

УДК 621.791.755.5

DOI: 10.15587/1729-4061.2022.253378

Сравнение особенностей формирования соединений алюминиевого сплава 7075 (Al-Zn-Mg-Cu) лазерной, микроплазменной и лазерно-микроплазменной сваркой

**В. Н. Коржик, В. Ю. Хаскин, А. А. Гринюк, С. И. Пелешенко,
В. В. Квасницкий, Н. М. Фиалко, Е. Н. Бердникова, Е. В. Ильяшенко,
В. А. Щерецкий, Юйхуэй Яо**

Досліджено особливості формування структур нероз'ємних стикових з'єднань пластин товщиною 1,5 мм із високоміцного алюмінієвого сплаву 7075 системи Al-Zn-Mg-Cu. Зварювання плавленням цих з'єднань виконували трьома способами: лазерним, мікроплазмовим та гібридним лазерно-мікроплазмовим. Для реалізації двох останніх застосовували стислу дугу на різнополярному асиметричному струмі. Метою досліджень було встановлення схильності до утворення характерних дефектів та можливості їх усунення. Визначено, що при лазерному зварюванні формується мала (~5 %) об'ємна частка дефектів у вигляді пор, мінімізуються залишкові зварювальні деформації. Спостерігається зниження твердості переплавленого металу на 15 % з одночасним підвищенням твердості зони термічного впливу (ЗТВ) на 8...12 % відносно основного металу. В переплавленому металі утворюються порожнини розміром до 100 мкм, які є центром зародження гарячих тріщин довжиною 25...30 мкм. Спостерігаються оксидні включення в кореневій частині шва. При мікроплазмовому зварюванні підвищується (до 25 %) об'ємна частка дефектів переплавленого металу у вигляді пор розміром 10...105 мкм. Знижується твердість переплавленого металу на 30 % при твердості металу ЗТВ близької до основного металу. При лазерно-мікроплазмовому зварюванні об'ємна частка дефектів переплавленого металу у вигляді пор розміром 15...25 мкм знижується до ~5 %. Твердість переплавленого металу знижується на 15...20 % при твердості металу ЗТВ близької до основного металу. В нижній частині переплавленого металу утворюються порожнини ~100 мкм. Мікротріщини у металі шва не виявлені. Аналіз результатів досліджень показав перевагу лазерно-мікроплазмового способу. Цей спосіб зменшує використання лазерної енергії на 40...50 %, час існування зварювальної ванни (0,03...0,05 с) наближується до лазерного зварювання, усувається небезпека вигоряння легуючих елементів.

Ключові слова: високоміцний сплав 7075, лазерне зварювання, мікроплазмове зварювання, лазерно-мікроплазмове зварювання, зерна металу, хімічний склад.

1. Введение

Алюминиевые сплавы широко используются в современной промышленности для изготовления облегченных конструкций с высокой прочностью и коррозионной стойкостью. К таким конструкциям могут относиться изделия приборостроения, химической и пищевой промышленности, электроэнергети-

ческих и электронных технологий, транспорта и др. [1]. При изготовлении таких конструкций часто необходимо выполнение высококачественных неразъемных соединений [2]. Для этого применяются различные способы сварки [3]. В случае изготовления тонкостенных неразъемных конструкций целесообразно применять такие способы сварки, которые обеспечивают локальный термический нагрев зоны сварного шва. Например, лазерные, плазменные или гибридные лазерно-дуговые способы сварки [4].

При изготовлении отмеченных конструкций особый интерес вызывает возможность применения высокопрочных алюминиевых сплавов. Такие сплавы позволяют создавать облегченные конструкции с повышенными механическими свойствами, что делает их использование в современной промышленности актуальным. Среди высокопрочных алюминиевых сплавов наибольший интерес вызывают сплавы системы Al-Zn-Mg-Cu (серия 7xxx), имеющие наиболее высокие механические свойства. Однако сварка таких сплавов затруднена в связи с их склонностью к образованию горячих трещин и пор. Поэтому исследования структурообразования при сварке тонкостенных соединений из этих сплавов с применением концентрированных источников энергии, являются актуальными.

2. Анализ литературных данных и постановка проблемы

Для соединения тонколистовых алюминиевых сплавов могут использоваться как традиционные (дуговой или плазменный) способы сварки плавлением, так и более современные (лазерный и гибридный лазерно-плазменный). При использовании дуговых способов сварки обычно ширина шва превышает глубину, что обуславливается конвективным механизмом проплавления металла. В работе [5] показано, что на интенсивность такого теплообмена и течения жидкого металла в сварочной ванне влияют легирующие элементы, выступающие поверхностно активными веществами. Кроме того, влияние оказывает температура поверхности, следовательно, параметры сварки. В работе [6] показано, что при сварке свободно горячей дугой в конвективном течении металла сварочной ванны преобладают сила градиента поверхностного натяжения и электромагнитная сила. Такое же проплавление может быть получено при сварке лазерным и лазерно-плазменным способами [7]. При этом доминирующим силовым фактором, определяющим гидродинамику расплава, является сила Марангони. На формирование расплавленной зоны во всех рассмотренных случаях основное влияние оказывает конвективный перенос энергии. Его форма и количество вкладываемой энергии могут приводить к образованию горячих трещин (особенно при сварке высокопрочных сплавов типа 7075) [8]. Более эффективным является применение лазерной и лазерно-плазменной сварки с таким проплавлением, при котором ширина провара меньше глубины. Этот вид проплавления называется глубоким и характеризуется образованием парогазового канала [9]. Особенности существования парогазового канала связаны с его пульсациями, которые могут способствовать возникновению пор в переплавленном металле [10]. Образование трещин при этом связано с увеличением скорости кристаллизации легкоплавких эвтектик, вызванных увеличением скорости сварки [11].

Таким образом, при лазерных, дуговых и гибридных способах сварки тонколистовых алюминиевых сплавов могут возникать следующие основные проблемы [12]:

- получение разного по прочности с основным металлом соединения, обусловленное отличием в размерах зерен металла шва, зоны сплавления шва с основным металлом, зоны термического влияния (ЗТВ) и основного металла;

- образование подрезов на поверхности шва по зоне сплавления, вызванное малым временем существования сварочной ванны в жидком состоянии и отсутствием возможности нормального растекания жидкого металла до момента его кристаллизации;

- возникновение пор в металле шва, связанное с изменением растворимости водорода в алюминиевом сплаве при разных температурах;

- возникновение горячих трещин из-за наличия эвтектических соединений в металле шва и изменения условий их затвердевания из расплавленного металла при разных скоростях кристаллизации, обусловленных разными погонными энергиями сварки.

В большей степени подвержены образованию трещин и пор соединения высокопрочных алюминиевых сплавов серии 7xxx. В работе [8] отмечено, что испарение при лазерной сварке приводит к изменению концентрации летучих элементов магния и цинка. Это меняет скорость кристаллизации сварного шва и, следовательно, склонность к горячему растрескиванию. На этот эффект в большой степени влияет скорость сварки. В работе [13] показано, что сплавы серии 7xxx обладают плохой свариваемостью из-за их высоких склонности к образованию трещин и коэффициента теплового расширения, а также низкой температуры испарения легирующих элементов Zn и Mg. Это способствует образованию таких дефектов сварки, как трещины и пористость. Подобные дефекты могут проявляться и в случае сварки деформируемых сплавов других серий с меньшей прочностью [14]. Кроме того, при сварке легированных алюминиевых сплавов в переплавленном металле также возможны оксидные включения. В последнее время разработан ряд подходов к минимизации и устранению данных дефектов. В основном такие подходы ориентированы на сварку со сквозным проникновением с образованием сквозного канала (кейхола) [14]. В случае сварки без сквозного проплавления и образования кейхола, повышается опасность возникновения пор в нижней части шва. Тем не менее, иногда возникает необходимость выполнения швов без сквозного проплавления. Примером может быть герметизирующий кольцевой шов при приварке фланцев или изготовлении деталей малых диаметров.

В проанализированных работах остаются нерешенными вопросы, связанные с особенностями формирования швов без сквозного проплавления. В первую очередь это касается возникновения характерных дефектов и предложения путей их устранения. В литературе не обнаружена информация о металлургических особенностях формирования соединений высокопрочных алюминиевых сплавов швами данного типа и о выборе оптимальной технологии получения стыкового герметизирующего шва с несквозным проплавлением.

