



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Лазерная сварка с ультразвуковым воздействием алюминиево-магниевого сплава АМг5

Андрей Воронцов ^{a, *}, Александр Елисеев ^b, Ксения Осипович ^c, Николай Савченко ^d

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, Томск, 634055, Россия

^a  <http://orcid.org/0000-0002-4334-7616>,  vav@ispms.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0001-5273-9729>,  alan@ispms.ru,

^c  <https://orcid.org/0000-0001-9534-775X>,  osipovich_k@ispms.tsc.ru, ^d  <http://orcid.org/0000-0001-8254-5853>,  savnick@ispms.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.725

История статьи:

Поступила: 17 июня 2019

Рецензирование: 02 июля 2019

Принята к печати: 15 июля 2019

Доступно онлайн: 15 сентября 2019

Ключевые слова:

Лазерная сварка

Алюминиево-магниевый сплав

Структура сварного шва

Металл шва

Финансирование

Работы выполнены при финансовой поддержке государства в лице Минобрнауки России (Соглашение № 14.607.21.0190, идентификатор проекта RFMEFI60717X0190)

АННОТАЦИЯ

Введение. Лазерная сварка является одним из наиболее продуктивных методов получения сварных соединений. Высокая скорость сварки, способность сваривания без применения присадочной проволоки делают лазерную сварку одним из ее перспективных методов. Преимуществом над традиционной дуговой сваркой выступает способность сваривания деталей за один проход без разделки кромок. Несмотря на постоянно расширяющиеся области применения лазерной сварки, к некоторым материалам проблематично применить данный вид сварки. К таким материалам относятся алюминиево-магниево-магний. Из-за разности теплофизических свойств алюминиевой матрицы и магния происходит выгорание основного легирующего элемента. Еще одной проблемой при лазерной сварке Al–Mg-сплавов является высокая пористость. В итоге лазерные сварные соединения сплавов системы Al–Mg не могут применяться в производстве из-за низкой прочности. **Целью работы** является изучение влияния ультразвукового воздействия на формирование структуры сварного шва сплава АМг5, полученного методом лазерной сварки. **Результаты и обсуждения.** Получены образцы обычной лазерной сварки и лазерной сварки, ассистированной ультразвуковым воздействием. Показано, что под ультразвуковым воздействием в процессе лазерной сварки изменяется форма шва, а также уменьшается количество газовых пор. Произведена количественная оценка энергозатрат на объемную долю переплавленного металла и величину проникновения лазерного излучения под действием ультразвука. Показано также уменьшение объемной доли вторичных частиц в металле шва с увеличением мощности ультразвукового воздействия. Исследования микротвердости сварных соединений показали небольшое увеличение значений микротвердости с ультразвуковым воздействием в сравнении с обычной лазерной сваркой. В результате проведенного рентгеноструктурного анализа выяснено, что образцы лазерной сварки с ультразвуковым воздействием 500 Вт имеют наибольший параметр решетки в сравнении с обычной лазерной сваркой и лазерной сваркой с ультразвуковым воздействием мощностью 1000 Вт. Кроме того, сварные швы с мощностью ультразвукового воздействия 500 Вт имеют наибольшие искажения кристаллической решетки среди исследуемых.

Для цитирования: Лазерная сварка с ультразвуковым воздействием алюминиево-магниевого сплава АМг5 / А.В. Воронцов, А.А. Елисеев, К.С. Осипович, Н.Л. Савченко // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 3. – С. 83–96. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.3-83-96.

Введение

Алюминиевые сплавы имеют широкое практическое применение в автомобильной промышленности и авиастроении [1, 2]. Широкая применяемость алюминиевых сплавов обусловлена хорошими конструкционными, коррозионными,

трибологическими свойствами [1–7], низкой плотностью и удовлетворительными механическими свойствами. Практическое использование алюминиевых сплавов обусловлено меньшим общим весом готового изделия, а также более низкой стоимостью конструкций. Для изготовления конструкций из алюминиевых сплавов применяются традиционные методы сварки, например GMAW, GTAW [8–11], наряду с этими методами применяют также сварку трением с перемешиванием [12, 13] и лазерную сварку [14, 15].

