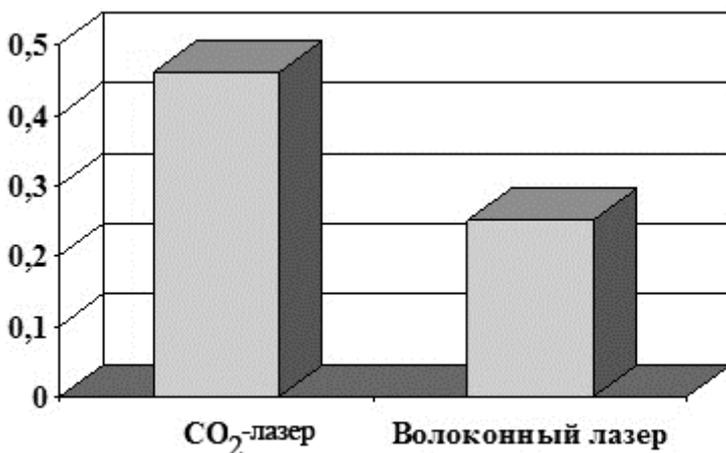
Кроме энергетических особенностей взаимодействия лазерного излучения с алюминиевыми сплавами, существенное значение имеют технологические особенности.

На качество соединения влияние оказывает подготовка свариваемых кромок перед сваркой. Наилучшие результаты получены при соблюдении определенной последовательности операций обработки стыкуемых поверхностей:

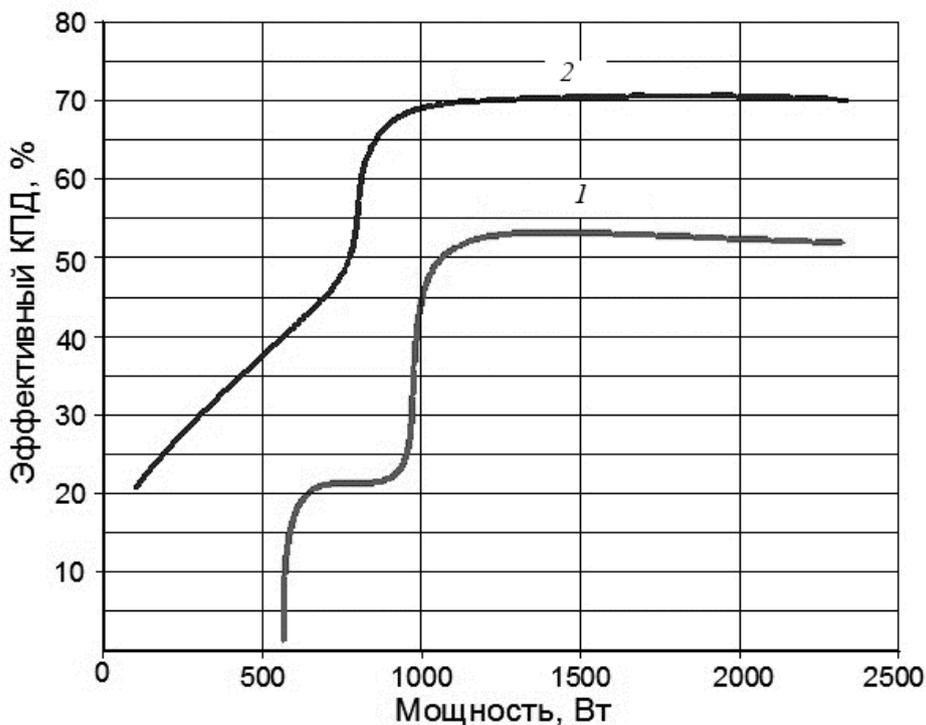
— тщательное удаление жировой смазки, которой покрыты полуфабрикаты при консервации. Торцы свариваемых кромок обрабатывают механически на фрезерных станках. Оксидную пленку, находящуюся под жировой смазкой, удаляют на ширине 25...30 мм по всей длине соединения травлением в растворе NaON (50 г на 1 л воды) с последующим осветлением в 30 %-ном растворе HNO_3 ;

— тщательная промывка в горячей воде. Протравленная поверхность сохраняет свойства в течение 3—4 дней;

— зачистка соединяемых поверхностей шабером до блеска непосредственно перед сваркой.