3. Цели и задачи исследования

Целью исследования является определение металлургических особенностей формирования сварных соединений несвязными стыковыми швами, склонности к образованию характерных дефектов и возможности их устранения.

Для достижения цели были поставлены следующие задачи:

- определить металлургические особенности формирования соединений лазерным способом;
- определить металлургические особенности формирования соединений микроплазменным способом;
- определить металлургические особенности формирования соединений лазерно-микроплазменным способом.

4. Материалы и методы исследования

Исследуемые соединения получали путем сварки встык с несвязным проплавлением пластин толщиной 1,5 мм из высокопрочного алюминиевого сплава 7075. Для их выполнения использовали лазерный, микроплазменный и лазерно-микроплазменный способы. Была принята следующая методика получения и исследования таких соединений:

- подбор параметров режимов по критерию формирования соединения с поверхностью шва без характерных дефектов в виде поверхностных пор, трещин и подрезов и выполнение сварки выбранными способами;
- изготовление темплетов для металлографических исследований методами оптической и аналитической растровой электронной микроскопии;
- определение размеров переплавленной части металла, зоны термического влияния (ЗТВ) и величины зерен металла в этих зонах;
- измерение микротвердости (на 1/3 глубины проплавления) при нагрузке 100 гр., определение структуры, структурных особенностей и дефектов металла в переплавленной части и ЗТВ;
- определение наличия оксидных включений и изменения содержания Mg, Mn, Zn в металле переплавленной части и ЗТВ по сравнению с основным металлом;
- определение наличия и размеров внутренних пор и трещин, а также причин их возникновения.

Для проведения экспериментов по подбору режимов лазерной, микроплазменной и гибридной лазерно-микроплазменной сварки изготавливали образцы из высокопрочного сплава 7075. В табл. 1 приведены как литературные данные по химическому составу этого сплава, так и экспериментально полученные авторами. Последние представляют собой измерения по отдельным элементам, выполненные методом рентгеноспектрального микроанализа. Этим методом определяли содержание некоторых элементов сплава как интегрально, так и в объеме отдельных зерен. Из сплава 7075 изготавливали пластины размером 50×50×1,5 мм, которые сваривали встык, ориентируясь на максимально одинаковую глубину проплавления порядка 0,5...0,7 мм.

Для сварки образцов использовали оборудование, описанное в работе [15]. Выбор параметров режимов сварки осуществляли по критериям качественного

формирования верхнего валика шва без трещин, поверхностных пор и подрезов, получения глубины провара порядка 0,5...0,7. Основные параметры режимов приведены в табл. 2.

Таблица 1

Содержание элементов (масс. %) в высокопрочном алюминиевом сплаве 7075

Тип определения	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Прочее
Марочник сплавов	основа	до 0,40	до 0,50	1,2–2,0	до 0,30	2,1–2,9	0,18–0,28	5,1–6,1	до 0,20	до 0,15
Общий анализ	89,26–90,74	0,26–0,95	–	1,71–1,96	0,06–0,43	0,98–1,28	–	5,84–6,87	–	–
Анализ в объеме зерен	89,35–90,74	0,26–0,68	–	1,42–1,91	0,05–0,28	0,95–1,28	–	6,12–6,97	–	–
Включения в объеме зерен	–	0,08–1,7	0,61–30,27	3,13–9,29	1,26–2,93	0,04–5,76	1,69–12,83	1,49–13,31	–	–

Таблица 2

Основные параметры режимов сварки образцов из сплава 7075

Способ сварки	Мощность лазерного излучения, Вт	Мощность микроплазменной дуги, Вт		Скорость сварки V , мм/с	Расход газа (Ar), л/мин	
		Прямая полярность	Обратная полярность		Плазмообразующий	Защитный
Лазерная	400	–	–	66,7	–	8
Микроплазменная	–	900	550	5	0,3	18
Лазерно-микроплазменная	250	1200	600	66,7	10	30

Размер зерна Dg определяли при помощи оптической микроскопии как отношение его высоты h к длине l . В основном металле размер зерна составляет $Dg=(10...20) \times (25...70)$ мкм, коэффициент формы $\omega=l/h=2,5...3,5$. Микротвердость HV при нагрузке 100 гр – в пределах 1100...1240 МПа. Выявлены выделения строчечного типа $l_B=15...35$ мкм в виде цепочек размером 35...75 мкм (рис. 1).

Для проведения металлографического анализа из полученных соединений вырезали поперечные темплеты и изготавливали микрошлифы. При этом применяли ионно-вакуумное травление. Результаты выполненных соединений исследовали методами оптической (микроскопы Versamet-2 и Neophot-31) и аналитической растровой электронной (микроскоп СЭМ-515 фирмы PHILIPS, Голландия) микроскопии. Исследования проводили на следующих участках образцов: переплавленный металл шва → линия сплавления → ЗТВ → основной металл. При помощи оптической микроскопии изучали структурные изменения. Микротвердость измеряли при помощи микротвердомера LM-400 (серии LECO).

При помощи аналитической растровой электронной микроскопии определяли химический состав (общий и локальный точечный анализ).

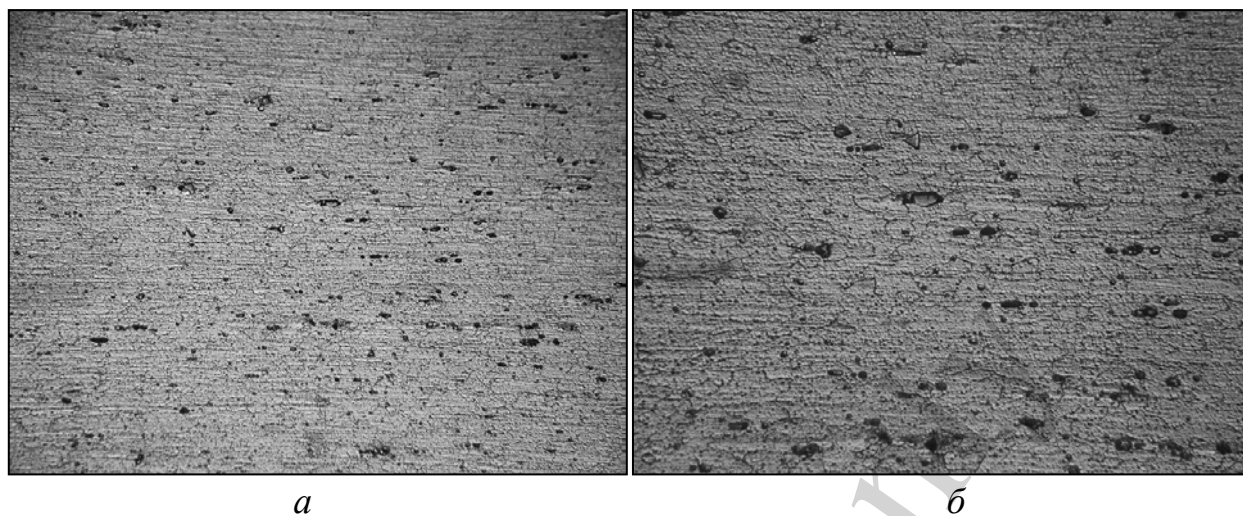


Рис. 1. Структура основного металла (сплав 7075) при увеличении:
a – $\times 250$; *б* – $\times 500$

5. Результаты исследования металлургических особенностей формирования соединений сплава 7075

5. 1. Лазерная сварка

Основные особенности формирования несквозного проплавления лазерным способом связаны со стабильностью существования парогазового канала. Очевидно, что улучшению формирования провара способствуют снижение величины и повышение частоты пульсаций этого канала. Само наличие парогазового канала способствует формированию глубокого проплавления, отличительной особенностью которого является превышение глубины над шириной (рис. 2, *a*). В данном случае глубина проплавления составила 0,68...0,74 мм, а ширина – 0,65...0,70 мм. Вдоль линии сплавления наблюдаются зерна дендритов удлиненной формы, что позволяет говорить о зоне сплавления шириной 12...16 мкм (рис. 2, *б*).