*Адрес для переписки

Воронцов Андрей Владимирович, м.н.с.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
 пр. Академический, 2/4,
 634055, г. Томск, Россия

Тел.: +7 (983) 239-3417, e-mail: vav@ispms.ru

Лазерная сварка из-за высокой концентрации энергии в фокусированном луче имеет ряд преимуществ в создании сварных соединений. К преимуществам можно отнести высокую скорость сварки, большую глубину проплавления, достигаемую за один проход, возможность сварки деталей без разделки кромок и без применения присадочной проволоки. Общими проблемами сварки плавлением являются горячие трещины, поры, пониженная твердость металла шва.

Из-за большой отражательной способности и высокой теплопроводности алюминия продолжают работы по исследованиям эффективного поглощения лазерного излучения для разных длин волн [16, 17], а также изучаются общие теории, связанные с лазерным излучением [18]. Для решения общих проблем, возникающих при лазерной сварке, ведутся работы по изучению влияния ультразвукового воздействия на сварочную ванну [19]. Исследуются спектры излучения плазмы в процессе сварки для предотвращения дефектов, порождаемых при лазерной сварке [20, 21], проводится количественная оценка потерь более легкоплавких легирующих элементов, таких как магний, при лазерной сварке [22]. В работах [23–25] изучалось влияние на трещинообразование и твердость сварного шва. Порообразование является актуальной темой при лазерной сварке для многих сплавов на основе алюминия и изучается довольно подробно [26–29]. Влияние ультразвукового воздействия в основном рассматривают как метод измельчения дендритной структуры в сварном шве [30–32] или в процессе литья [33–35]. В работе [30] затрагивается тема растворения частиц в магнито-алюминиевых сплавах под ультразвуковым воздействием при сварке неплавящимся электродом.

В настоящей работе рассматривается влияние ультразвукового воздействия в процессе лазерной сварки Al–Mg-сплава. Показано, что с

добавлением ультразвука плавление происходит более эффективно, чем при обычной лазерной сварке. Рассматривается растворение вторичных частиц под действием ультразвукового воздействия при лазерной сварке. Приведены статистические данные влияния ультразвукового воздействия на порообразование. Кроме того, проведен сравнительный анализ данных рентгеноструктурного анализа.

Методика исследований

Для исследования структуры при лазерной сварке (ЛС) и лазерной сварке с ультразвуковым воздействием (ЛС–УЗ) взяли листовой прокат алюминиевого сплава АМг5 (5083) толщиной 5 мм. Химический состав исследуемого сплава приведен в табл. 1.

Для получения сварных соединений использовали CO₂-лазер с длиной волны 10,6 мкм. Известно [36], что на данной длине волны отражательная способность алюминия составляет более 80 %. Большой коэффициент отражения препятствует эффективному сварочному процессу при лазерной сварке, вводимые в процесс сварки ультразвуковые колебания, как будет показано далее, увеличивают глубину проплавления и общую эффективность сварочного процесса.

Для изучения влияния ультразвукового воздействия на процесс лазерной сварки выбраны три способа изготовления образцов. Способ изготовления образца #1 заключался в методе обычной лазерной сварки. Второй и третий способы изготовления образцов #2 и #3 заключались в использовании в процессе ЛС ультразвукового воздействия 500 и 1000 Вт соответственно. При этом параметры лазерной сварки в этих способах были одинаковыми и имели следующее значение: мощность лазерного излучения составляла 4500 Вт, скорость сварки 1,5 м/мин.