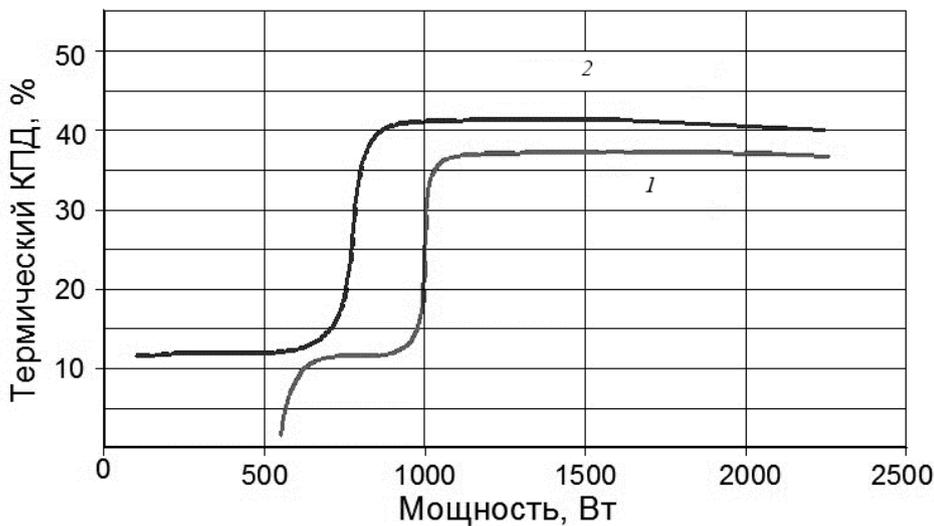


a

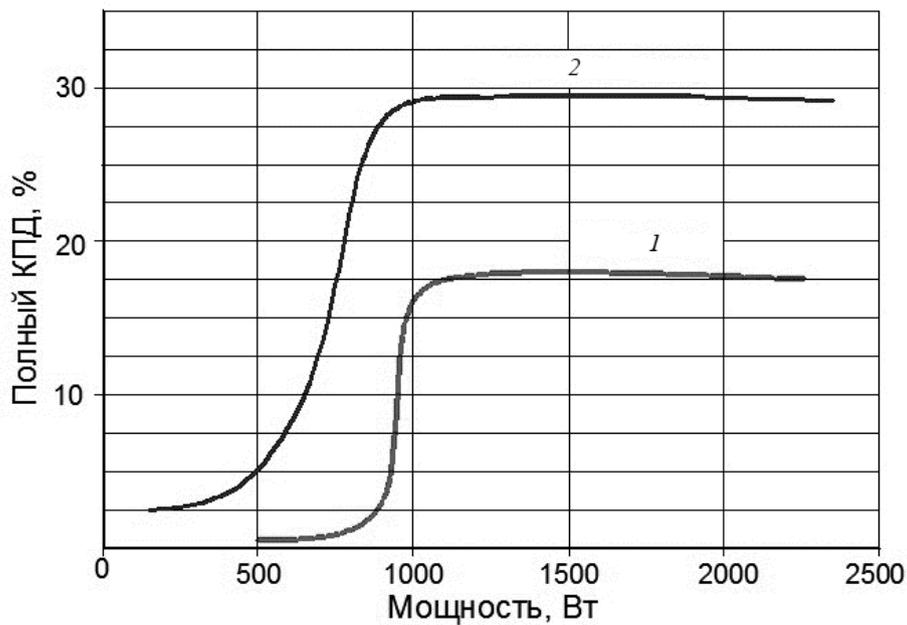


б

Рис. 4 (начало). Зависимость критических значений плотности мощности, необходимой для начала проплавления алюминиевого сплава, от вида лазерного излучения (*a*), зависимость эффективного КПД (*б*) от мощности обработки сплава АМг6 излучением волоконного (1) и CO₂-лазеров (2)



а



б

Рис. 4 (окончание). Зависимости термического (а) и полного (б) КПД от мощности обработки сплава АМг6 излучением волоконного (1) и CO₂-лазеров (2)

Защита сварного шва от окисления при лазерной сварке алюминиевых сплавов влияет на внешнее формирование шва, пористость, эффективность проплавления и механические свойства соединений. Существуют следующие методы защиты: газовая, флюсовая, флюсогазовая.