В переплавленном металле наблюдаются отдельные поры диаметром порядка 10 мкм. Ниже середины шва выявлена полость размером примерно 25×100 мкм и окружающие её микротрещины длиной $L_{cr}=25...30$ мкм (рис. 3, *a*). Общая объёмная доля (V_D) дефектов в металле шва составляет порядка 5 %. В центре металла шва структура равноосной формы с размером зерен $Dg=10...25$ мкм (рис. 2). Микротвердость в центре шва составляет $HV=1130...1140$ МПа (рис. 4). Ближе к линии сплавления в переплавленном металле наблюдается структура с зернами удлиненной формы, имеющими размер $Dg=(10...15) \times (30...35)$ мкм при $HV=980$ МПа (рис. 3, 4). В нижней части переплавленного металла выявлены выделения оксидной пленки, повторяющие по форме линию сплавления в корневой части. Данные оксидные выделения строчечного типа размером $l_{Al_2O_3}=25...35$ мкм расположены в виде цепочек протяженностью до $L_{\Sigma Al_2O_3}=50...120$ мкм (рис. 3, *a*).

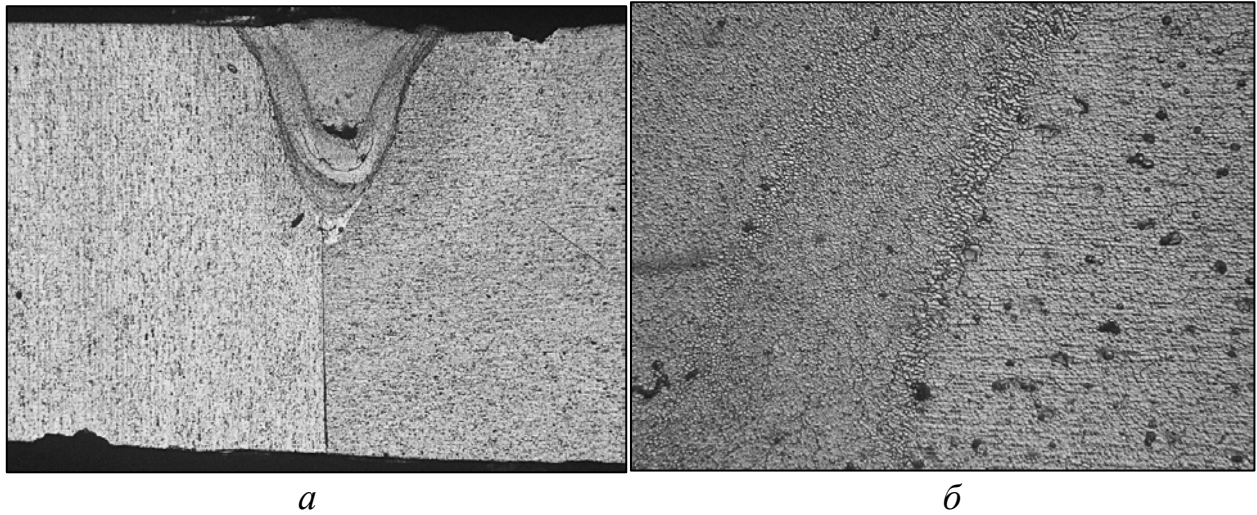


Рис. 2. Структуры лазерного провара: *a* – общий вид проплавления, $\times 50$; *б* – зона сплавления с основным металлом, $\times 500$

Ширина ЗТВ составляет $h_{HAZ}=130\dots 150$ мкм (рис. 2). Размер зерен в ЗТВ составляет $Dg=(5\dots 20)\times(26\dots 50)$ мкм, коэффициент формы зерна $\varphi=l/h=2,5\dots 5$. Микротвердость по сравнению с переплавленным и основным металлом увеличена до $HV=1190\dots 1350$ МПа (рис. 4). В ЗТВ возле линии сплавления наблюдаются отдельные микротрещины длиной $L_{cr}=10\dots 20$ мкм (рис. 3, *б*).

В области соединения двух пластин сплава 7075 размер зерна $Dg=(5\dots 15)\times(40\dots 70)$ мкм со стороны левой пластины и $Dg=(5\dots 15)\times(30\dots 35)$ мкм со стороны правой (рис. 2, *a*). Наблюдается хорошее соединение пластин без образования зазора.

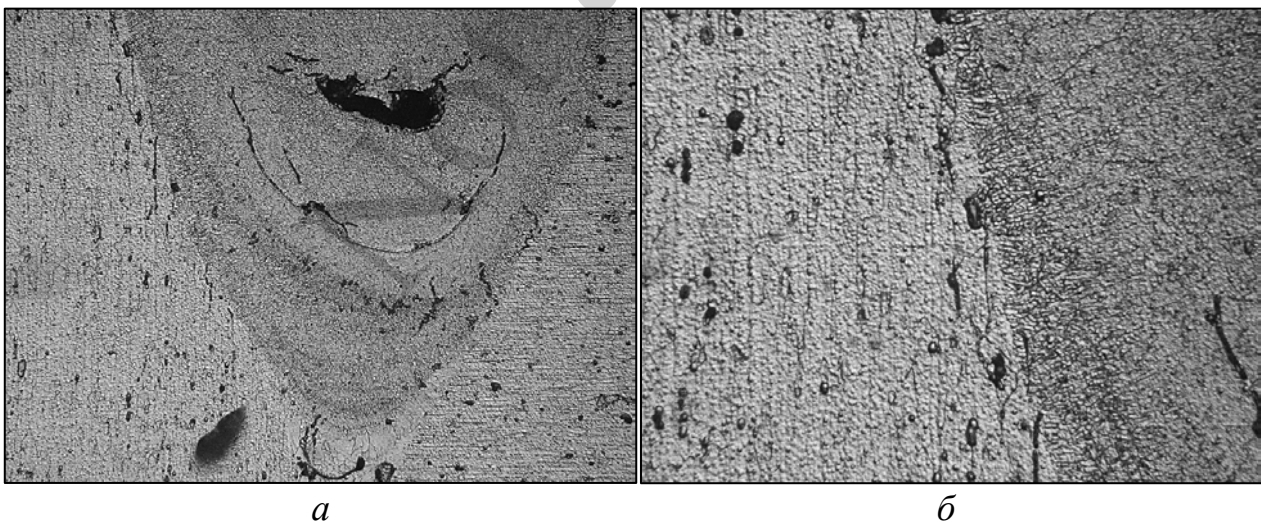


Рис. 3. Дефектные участки: *a* – в переплавленном металле, $\times 250$; *б* – в основном металле возле линии сплавления, $\times 500$

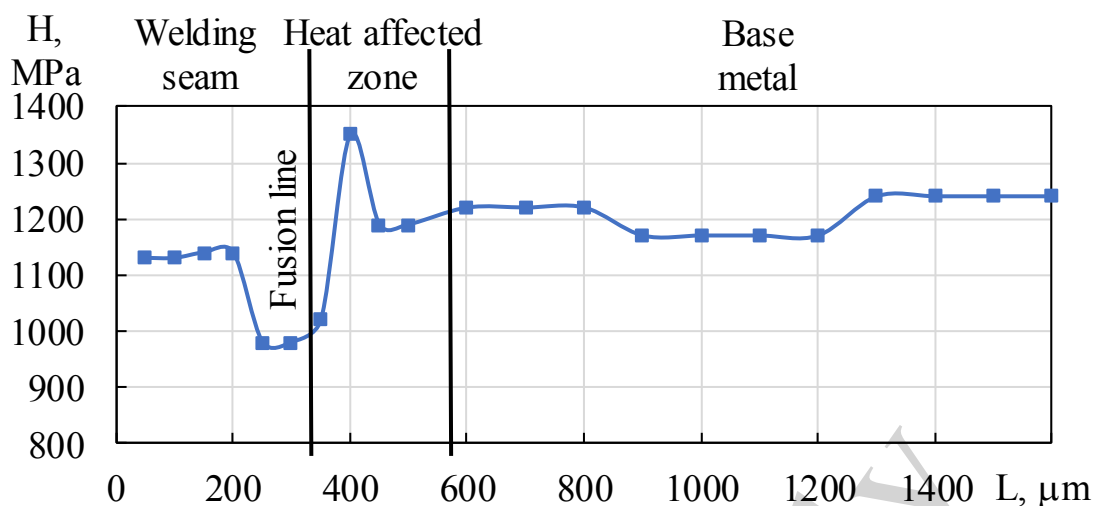


Рис. 4. Распределение твердости от оси провара в сторону основного металла в соединении, выполненном лазерным способом

Рентгеноспектральный микроанализ содержания отдельных элементов в металле соединения и основном металле проводился как интегрально, по площади соответствующей зоны, так и в объеме отдельных зерен (табл. 3).