Таблица 1

Table 1

Химический состав алюминиевого сплава АМг5 (массовая доля элементов, %)

Chemical composition of AA5083 (wt%)

Al	Mg	Fe	Si	Mn	Ti	Cu	Be	Zn	Other
Bal	4,8...5,8	До 0,5	До 0,5	0,3...0,8	0,02...0,1	0,1	0,0002...0,005	До 0,2	До 0,1

Схема получения образцов показана на рис. 1. Лазерное излучение 1 было направлено перпендикулярно плоскости свариваемых пластин. Мониторинг линии стыка осуществлялся программным обеспечением при помощи дополнительной цифровой камеры. Фокусировка лазерного излучения производилась на уровне лицевой поверхности пластин. Ультразвуковые колебания передавались в свариваемую заготовку 6 через двухступенчатый сонодрод 3 с твердосплавным индентором на конце. Использовали

магнестрикционный ультразвуковой преобразователь 2, закрепленный на оси вращения 5. Прижим индентора выполнялся пружиной 4 с коэффициентом жесткости $k \sim 150$ Н. Данной силы прижима было достаточно для того, чтобы был непрерывный контакт индентора с поверхностью сварочной заготовки в процессе лазерной сварки с ультразвуковым воздействием. Позиционирование и обеспечение минимального зазора между свариваемыми заготовками производилось прижимами [7, 8].

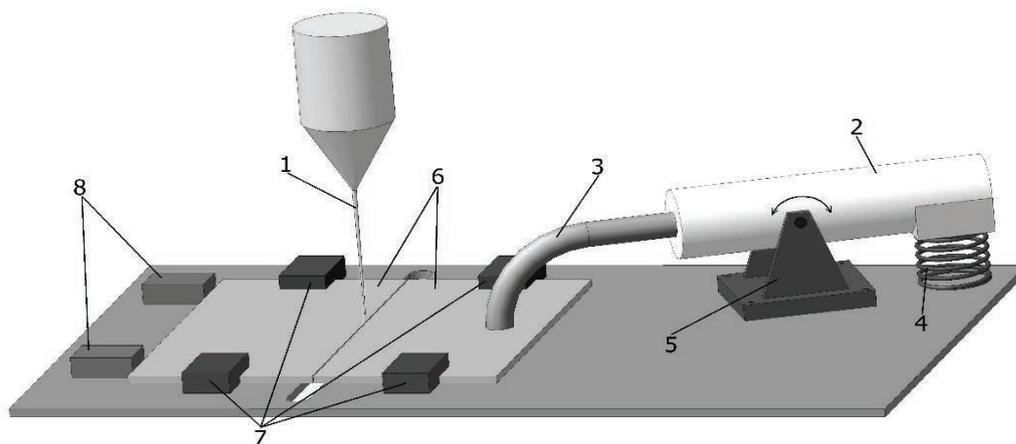


Рис. 1. Схема ЛС–УЗ:

1 – лазерное излучение; 2 – ультразвуковой преобразователь; 3 – сонодрод с закрепленным твердосплавным индентором на конце; 4 – пружина; 5 – крепление УЗ-преобразователя с осью вращения; 6 – свариваемые пластины; 7 – фиксирующий механизм; 8 – механизм минимизации зазора между свариваемыми пластинами

Fig. 1. UALW scheme:

1 – laser beam; 2 – ultrasonic transducer; 3 – sonotrode, with a fixed hard alloy indenter at the end; 4 – spring; 5 – fixing the ultrasonic transducer with the axis of rotation; 6 – weldments; 7 – locking mechanism; 8 – mechanism for the reduction of the gap between the weldment plates

Для металлографических исследований предварительно была произведена пробоподготовка образцов поперечного сечения, схема резки которых показана на рис. 2. Для выявления макроструктуры сварных швов использовали реактив Пултона (2 ml HF, 3 ml HCl, 20 ml HNO₃, 175 ml H₂O) с добавлением 50 ml HNO₃, 40 ml H₂O, 12g CrO₃. Исходя из макроструктуры образцов, анализировали данные об изменении глубины проплавления с использованием ультразвуковых колебаний в процессе лазерной сварки. Для выявления макродефектов и расчета статистической зависимости количества пор на образцах ЛС и ЛС–УЗ проводили исследования на оптическом микроскопе Альтами МЕТ 1С. Измерения микротвердости осуществляли на микротвердометре Dugamin 5 при нагрузке 50 г. Измерения