В случае применения газовой защиты для получения максимального проплавления и необходимого качества шва, наибольший эффект достигается при использовании в качестве защитного газа гелия. В целях экономии гелий можно использовать для защиты только верхней части сварочной ванны, а корневую часть защищать аргоном. Газ может подаваться как сбоку, так и коаксиально с лучом.

Флюсовая защита применяется как для защиты шва от окисления, так и для повышения эффективности проплавления сварного шва и его качества. Специальные флюсы:

- способствуют снижению потерь концентрированного лазерного излучения на отражение и рассеивание;

- способствуют удалению оксидных пленок с поверхности металла шва и уменьшают число дефектов в сварном шве (поры, включения), препятствуя их попаданию в сварочную ванну;

- обладают высоким значением поверхностного натяжения расплава флюса;

- обладают температурой плавления более низкой (на 20 °С, чем температура основного металла);

- способствуют качественному формированию сварного шва (механические свойства, герметичность);

- не изменяют своих свойств при хранении (минимальная гигроскопичность).

В результате исследований установлено, что перечисленные свойства могут быть выполнены сочетанием компонентов дисперсностью не более 40 мкм, в состав которых входит графит (2...20 %). Нижний предел ограничен снижением коэффициента поглощения, верхний — увеличением температуры. Порошки металлов (не менее 5 % графита), которые способствуют улучшению формирования шва и повышают коэффициент поглощения. Фториды щелочных и щелочно-земельных металлов, увеличивающие коэффициент поглощения излучения, позволяют повысить поверхностную активность и обеспечивают высокий коэффициент поверхностного натяжения.

Флюс на поверхность может наноситься двумя методами. Первый метод: флюс подается из питателя непосредственно в зону обработки с защитным газом. Во втором методе спиртовой раствор флюса (50 г в 100 мл) наносится кисточкой на подготовленные к обработке поверхности, после чего образец просушивается горячим воздухом (80...90 °С) в течение 7...10 мин. Наиболее эффективен метод с предварительным нанесением флюса на поверхность кромок. По сравнению с проплавлением без флюса при предварительном нанесении флюса достигается повышение эффективности на 21 %.

Эксперименты по лазерной сварке с флюсом показали, что наличие флюса благоприятно влияет на формирование сварного шва. В частности, устраняются провисание шва в корневой части и занижение материала на поверхности (рис. 5).