Таблица 3

Результаты определения содержания основных элементов способом рентгеноспектрального микроанализа (лазерная сварка)

Зона исследования	Тип анализа	Содержание элемента, масс. %					
		Al	Mg	Si	Mn	Cu	Zn
Переплавленный металл	Общий анализ	89,74–	1,08–	0,40–	0,22–	1,88–	6,25–
		90,07	1,09	0,51	0,32	2,11	6,33
Переплавленный металл	Анализ в объеме зерен	85,43–	1,10–	0,53	0,35	2,59–	7,78–
		87,61	1,13			3,35	10,10
ЗТВ	Общий анализ	89,17–	1,09–	0,32–	0,12–	1,99–	6,87–
		89,25	1,14	0,43	0,13	2,06	7,20
Основной металл	Общий анализ	89,26–	1,0–	0,42–	0,16–	1,73–	6,17–
		90,52	1,13	0,52	0,43	1,78	6,87
Основной металл	Анализ в объеме зерен	89,35–	1,06–	0,38–	0,05–	1,73–	6,57–
		89,83	1,28	0,62	0,23	1,84	6,97

Общие (интегральные) исследования показали склонность к повышению содержания Zn в ЗТВ. Локальный анализ содержания элементов в объеме зерен показал повышение содержания Cu и Zn в переплавленном металле шва. Отсутствие возможности сквозного прохождения лазерного излучения провоцирует образование в корневой части металла шва крупных полостей.

Не смотря на попадание воздуха из стыка между свариваемыми пластинами, малое время существования сварочной ванны (0,02...0,04 с) при лазерной сварке минимизирует образование в нижней (корневой) части металла шва полостей.

5. 2. Микроплазменная сварка

Основные особенности формирования несквозного проплавления микроплазменным способом связаны с давлением сжатой электрической дуги на металл образованной ей сварочной ванны. Чем это давление больше, тем глубже проплавление. Однако чрезмерное повышение данного параметра может способствовать появлению внутренних пор и горячих трещин. Поэтому при использовании микроплазменной сварки ширина провара обычно превышает глубину. В проведенных экспериментах глубина проплавления составила 0,56...0,72 мм, а ширина – 1,5...1,7 мм (рис. 5, а). Линия сплавления выражена не четко и представляет собой зону шириной порядка 50...80 мкм (рис. 5, б).

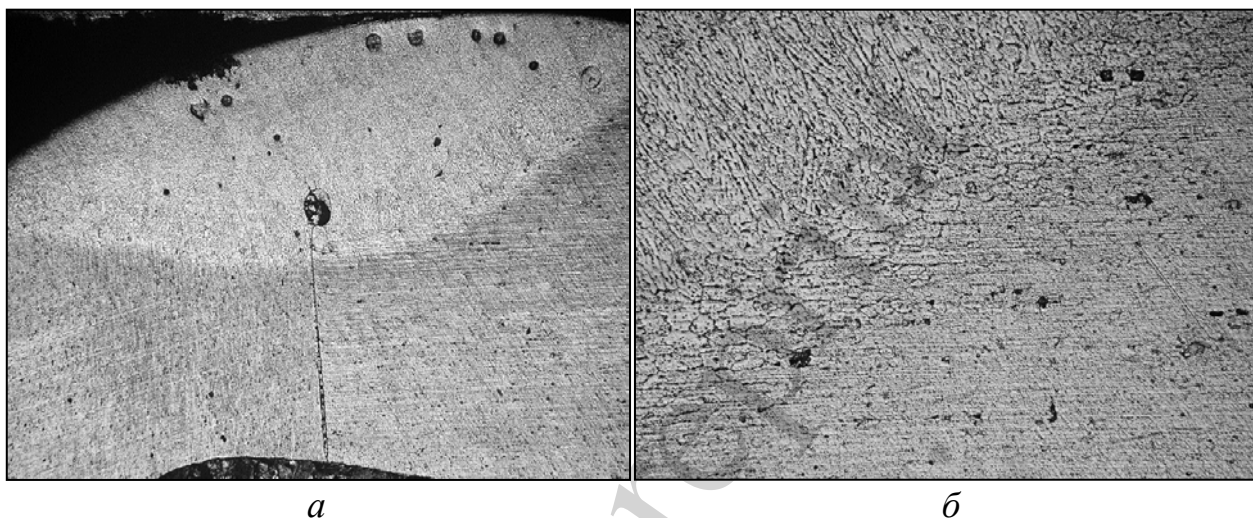


Рис. 5. Структуры микроплазменного провара: а – общий вид, $\times 50$; б – зона сплавления с основным металлом, $\times 250$

В переплавленном металле наблюдаются отдельные поры диаметром от 10 до 105 мкм (рис. 6, а). Общая объемная доля дефектов в переплавленном металле (V_D) составляет порядка 25 %. Поры локализуются преимущественно в верхней части шва (рис. 5, а). В нижней части шва наблюдается единичная крупная пора размером 90...110 мкм (рис. 6), которая выступает центром зарождения микротрещин длиной 30...120 мкм (рис. 6, б). В центре металла шва наблюдается структура с зернами равноосной формы размером $Dg=20...30$ мкм, имеющая микротвердость $HV=822...1130$ МПа (рис. 7). Ближе к линии сплавления в переплавленном металле наблюдаются структура с зернами более удлиненной формы с размером $Dg=(15...20)\times(30...70)$ мкм, имеющая микротвердость $HV=1080...1100$ МПа (рис. 5, а, рис. 7). Выделения оксидной пленки не выявлены.

Ширина ЗТВ составляет $h_{HAZ}=120...300$ мкм (рис. 5). Размер зерен в ЗТВ составляет $Dg=(10...25)\times(25...100)$ мкм при увеличении микротвердости по сравнению с металлом шва до $HV=1190...1250$ МПа (рис. 7).

В области стыка двух сваренных пластин сплава 7075 размер зерен металла составляет: для левой пластины $Dg=(15...20)\times(30...50)$ мкм, а для правой – $Dg=(10...25)\times(45...50)$ мкм.

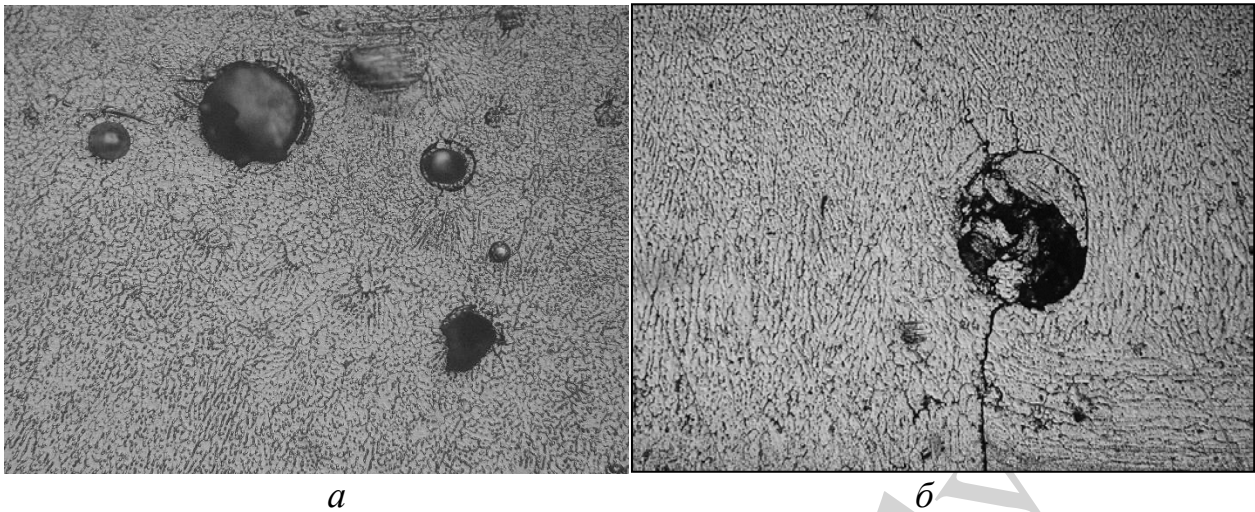


Рис. 6. Дефектные участки в металле, переплавленном микроплазменным способом ($\times 250$): *a* – отдельные поры; *б* – полость в корневой зоне