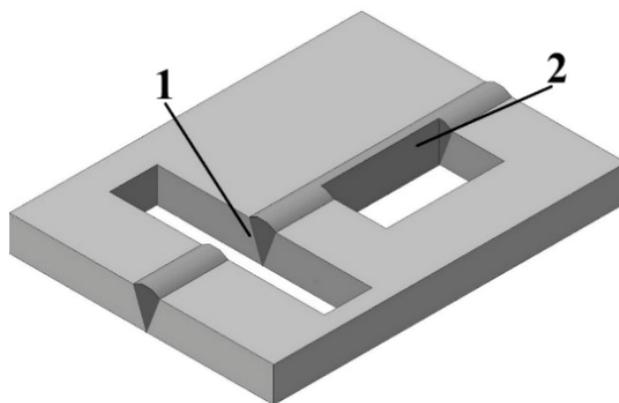


Рис. 2. Схема выреза образцов для металлографических исследований – 1 и рентгеноструктурного анализа – 2

Fig. 2. Scheme of cutting specimens for metallographic studies – 1 and X-ray analysis – 2

проводились по трем горизонтальным линиям шва. Линия I располагалась в полумиллиметре от лицевой стороны шва, линия II – на половине глубины проплавления, линия III – в полумиллиметре от максимальной глубины проплавления. Для исследования структурно-фазового состояния использовался растровый электронный микроскоп Microtrac SM3000. Подготовка образцов для рентгеноструктурного анализа осуществлялась в продольном направлении сварного шва по схеме, представленной на рис. 2. Рентгеноструктурный анализ проводили на установке «ДРОН 7» с Co K α -излучением.

Оценку параметра решетки производили экстраполяцией по Райли, Нельсону, Тейлору и Синклеру. Графическим методом Вильямсона–Холла в квадратичной форме качественно определили микродеформации кристаллической решетки по формуле

$$\varepsilon^{\text{II}} = \frac{\sqrt{k}}{4} 100 \%, \quad (1)$$

где k – тангенс угла наклона прямой.

Номинальные значения суммарной потребляемой энергии E определили, как сумму мощностей лазера P_1 и ультразвукового воздействия P_2 , деленную на скорость сварки V :

$$E = \frac{P_1 + P_2}{V}, \text{ Дж/мм.} \quad (2)$$

При расчете энергозатрат на единицу объема расплавленного металла в процессе сварки E_1 использовали формулу, связывающую величину суммарной потребляемой энергии E

и площадь зоны плавления в поперечном сечении S толщиной 1 мм:

$$E_1 = \frac{E}{S \cdot 1 \text{ мм}}, \text{ Дж/мм}^3. \quad (3)$$

Чтобы рассчитать количество энергии E_2 , необходимое для проплавления сплава вглубь на 1 мм, решили взять величину пути, равную протяженности шва, произведенного за 1 с, т. е. (для простоты) сумму выходных мощностей P_1 и P_2 умножили на секунду и поделили на максимальную глубину проплавления h :

$$E_2 = \frac{(P_1 + P_2) \cdot 1 \text{ с}}{h}, \text{ Дж/мм.} \quad (4)$$

Результаты и обсуждения

На рис. 3 показаны металлографические изображения макроструктуры в поперечном сечении сварных швов после лазерной сварки (а) и ЛС–УЗ (б). В этих соединениях отчетливо видна граница между зоной плавления и основным металлом. Отличительной особенностью лазерной сварки сплава AA5083 является узкая зона термического влияния. В рассмотренных случаях зона термического влияния не выявлена. Граница между зоной плавления и основным металлом ярко выражена.