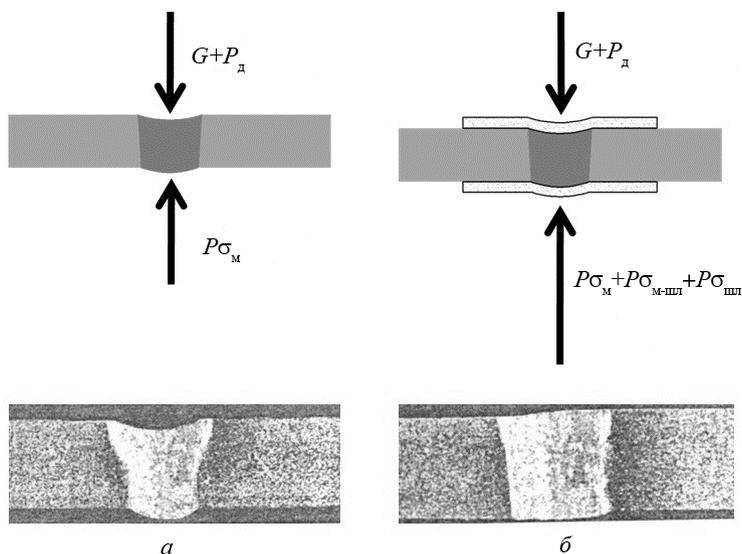


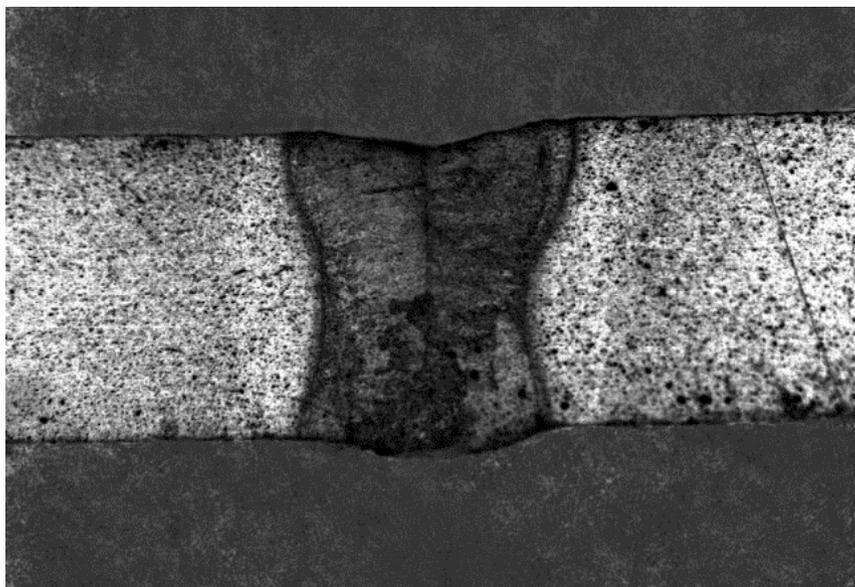
Рис. 5. Схема сил, действующих на сварочную ванну без флюса (а) и с флюсом (б):

G — вес расплавленного металла; P_d — сила давления отдачи паров; P_{σ_m} — сила поверхностного натяжения металла; $P_{\sigma_{m-шл}}$ — сила поверхностного натяжения металл — шлак; $P_{\sigma_{шл}}$ — сила поверхностного натяжения шлака

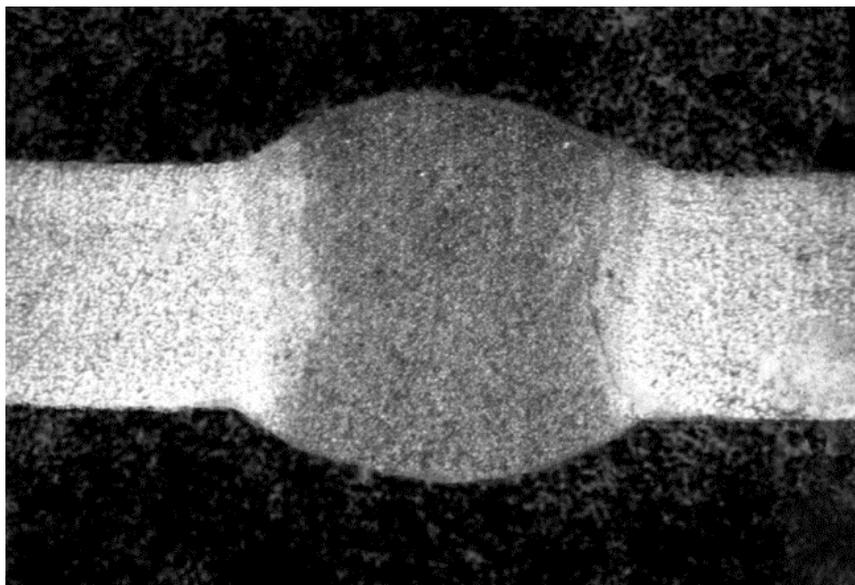
Одна из основных технологических проблем сварки алюминиевых конструкций лазерным излучением — необходимость обеспечения подготовки кромок с зазором не более 0,1 мм. Для этого требуется фрезеровать кромки, а затем их собирать с высокой точностью и закреплять. Все это значительно увеличивает трудоемкость изготовления изделий в целом. Для решения указанной проблемы была разработана технология лазерной сварки алюминиевых сплавов с присадочной проволокой.