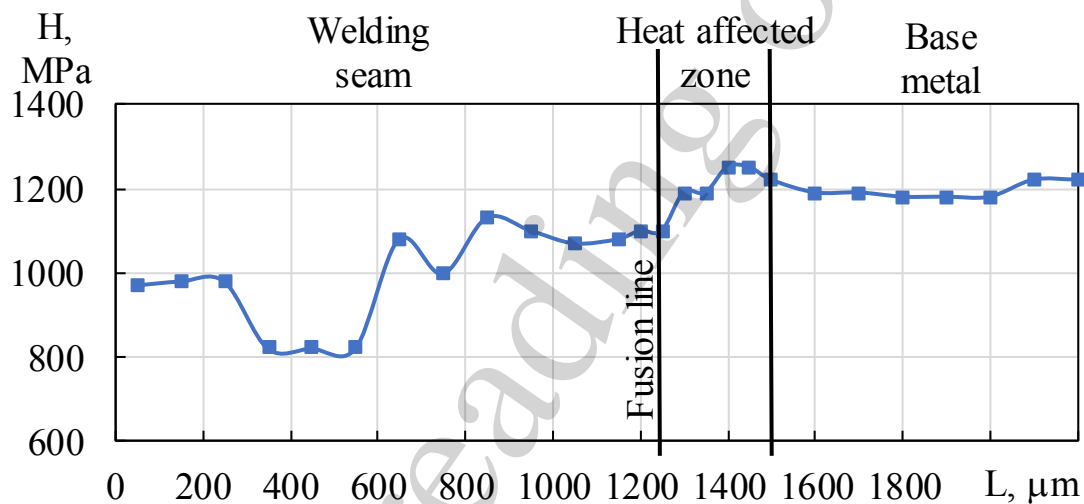


Рис. 7. Распределение твердости от оси провара в сторону основного металла в соединении, выполненном микроплазменным способом

Рентгеноспектральный микроанализ содержания отдельных элементов в металле соединения и основном металле проводился интегрально по площади соответствующей зоны, в объеме отдельных зерен, а также по границам зерен (табл. 4).

Общие (интегральные) исследования показали, что содержание проанализированных элементов в переплавленном металле находится примерно на уровне основного металла. Однако были выявлены включения глобулярной формы размером до 10 мкм (рис. 6). Химический анализ показал, что во включениях содержание рассмотренных элементов заметно отличается: 2,12...2,23 % Mg, 0,26...0,39 % Si, до 0,19 % Mn, 3,28...6,44 % Cu, 16,38...30,55 % Zn. В ЗТВ интегральный анализ показал содержание элементов достаточно близкое к основному металлу. Более детальный анализ обнаружил снижение содержания Cu и Zn в объеме зерен с перераспределением их по границам.

Таблица 4

Результаты определения содержания основных элементов способом рентгено-спектрального микроанализа (микроплазменная сварка).

Зона исследования	Тип анализа	Содержание элемента, масс. %					
		Al	Mg	Si	Mn	Cu	Zn
Переплавленный металл	Общий анализ	89,98–	0,94–	0,43–	0,10	1,5–	6,48–
		90,37	1,04	0,60		2,0	6,70
Переплавленный металл	Анализ в объеме зерен	89,09–	0,84–	0,68–	0,28	1,02–	6,22–
		91,21	1,06	0,70		1,89	6,99
Переплавленный металл	Анализ по границам зерен	90,35	0,94	0,78	0,25	1,23	6,44
ЗТВ	Общий анализ	89,53–	1,06	0,42–	0,24–	1,52–	6,42–
		90,23		0,53	0,36	2,21	6,43
ЗТВ	Анализ в объеме зерен	91,35–	0,77–	0,72	0,13	0,66–	5,07–
		92,65	0,90			1,32	5,72
ЗТВ	Анализ по границам зерен	86,43	1,27	0,4	0,12	2,91	8,87
Основной металл	Общий анализ	89,81–	0,97–	0,23–	0,12–	1,30–	5,85–
		91,10	1,09	0,71	0,32	1,68	6,64
Основной металл	Анализ в объеме зерен	89,96–	0,98–	0,26–	0,16–	1,42–	6,12–
		90,74	1,28	0,68	0,28	1,62	6,56

Попадание воздуха из стыка между свариваемыми пластинами и сравнительно большое время существования сварочной ванны (~0,4 с) при микроплазменной сварке провоцирует образование в корневой части металла шва крупных полостей.

5. 3. Лазерно-микроплазменная сварка

При гибридной лазерно-микроплазменной сварке разнополярным асимметричным током на поверхности соединяемых деталей под воздействием сжатой дуги формируется сварочная ванна. Наличие расплавленного металла способствует повышению доли поглощаемого лазерного излучения, а электрическая дуга стабилизирует парогазовый канал. Использование сжатой малоамперной дуги разнополярного асимметричного тока позволяет эффективно разрушать оксидную пленку на поверхности свариваемых алюминиевых сплавов, что в свою очередь устраняет возможность попадания неразрушенных частиц этой пленки в шов. За счет использования дополнительной энергии дуги при гибридной лазерно-микроплазменной сварке ширина швов увеличивается по сравнению с лазерной сваркой излучением той же мощности. Большая ширина шва позволяет снизить требования к величине зазоров собираемого под сварку стыка и гарантированно получать качественные швы при выполнении герметичных соединений деталей. В проведенных экспериментах глубина проплавления составила 0,55...0,56 мм, а ширина – 1,0...1,1 мм (рис. 8, а). Линия

сплавления выражена достаточно четко, но при больших увеличениях может рассматриваться как зона шириной порядка 15...20 мкм (рис. 8, б).



Рис. 8. Структуры лазерно-микроплазменного провара: а – общий вид, $\times 50$; б – зона сплавления с основным металлом, $\times 250$

В переплавленном металле наблюдаются отдельные поры диаметром 15...25 мкм (рис. 9, а). В корне шва наблюдается полость округлой формы диаметром порядка 100 мкм (рис. 9, б). Микротрещины вокруг полости не наблюдались. В центральной части переплавленного металла наблюдается дисперсная структура равноосной формы с размером зерен $Dg=5...15$ мкм (рис. 9, а). Микротвердость в центре шва составляет $HV=896...1180$ МПа (рис. 10). Ближе к линии сплавления в переплавленном металле наблюдается структура удлиненной формы с размером зерен $Dg=(5...10)\times(15...60)$ мкм твердостью $HV=876...916$ МПа (рис. 9, б, 10, 11). В металле шва выявлены единичные включения глобулярной формы размером 15...25 мкм (рис. 9, б).

Ширина ЗТВ составляет $h_{HAZ}=140...200$ мкм. Размер зерен в ЗТВ составляет $Dg=(5...10)\times(20...50)$ мкм (рис. 11), а микротвердость повышается по сравнению с переплавленным металлом до $HV=876...916$ МПа (рис. 10).

В области соединения двух пластин сплава 7075 размер зерен металла составляет: для левой пластины $Dg=(5...15)\times(20...30)$ мкм, а для правой $Dg=(5...6)\times(20...30)$ мкм.

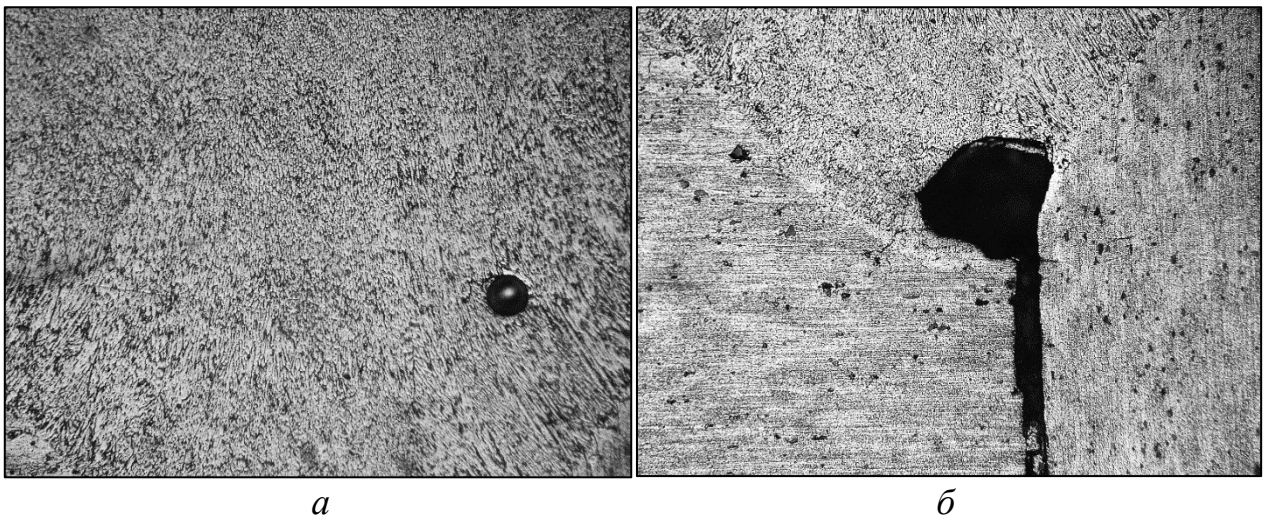


Рис. 9. Дефектные участки в металле, переплавленном лазерно-микроплазменным способом ($\times 250$):
a – отдельные поры; *б* – полость в корневой зоне