С целью выявления влияния ультразвуковых колебаний при лазерной сварке полного проплавления во всех случаях не достигалось. Во всех трех случаях наблюдаются макродефекты в виде пор и несплошности, связанные с нестабильным закрытием парогазового канала. Повы-

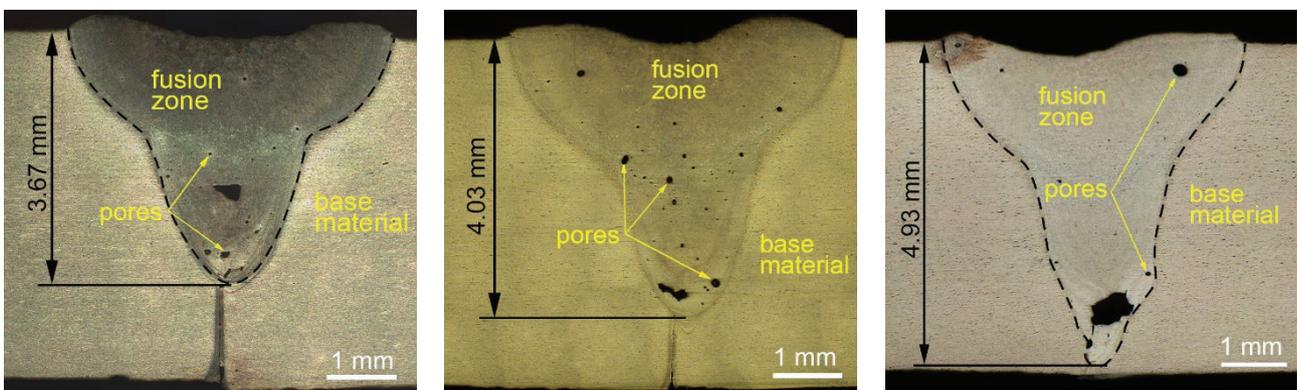


Рис. 3. Макроструктура неразъемных соединений: #1 (а), #2 (б) and #3 (в)

Fig. 3. Macrostructure of welded seams: #1 (a), #2 (б) and #3 (в)

шенная пористость при лазерной сварке многих алюминиевых сплавов является одной из основных проблем.

Ультразвуковое воздействие в процессе лазерной сварки мощностью 500 Вт привело к увеличению глубины проплавления на 10 % по сравнению с обычной лазерной сваркой. Суммарная площадь пор в поперечном сечении уменьшилась на 19 %. Увеличение мощности ультразвукового воздействия до 1000 Вт привело к дальнейшему снижению газовой пористости, но из-за крупного дефекта, вследствие не закрывшегося парогазового канала, общая суммарная площадь несплошностей возросла. Влияние ультразвукового воздействия разной мощности при рассмотрении геометрических размеров зоны плавления проявило себя по-разному. В одном случае установленной мощности УЗ воздействия в 500 Вт наблюдается рост площади зоны плавления, в другом – при увеличении мощности УЗ воздействия до 1000 Вт увеличилась площадь зоны плавления, а также изменилась форма шва в поперечном сечении. На рис. 3, в наблюдается сужение зоны плавления и увеличение глубины проплавления на 34 % по сравнению с обычной ЛС. Площадь зоны плавления в поперечном сечении возросла незначительно по сравнению с добавленным УЗ мощностью 500 Вт в процесс сварки. Результаты измерений суммарной площади несплошностей в поперечном сечении приведены в табл. 2.

Среди проявлений УЗ-воздействия, таких как увеличение глубины проплавления, обеспеченное дополнительно внесенной энергией в процесс ЛС, ультразвуковое воздействие снижает суммарную площадь пор по отношению ко всей площади зоны плавления в поперечном сечении. Ультразвуковое воздействие мощностью 500 Вт

привело также к увеличению площади зоны плавления в поперечном сечении на 15 %. Мощность ультразвукового воздействия в 1000 Вт привело к увеличению площади зоны плавления на 17 %.