Был изготовлен стенд для лазерной сварки с применением присадочной проволоки на базе волоконного лазера ЛС-3,5. За счет дополнительного металла присадочной проволоки диаметром 1,2 мм требования к сборке резко снижаются.

Как правило, алюминиевые сварные соединения, выполненные лазерной сваркой, характеризуются некоторым занижением шва (рис. 6, а), вызванным провисанием сварочной ванны вследствие малой вязкости расплава. Такая геометрия шва негативно влияет на прочностные характеристики соединения. Добавление присадки увеличивает площадь сечения шва (рис. 6, б), улучшая механические свойства сварного соединения. Кроме того, появляется возможность легирования металла шва путем применения присадочного материала с необходимым химическим составом и снижения риска образования горячих трещин.



a



б

Рис. 6. Влияние присадочной проволоки на формирование и геометрию сварного шва:

a — шов без присадки; *б* — шов с присадкой

В таблице приведены значения прочности соединения в зависимости от присадочного материала и значений зазора. Для сплава АМг6 даны результаты испытаний образцов, сваренных с заранее установленным зазором (0,1...1,0 мм).

Согласно данным, приведенным в таблице, применение присадочной проволоки из сплава Св АМг3 для сварки сплава В-1424 повысило прочность соединения на 17...18 %, при этом разрушение соединения происходит не по шву, а в переходной зоне.

При сварке сплава АМг6 с присадочной проволокой из сплава Св АМг3 прочность соединения также достаточно высока и разрушение происходит по переходной зоне. Изменение зазора 0,1...1,0 мм снижает прочность соединения не более чем на 5 %.

Значения прочности соединения в зависимости от присадочного материала и значений зазора

Марка		Зазор, мм	Прочность σ_B , МПа		$\sigma_{B\text{ св}}/\sigma_{B\text{ осн}}$	Место разрушения
Сплава	Присадки		Основного металла $\sigma_{B\text{ осн}}$	Сварного соединения $\sigma_{B\text{ св}}$		
В-1424	Без присадки	Нет	430	292	0,68	Шов
	Св АМг3		430	342	0,80	Околошовная зона
АМг6	Без присадки	Нет	357	281	0,79	Шов
	Св АМг3	0,1	357	300	0,84	Околошовная зона
	Св АМг3	0,5	357	290	0,81	
	Св АМг3	1,0	357	286	0,80	

С помощью металлографических исследований и испытаний механических свойств четырех групп алюминиевых сплавов систем Al — Mg, Al — Mg — Li — Sc, Al — Mg — Si — Cu и Al — Zn — Mg — Cu, сваренных на различных режимах, были установлены следующие закономерности.

В зоне термического влияния при лазерной сварке с плотностью мощности $(0,4...0,7) \cdot 10^6$ Вт/см² и погонной энергией ниже 60 кДж/м у всех сплавов полностью отсутствуют фаза оплавленных эвтектик и укрупнение зерна за счет снижения в 10 раз времени пребывания металла околошовной зоны в области температур более 400 °С по сравнению с аргонодуговой сваркой. Зона термического влияния составляет 300...400 мкм, что на порядок ниже, чем при аргонодуговой сварке. Замеры значений микротвердости по сечению сварного соединения показывают, что в этой зоне такие значения соответствуют значениям основного металла. При испытаниях на разрыв разрушение

во всех случаях происходит не по зоне термического влияния, а по центру шва, причем подобная закономерность не зависит от состава свариваемого материала. Полученные результаты свидетельствуют о том, что термоупрочняемые сплавы систем Al — Mg — Li — Sc, Al — Mg — Si — Cu и Al — Zn — Mg — Cu не подвержены разупрочнению в зоне термического влияния при лазерной сварке в отличие от аргонодуговой сварки. Кроме того, по результатам металлографического и рентгеновского контроля в зоне термического влияния не выявлено образование большого числа легкоплавких эвтектик, пористости, расслоений и кристаллизационных трещин, характерных для аргонодуговой сварки. Исследование химического состава шва показало, что выгорание таких элементов, как Mg и Li, не превышает 2 % от состава основного металла, более тяжелые элементы (Cu, Si, Sc, Zr) практически не выгорают.