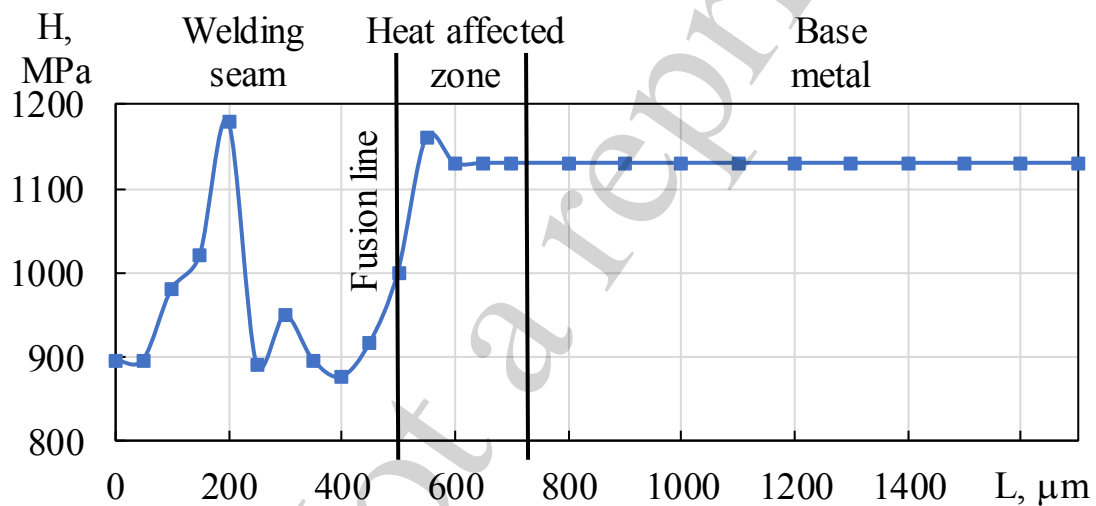


Рис. 10. Распределение твердости от оси провара в сторону основного металла в соединении, выполненном лазерно-микроплазменным способом

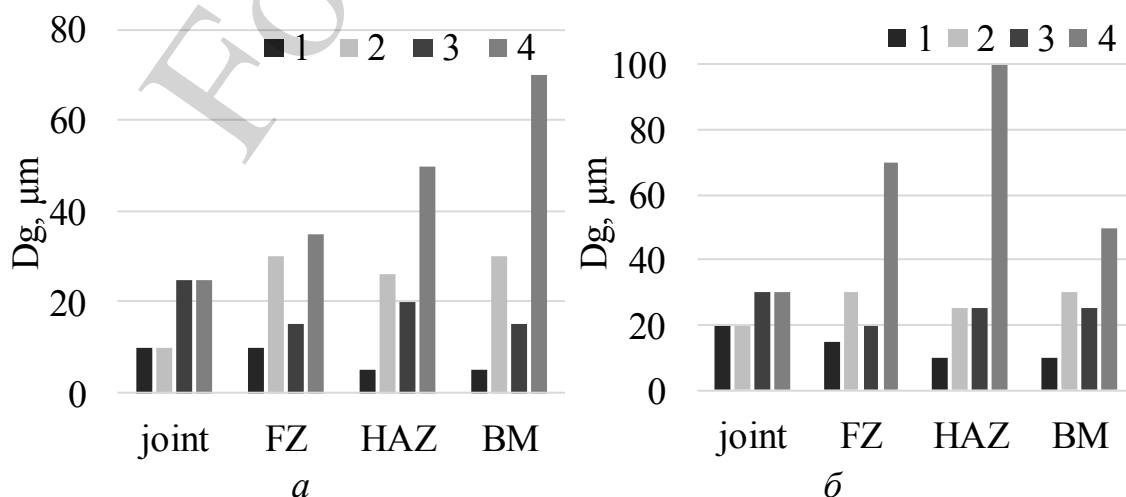
Рентгеноспектральный микроанализ содержания отдельных элементов в металле соединения и основном металле проводился интегрально по площади соответствующей зоны, а также локально в объеме отдельных зерен и по их границам (табл. 5).

Таблица 5

Результаты определения содержания основных элементов способом рентгено-спектрального микроанализа (лазерно-микроплазменная сварка)

Зона исследования	Тип анализа	Содержание элемента, масс.%					
		Al	Mg	Si	Mn	Cu	Zn
Переплавленный металл	Общий анализ	90,26–	1,0–	0,54–	0,09	1,62–	5,89–
		90,58	1,08	0,89		1,93	5,98
Переплавленный металл	Анализ в объеме зерен	90,34	0,89	0,74	0,06	1,67	6,3
Переплавленный металл	Анализ по границам зерен	90,37	0,88	0,70	0,14	1,78	6,12
ЗТВ	Общий анализ	88,55–	1,03–	0,64–	0,07–	1,72–	6,59–
		89,76	1,07	0,82	0,21	1,97	6,75
ЗТВ	Анализ в объеме зерен	89,76	1,18	0,77	0,16	1,62	6,51
ЗТВ	Анализ по границам зерен	89,34	1,12	0,76	0,08	2,02	6,68
Основной металл	Общий анализ	90,21–	1,01–	0,60–	0,06–	1,71–	5,84–
		90,37	1,23	0,95	0,10	1,96	6,25
Основной металл	Анализ в объеме зерен	89,76	0,95	0,68	0,16	1,91	6,43

Как интегральные, так и локальные исследования показали, что содержание проанализированных элементов в переплавленном металле и в ЗТВ находится примерно на уровне основного металла. В переплавленном металле можно отметить небольшое (порядка 2 %) снижение содержания Zn, а в ЗТВ – его повышение на ~7 %. В переплавленном металле выявлены отдельные включения с повышенным содержанием Cu (3,83 %) и Zn (13,59 %). В ЗТВ также выявлены различные включения: одни с повышенным содержанием Mg (3,57 %), Si (4,25 %), Cu (3,74 %) и Zn (10,65 %), другие с повышенным содержанием Mg (3,11 %), Mn (2,35 %), Cu (4,82 %), Zn (13,59 %) и Cr (12,57 %).



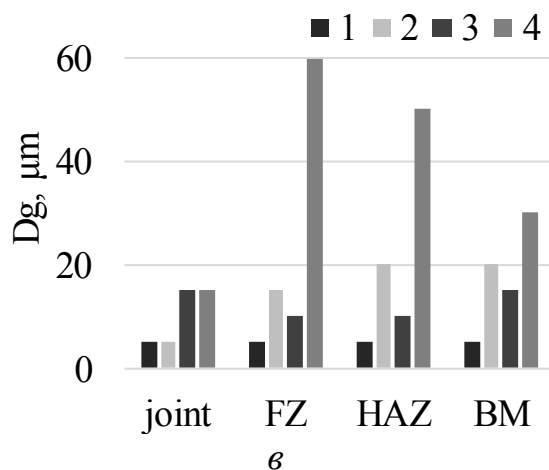


Рис. 11. Размер зерен ($Dg=l \times h$ [мкм], где h – 1 и 3, l – 2 и 4) в переплавленном металле (joint), в зоне сплавления (FZ), в ЗТВ (HAZ) и основном металле (BM) для соединений, выполненных способами: *a* – лазерным; *б* – микроплазменным; *в* – лазерно-микроплазменным

Сравнение изменения размеров зеренной структуры при различных способах сварки может свидетельствовать об отсутствии прямой связи с трещинообразованием. Отсутствие возможности сквозного прохождения лазерного излучения при гибридной лазерно-микроплазменной сварке не смотря на малое время существования сварочной ванны (0,03...0,05 с) провоцирует образование в корневой части металла шва полостей.