При подробном рассмотрении эффекта увеличения площади зоны плавления при лазерной сварке под действием УЗ можно определить общую затраченную энергию на единицу объема расплавленного металла. Обозначим: P_1 – мощность лазерного излучения (в случае ЛС) и $P_{2,3}$ – суммарная мощность лазерного излучения и УЗ-воздействия (в случае ЛС–УЗ), Вт; S_1 и $S_{2,3}$ – площади зоны плавления сварного шва в поперечном сечении при лазерной сварке и совместно с УЗ-воздействием соответственно. E_1 – это удельная энергия плавления, Дж/мм³; E_2 – энергия, необходимая для проплавления вглубь на 1 мм сварного шва протяженностью 25 мм, т. е. расстояние, пройденное за 1 с в процессе сварки, Дж/мм.

В итоге получили, что наиболее эффективное плавление сплава происходит при лазерной сварке с добавлением в процесс УЗ-воздействия мощностью 500 Вт. В этом случае при плавлении одного кубического миллиметра приходится 18,6 Дж/мм³ против 19,2 для обычной ЛС и 20,0 Дж/мм³ для ЛС–УЗ с мощностью УЗ воздействия 1000 Вт.

Вместе с тем, если рассматривать эффективность процесса плавления на глубину проплавления, то, как было сказано выше, с добавленной мощностью УЗ 1000 Вт наблюдается сужение ширины зоны плавления и увеличение глубины проплавления. В случае ЛС глубина проплавления оказалась наименьшей, для проплавления вглубь на 1 мм протяженностью 25 мм необходимо затратить 1226,2 Дж/мм. При добавлении

Таблица 2

Table 2

Геометрические характеристики шва Weld seam geometry

Образец	Глубина проплавления, мм	Общая площадь дефектов S_d , мм ²	Площадь зоны плавления S_{fz} , мм ²	$100 \cdot S_d / S_{fz}$, %
#1 (ЛС)	3,67	0,11	9,37	1,29
#2 (ЛС–УЗ 500)	4,03	0,09	10,76	0,84
#3 (ЛС–УЗ 1000)	4,93	0,29	11,00	2,64

в процесс ЛС ультразвукового воздействия мощностью 500 Вт эффективность проплавления в глубину повысилась, энергозатраты на проплавление вглубь слоя толщиной 1 мм понизились до 1166,3 Дж/мм. Наиболее эффективным с точки зрения глубины проплавления оказалось ультразвуковое воздействие мощностью 1000 Вт. При том что в данном случае наблюдается уменьшение ширины шва, затраченная энергия на миллиметр глубины проплавления оказалась наименьшей из всех представленных случаев и составила 953,4 Дж/мм. Результаты расчетов затраченной энергии в процессе ЛС и ЛС-УЗ представлены в табл. 3.

Посчитаны также номинальные значения суммарной потребляемой энергии E – это сумма выходных мощностей лазерного и ультразвукового источника, деленная на скорость сварки.

Таблица 3

Table 3

Затраченная энергия в процессе ЛС и ЛС-УЗ
Energy input in the process of LW and UALW

Образец	#1	#2	#3
P_i , Вт	4500	5000	5500
S_i , мм ²	9,37	10,76	11,00
V , мм/с	25	25	25
E_1 , Дж/мм ³	19,2	18,6	20,0
E_2 , Дж/мм	1226,2	1166,3	953,4

Соответственно для образцов #1, #2 и #3 получили значения 180, 200 и 220 Дж/мм соответственно.

Ввиду большой отражательной способности лазерного излучения на длине волны 10,6 мкм алюминием и сплавов на его основе эффективность лазерной сварки без дополнительного источника энергии невысока. Вместе с тем при включении в процесс сварки ультразвукового воздействия эффективность проплавления в глубину увеличилась, причем с увеличением мощности ультразвука эффективность проплавления увеличилась нелинейно.