При исследовании литого металла шва установлены особенности изменения схем кристаллизации в зависимости от химического состава материала и погонной энергии.

Для сплава АД37 системы Al — Mg — Li — Sc характерно появление в центре шва при погонной энергии менее 38,5 кДж/м однородной по размерам мелкодендритной структуры с кристаллами различной ориентировки и размером зерна 5...15 мкм. При аргонодуговой сварке средний размер зерна составляет 50...70 мкм. Литая структура лазерных швов представляет собой твердый раствор $\alpha + \text{Mg}_2\text{Si} + \text{Si}$. Ближе к зоне сплавления образуются конгломераты столбчатых кристаллов размером 20...30 мкм, между которыми наблюдаются отдельные прослойки легкоплавкой фазы Mg_2Si . Мелкозернистая разориентированная структура и небольшое, по сравнению с аргонодуговой сваркой, число легкоплавкой фазы Mg_2Si приводит к получению достаточно высоких значений прочности на разрыв. В диапазонах значений погонной энергии 32,3...60,0 кДж/м и скорости сварки 150...80 м/ч отношение предела прочности сварного соединения к прочности основного материала составило 0,60...0,69. Такие значения достигаются при аргонодуговой сварке в случае использования присадочной проволоки, значительно увеличивающей сечение сварного соединения.

Испарительный механизм и наличие канала проплавления при лазерной сварке с плотностью мощности $(0,4...0,7) \cdot 10^6$ Вт/см² и погонной энергией менее 24,7...27,3 кДж/м приводит к появлению специфической схемы кристаллизации сварного шва сплавов систем Al — Mg — Sc и Al — Mg — Li — Sc, содержащих Sc, Li и Zr. При этом механизме жидкий металл переносится вокруг парогазового канала с передней стенки на заднюю стенку порциями с частотой 50...60 Гц. Движущими силами переноса жидкого металла являются силы реакции паров, термокапиллярные силы и силы поверхностного натяжения. В результате такого переноса, скоростей кристаллизации

до 3500 °C/с и особых теплофизических свойств рассматриваемых алюминиевых сплавов, застывание жидкого металла происходит следующим образом. В периферийной зоне при кристаллизации формируется последовательное чередование слоев мелких, столбчатых кристаллов, наблюдаемых на микроструктуре (см. рис. 2). Такие слои образуются в результате сверхскоростного охлаждения первого слоя и невозможностью его прорастания в виду поступления новой порции горячего металла, который останавливает рост зерна. В свою очередь в этом слое начинается процесс кристаллизации, тормозящийся последующей порцией жидкого металла.

В центре шва после накопления на задней стенке достаточного количества жидкой фазы реализуется процесс объемной кристаллизации с образованием мелкодисперсной структуры с равномерным распределением зерен размером 5...15 мкм. Это связано с высокими скоростями кристаллизации в центре шва и значительным термоконцентрационным переохлаждением.

Подобная комбинированная структура специфична для материалов с низкой температурой плавления и кристаллизации, а также материалов, легированных элементами Sc, Li и Zr в достаточно большом количестве. Указанные элементы обеспечивают дополнительные центры кристаллизации и способствуют быстрому выпадению большого числа мелких кристаллов.

В рамках рассмотренной схемы кристаллизации в зависимости от химического состава сплавов проявляются их специфические особенности.

Для сплава В-1424 системы Al — Mg — Li — Sc при сквозном проплавлении с погонной энергией 24,0 кДж/м при скорости сварки 150 м/ч наблюдалась рассмотренная выше структура. Испытания на разрыв образцов, сваренных на таких режимах, показали отношение прочности сварного соединения к прочности основного материала 0,65...0,70. При снижении погонной энергии до 14,3 кДж/м и увеличении скорости сварки до 480 м/ч в центре шва наблюдались равноосные дендриты-полиэдры, природа которых связана с появлением дополнительных центров кристаллизации в виде фаз Al_3Zr . Образование такой структуры снижает прочность сварных соединений до 0,6.