6. Обсуждение результатов применения различных способов формирования соединений алюминиевого сплава 7075

В проведенных исследованиях содержания легирующих элементов было установлено, что при всех видах сварки в швах и ЗТВ наблюдается некоторое их перераспределение. Так, при лазерной сварке по интегральным показателям в переплавленном металле повышается содержание Cu (на ~15 %), а в металле ЗТВ – Cu (на ~15 %) и Zn (8...10 %). При микроплазменной сварке содержание проанализированных элементов в переплавленном металле и в ЗТВ находится примерно на уровне основного металла. В переплавленном металле наблюдаются локальные включения с повышенным содержанием Mg (2,12...2,23 %), Cu (3,28...6,44 %), Zn (16,38...30,55 %). При лазерно-микроплазменной сварке содержание проанализированных элементов в переплавленном металле и в ЗТВ находится примерно на уровне основного металла. Исключения составляют снижение содержания Zn (порядка 2 %) в переплавленном металле и его повышение (на ~7 %) в ЗТВ. В переплавленном металле и в ЗТВ выявлены отдельные включения с повышенным содержанием Mg, Si, Mn, Cu, Zn и Cr.

Полученные результаты могут объясняться растворением с перераспределением на интегральном уровне и/или перераспределением в границах зерен включений, имеющихся в основном металле. Напомним, что в зернах основного металла были обнаружены включения таких элементов, как Mg, Si, Mn, Cu, Zn, Cr,

Fe, со значительными отклонениями от паспортных данных (табл. 1). Практическое отсутствие снижения содержания легирующих элементов (в первую очередь Mg и Zn) свидетельствует об отсутствии их выгорания под действием примененных концентрированных источников тепла. Это связано с высокими скоростями процессов и малым временем существования сварочной ванны при лазерной (0,02...0,04 с) и лазерно-микроплазменной (0,03...0,05 с) сварке.

Исследования зернистости получаемых структур показали, что при лазерной сварке размер зерен в металле шва примерно одинаков ($Dg=10...25$), вдоль линии сплавления коэффициент формы $\alpha=2...3$, в ЗТВ $\alpha=2,5...5$ (рис. 11, а). При микроплазменной сварке зерна в центральной части переплавленного металла имеют равноосную форму с размером $Dg=20...30$ мкм (рис. 11, б). Ближе к линии сплавления в переплавленном металле наблюдаются структура с более удлиненными зернами, имеющими коэффициент формы $\alpha=2...3,5$. Вдоль линии сплавления формируется градиентная по размерам зерен структура с коэффициентом формы зерен до $\alpha=5...7,5$. При лазерно-микроплазменной сварке зерна в центральной части переплавленного металла имеют равноосную форму с размером $Dg=5...15$ мкм (рис. 11, в). Ближе к линии сплавления в переплавленном металле наблюдаются структура с более удлиненными зернами, имеющими коэффициент формы $\alpha=3...6$. В ЗТВ коэффициент формы зерен составляет $\alpha=4...5$.

Полученные результаты по форме и размеру зерен в переплавленном металле швов объясняются достаточно высокими скоростями кристаллизации жидкого металла сварочной ванны. Размер и форма зерен в ЗТВ частично зависит от их параметров в основном металле. В нем разброс по размерам зёрен составляет до 1,5 раз и более, по коэффициенту формы зерна $\alpha=2,5...3,5$ (рис. 11).

Исследования микротвердости в швах и ЗТВ показали, что при лазерной сварке в переплавленном металле ближе к линии сплавления твердость снижается на 10...15 %. В ЗТВ твердость металла повышается примерно на 8...12 %. Это объясняется жестким термическим циклом лазерной сварки, малыми временем существования сварочной ванны (0,02...0,04 с) и значением погонной энергии (5 Дж/мм). При микроплазменной сварке по сравнению с основным металлом микротвердость переплавленной зоны снижается на 15...30 %. В ЗТВ микротвердость примерно соответствует основному металлу. Это объясняется значительно большей погонной энергией (120 Дж/мм) по сравнению с лазерной сваркой. При лазерно-микроплазменной сварке по сравнению с основным металлом микротвердость переплавленной зоны снижается на 15...20 %, имеются отдельные участки без снижения твердости. В ЗТВ микротвердость примерно соответствует основному металлу. Это объясняется в три раза большей погонной энергией (15 Дж/мм) по сравнению с лазерной сваркой. Отметим, что основной металл имеет разброс значений твердости до 10 %.

Исследование наличия характерных дефектов показали следующее. При лазерной сварке общая объёмная доля дефектов (в основном пор размером 10...30 мкм) в переплавленном металле составляет порядка $V_D \sim 5$ %. В нижней трети переплавленного металла присутствует полость размером примерно 25×100 мкм, служащая центром зарождения горячих трещин длиной $L_{cr}=25...30$ мкм. Образование этой полости объясняется как попаданием газа из

свариваемого стыка, так и отсутствием свободного выхода лазерного излучения. Газ образует пузыри, которые не успевают всплыть из-за малых величин погонной энергии (5 Дж/мм) и времени существования ванны жидкого металла (порядка 0,02...0,04 с). Не имеющее свободного выхода лазерное излучение образует описанную в литературе (например, работа [16]) пичковую структуру корня шва, способствующую возникновению корневой пористости.

В корневой зоне переплавленного металла выявлены выделения оксидной пленки, повторяющие по форме линию сплавления (рис. 3, а). Это выделения строчечного типа размером $l_{\text{Al}_2\text{O}_3}=25\dots35$ мкм расположенные в виде цепочек протяженностью до $L_{\Sigma\text{Al}_2\text{O}_3}=50\dots120$ мкм. Их расположение связано с гидродинамическими течениями в ванне жидкого металла.

Повышение твердости в ЗТВ на 8...12 % в сочетании с описанной выше зеренной структурой объясняет образование отдельных микротрещин длиной $L_{cr}=10\dots20$ мкм в ЗТВ возле линии сплавления (рис. 3, б). Образование этих микротрещин может также объясняться релаксацией внутренних остаточных напряжений.

При микроплазменной сварке общая объёмная доля дефектов (в основном пор размером 10...105 мкм) в переплавленном металле составляет порядка $V_D \sim 25$ % (рис. 6, а). В нижней части переплавленного металла присутствует полость с переменным (в различных сечениях шва) диаметром от 90 до 260 мкм (рис. 6, б). Данная полость инициирует зарождение микротрещин длиной $L_{cr}=30\dots120$ мкм. Её наличие объясняется попаданием воздуха из свариваемого стыка. Более длительное существование ванны расплава, по сравнению с лазерной сваркой, приводит к увеличению размера данной газовой полости. Следы оксидной пленки не выявлены, поскольку применялась микроплазменная дуга с разнополярными импульсами. В этом случае импульсы обратной полярности осуществляли катодное разрушение оксидной пленки.

При лазерно-микроплазменной сварке общая объёмная доля дефектов (в основном пор размером 15...25 мкм) в переплавленном металле составляет до $V_D \sim 5$ %. В корневой зоне переплавленного металла наблюдается полость, размер которой в различных сечениях меняется от круглого 100×100 мкм до продолговатого 30×100 мкм (рис. 9, б). Образование полости, как и в предыдущих случаях, объясняется попаданием воздуха из свариваемого стыка. Образуются пузыри, которые не успевают всплыть из-за малого времени существования ванны расплавленного металла (0,03...0,05 с). Следы оксидной пленки не выявлены, поскольку, как и в случае микроплазменной сварки, происходило катодное разрушение оксидной пленки.

Отличительная особенность примененных методов исследований заключается в установлении связи образования микротрещин в швах с их зеренной структурой, твердостью зон соединения и образованием корневых дефектов (полостей). Обычно для сварки алюминиевых сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu в литературе описывают связь образования микротрещин в швах с тепловложением и параметрами режимов сварки. Основным ограничением выполненных исследований является рассмотрение всего лишь трех способов сварки. В дальнейшем целесообразно

но рассмотреть сварку открытой дугой плавящегося и неплавящегося электродов, а также соответствующие гибридные лазерно-дуговые процессы.

Развитием данного исследования является использование лазерно-микроплазменного способа сварки как высокопрочного сплава 7075, так и других сплавов серии 7xxx. Такой подход позволит:

- достичь наименьшей дисперсности зерен в швах и ЗТВ;
- устранить характерные для лазерной сварки повышения твердости в ЗТВ и склонность к образованию в ней микротрещин;
- за счет эффекта катодного разрушения оксидной пленки устранить опасность образования её включений в металле шва;
- повысить экономичность процесса за счет уменьшения использования лазерной энергии на 40...50 % по сравнению с лазерной сваркой;
- более чем на порядок повысить скорость процесса по сравнению с микроплазменной сваркой;
- приблизить погонную энергию (15 Дж/с) и время существования сварочной ванны (0,03...0,05 м) к аналогичным показателям лазерной сварки без опасности выгорания легирующих элементов.

Дальнейшее повышение качества сварных соединений высокопрочных алюминиевых сплавов, получаемых герметичными несквозными швами, возможно за счет внесения некоторых конструктивных изменений. Например, в стыке ниже корневой части будущего шва можно предусмотреть технологическую полость, так называемый «карман». Данный прием будет способствовать свободному выходу лазерного излучения при лазерной или гибридной лазерно-микроплазменной сварке. Это даст возможность устранить образование поры в корне шва.

7. Выводы

1. Установлено, что лазерная сварка стыковых соединений алюминиевого сплава 7075 позволяет получать достаточно узкие (до 0,74 мм) швы с минимальными затратами погонной энергии (5 Дж/мм) и временем существования ванны расплава (0,02...0,04 с). Зернистость соединения носит регулярный характер, зерна равноосные в переплавленном металле и удлиненные вдоль линии сплавления ($\alpha=2...3$) и в ЗТВ ($\alpha=2,5...5$). Микротвердость в швах снижается до 15 %, а в ЗТВ повышается на 8...12 % относительно основного металла. Основные дефекты – образование в ЗТВ микротрещин длиной 10...20 мкм и наличие в корневой части швов включений неразрушенной оксидной пленки.

2. Установлено, что микроплазменная сварка соединений сплава 7075 на переменном асимметричном токе характеризуется увеличением ширины шва до 2,5 раз по сравнению с лазерной. Величина зернистости соединения повышается. В переплавленном металле сохраняется равноосное строение зеренной структуры, при этом размер самих зерен увеличивается в 1,5 раза, по сравнению с лазерной сваркой. Вдоль линии сплавления и в ЗТВ формируются структуры с удлиненными зернами ($\alpha=5...7.5$ и $\alpha=2...3.5$, соответственно). Микротвердость ЗТВ примерно соответствует основному металлу. Микротрещины в ЗТВ и оксидные

включения в переплавленном металле не обнаружены. Основной дефект – снижение микротвердости, а значит и прочности, металла шва до 30 %.

3. Для устранения обнаруженных дефектов предлагается использовать гибридную лазерно-микроплазменную сварку. Ширина швов при такой сварке в ~1,5 раза меньше, чем при микроплазменной. Зеренная структура переплавленного металла имеет равноосное строение, размер зерен уменьшается в 1,5–2 раза по сравнению с лазерной сваркой. Вдоль линии сплавления и в ЗТВ формируются структуры с удлиненными зернами ($\alpha=3\dots6$ и $\alpha=4\dots5$, соответственно). Микротвердость переплавленного металла снижается до 15...20 %, а в ЗТВ примерно соответствует основному металлу. При этом использование дорогостоящей лазерной энергии уменьшается на 40...50 %, время существования сварочной ванны (0,03...0,05 с) приближается к лазерной сварке, устраняется опасность выгорания легирующих элементов.

Благодарности

Авторы выражают глубокую признательность к.т.н. С.Г. Григоренко, заведующей отделом «Физико-химические исследования материалов», а также ряду сотрудников этого отдела. В первую очередь – к.т.н. О.С. Кушнарева, бравшей непосредственное участие в проведении исследований.

Литература

1. Varshney, D., Kumar, K. (2021). Application and use of different aluminium alloys with respect to workability, strength and welding parameter optimization. *Ain Shams Engineering Journal*, 12 (1), 1143–1152. doi: <https://doi.org/10.1016/j.asej.2020.05.013>
2. Löveborn, D., Larsson, J. K., Persson, K.-A. (2017). Weldability of Aluminium Alloys for Automotive Applications. *Physics Procedia*, 89, 89–99. doi: <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2017.08.011>
3. Schubert, E. (2018). Challenges in Thermal Welding of Aluminium Alloys. *World Journal of Engineering and Technology*, 06 (02), 296–303. doi: <https://doi.org/10.4236/wjet.2018.62018>
4. Krivtsun, I. V., Khaskin, V. Y., Korzhik, V. N., Ziyi, L. (2015). Industrial application of hybrid laser-arc welding (Review). *The Paton Welding Journal*, 2015 (7), 41–46. doi: <https://doi.org/10.15407/tpwj2015.07.07>
5. Zacharia, T., David, S. A., Vitek, J. M., Debroy, T. (1990). Modeling of interfacial phenomena in welding. *Metallurgical Transactions B*, 21 (3), 600–603. doi: <https://doi.org/10.1007/bf02667874>
6. Tanaka, M., Ushio, M., Lowke, J. J. (2005). Numerical Analysis for Weld Formation Using a Free-Burning Helium Arc at Atmospheric Pressure. *JSME International Journal Series B*, 48 (3), 397–404. doi: <https://doi.org/10.1299/jsmeb.48.397>
7. Borisov, Yu. S., Demchenko, V. F., Lesnoj, A. B., Khaskin, V. Yu., Shuba, I. V. (2013). Numerical modelling of heat transfer and hydrodynamics in laser-plasma treatment of metallic materials. *The Paton Welding Journal*, 4, 2–7. URL: https://www.researchgate.net/publication/283796313_Numerical_Modelling_of_Heat_Transfer_and_Hydrodynamics_in_Laser-Plasma_Treatment_of_Metallic_Materials

8. Holzer, M., Hofmann, K., Mann, V., Hugger, F., Roth, S., Schmidt, M. (2016). Change of Hot Cracking Susceptibility in Welding of High Strength Aluminum Alloy AA 7075. *Physics Procedia*, 83, 463–471. doi: <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2016.08.048>
9. Behler, K., Berkmanns, J., Ehrhardt, A., Frohn, W. (1997). Laser beam welding of low weight materials and structures. *Materials & Design*, 18 (4-6), 261–267. doi: [https://doi.org/10.1016/s0261-3069\(97\)00085-x](https://doi.org/10.1016/s0261-3069(97)00085-x)
10. Gündoğdu İş, E., Akman, E., Yilmaz, M., Topuz, P. (2020). Effect of laser welding speed on pore formation in AA 6061 T6 alloy. *Materials Testing*, 62 (10), 979–984. doi: <https://doi.org/10.1515/mt-2020-621004>
11. Hagenlocher, C., Weller, D., Weber, R., Graf, T. (2018). Reduction of the hot cracking susceptibility of laser beam welds in AlMgSi alloys by increasing the number of grain boundaries. *Science and Technology of Welding and Joining*, 24 (4), 313–319. doi: <https://doi.org/10.1080/13621718.2018.1534775>
12. Olabode, M., Kah, P., Martikainen, J. (2013). Aluminium alloys welding processes: Challenges, joint types and process selection. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 227 (8), 1129–1137. doi: <https://doi.org/10.1177/0954405413484015>
13. Kang, M., Kim, C. (2017). A Review of Joining Processes for High Strength 7xxx Series Aluminum Alloys. *Journal of Welding and Joining*, 35 (6), 79–88. doi: <https://doi.org/10.5781/jwj.2017.35.6.12>
14. Cao, X., Wallace, W., Immarigeon, J.-P., Poon, C. (2003). Research and Progress in Laser Welding of Wrought Aluminum Alloys. II. Metallurgical Microstructures, Defects, and Mechanical Properties. *Materials and Manufacturing Processes*, 18 (1), 23–49. doi: <https://doi.org/10.1081/amp-120017587>
15. Korzhyk, V. M., Khaskin, V. Y., Grynyuk, A. A., Ilyashenko, E. V., Bernatskyi, A. V., Peleshenko, S. I. (2021). Features of laser-plasma welding of corrosion-resistant steel AISI 304 with laser application. *The Paton Welding Journal*, 2021 (12), 9–17. doi: <https://doi.org/10.37434/tpwj2021.12.02>
16. Fetzer, F., Hu, H., Berger, P., Weber, R., Eberhard, P., Graf, T. (2018). Fundamental investigations on the spiking mechanism by means of laser beam welding of ice. *Journal of Laser Applications*, 30 (1), 012009. doi: <https://doi.org/10.2351/1.4986641>