Прочность сварных соединений сплава В-1570 системы Al — Mg — Sc — Zr по отношению к прочности основного металла составляла 0,70...0,72 при погонной энергии 15,4...50,4 кДж/м. С помощью анализа микроструктуры установлено, что в центре шва наблюдается субдендритная структура с мелкими зёрнами размером 4...7 мкм, а также мелкие частицы (вероятно фазы Al_3Sc , Al_3Zr), обеспечивающие дисперсионное упрочнение сварного соединения.

Высокопрочный сплав В96ц3 системы Al — Zn — Mg — Cu по классификации является несвариваемым дугowymi способами вследствие образования кристаллизационных трещин. Опробование лазер-

ной сварки этого материала показало, что в диапазонах значений скорости сварки 120...270 м/ч и погонной энергии 31,2...26,7 кДж/м можно получить сварные швы без трещин с прочностью 0,50...0,55 от прочности основного материала. Это связано с резким измельчением зерен (10...15 мкм), отсутствием направленной кристаллизации и снижением остаточных напряжений.

На основании исследований составлены типовые технологические рекомендации по лазерной сварке изученных материалов.

Выводы. Эффективность взаимодействия концентрированного лазерного излучения волоконного лазера с длиной волны 1,07 мкм с поверхностью алюминиевых сплавов в среднем на 30...37 % выше эффективности при обработке излучением CO₂-лазера с длиной волны 10,6 мкм.

Увеличение полного КПД проплавления при лазерной обработке алюминиевых сплавов излучением волоконного лазера в наибольшей степени связано с высоким термическим КПД, который на 60...62 % выше, чем при обработке излучением CO₂-лазера.

Для обеспечения наибольшей производительности, экономии лазерной энергии и качества обработки алюминиевых сплавов рекомендуется применять в качестве источника излучения волоконные лазеры.

Эффективным методом повышения поглощательной способности лазерного излучения и КПД проплавления при обработке алюминиевых сплавов является применение флюсов сложного состава, наносимых на поверхности материала перед обработкой.

Для повышения надежности соединений и их механических свойств, а также для снижения требований к сборке перед сваркой рекомендуется осуществлять лазерную сварку алюминиевых сплавов с применением присадочной проволоки.

Наличие в алюминиевых сплавах системы Al — Mg содержания Li в пределах 1,50...1,75 % и Sc в пределах 0,15...0,3 % при лазерной сварке на оптимальных режимах приводит к образованию специфической для данных материалов первичной структуры швов в виде хаотического смешения слоев мелких зерен (до 5 мкм), что положительно влияет на механические свойства сварного соединения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Фридляндер И.Н. Алюминиевые сплавы в летательных аппаратах в периоды 1970–2000 и 2001–2005 гг. // *Материаловедение и термическая обработка материалов*. 2001. № 1. — С. 5—9.
2. Братухин А.Г. *Современные авиационные материалы: технологические и функциональные особенности*. — М.: Авиатехинформ, 2003. — 438 с.
3. *Сварка и свариваемые материалы: Справочник*. — М.: Металлургия, 1996. Т.1: Свариваемость материалов. — 528 с.
4. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюрюв А.И. *Технологические процессы лазерной обработки*. — М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. — 660 с.

5. Лопота В.А., Туричин Г.А., Сухов Ю.Т. Модель лазерной сварки с глубоким проплавлением для применения в технологии // Известия АН. Сер. Физика. 1997. Т. 61. № 8. — С. 123–130.
6. Шиганов И.Н., Шахов С.В., Лукин В.И., Йода Е.Н., Лоскутов В.М. Особенности лазерной сварки термоупрочненного алюминиевого сплава АД37 // Сварочное производство. 2003. № 12. — С. 34–39.
7. Шиганов И.Н., Шахов С.В., Тарасенко Л.В. Плохих А.И. Влияние скорости лазерной сварки на свойства и структуру алюминиевых сплавов, легированных литием и скандием // Технология машиностроения. 2005. № 10. — С. 23–28.

Статья поступила в редакцию 11.09.2012