На рис. 4 приведены РЭМ-изображения зоны плавления образцов #1, #2 и #3 в режиме фазового контраста.

В виде контрастных темных объектов на изображениях представлены микропоры, которые занимают около 0,5 % площади металла шва во всех исследуемых образцах. В виде светлых контрастных объектов на изображениях присутствуют частицы стабильных вторичных фаз. Методом энергодисперсионного анализа было установлено, что это преимущественно частицы $\beta(\text{Mg}_2\text{Al}_3)$, Al_6Mn , Mg_2Si , AlFeSiMn и прочих фаз нестехиометрического состава. В табл. 4 приведены результаты измерений объемной доли и средних размеров частиц стабильных вторичных фаз в зонах плавления образцов #1, #2 и #3, а также в основном материале.

Количественные данные показывают, что ультразвуковое воздействие в процессе лазер-

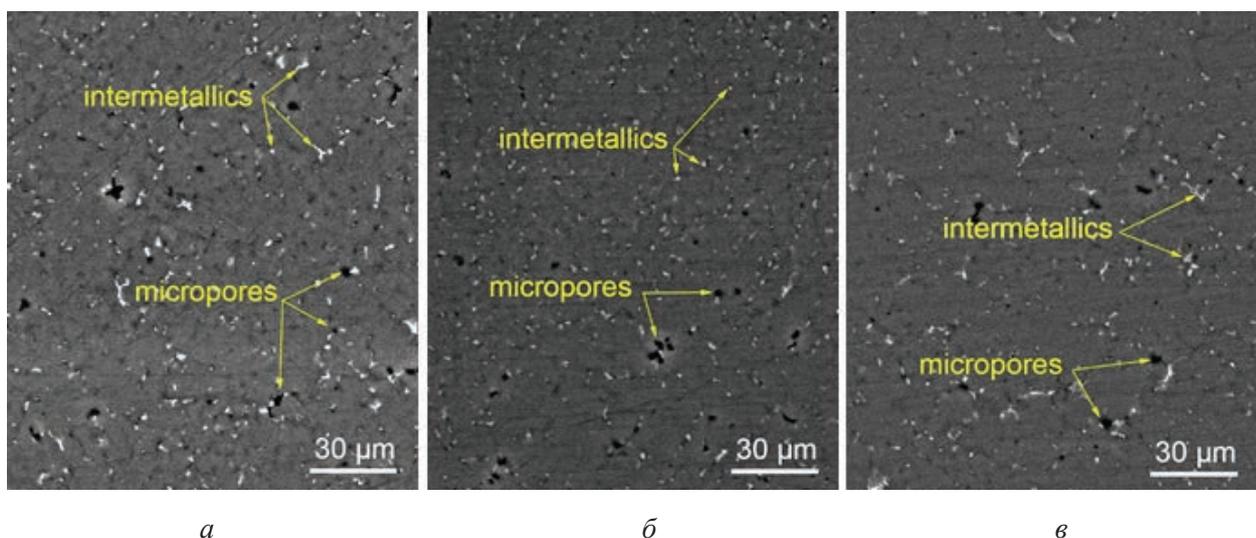


Рис. 4. РЭМ-изображения микроструктуры зоны плавления образцов: #1 (а), #2 (б) и #3 (в)

Fig. 4. SEM images of the melting zone of specimens: #1 (a), #2 (b) and #3 (c)

Характеристики структурно-фазового состояния
Characteristics of the structural-phase state

Образец	Объемная доля частиц f_v , %	Средний размер частиц d , μm	Фактор дисперсности f_v/d , μm^{-1}
#1 (ЛС)	$2,38 \pm 0,06$	$1,2 \pm 0,8$	1,98
#2 (ЛС-У3500)	$1,45 \pm 0,08$	$0,8 \pm 0,5$	1,81
#3 (ЛС-У31000)	$1,30 \pm 0,08$	$0,9 \pm 0,6$	1,43
Основной материал	$2,1 \pm 0,1$	3 ± 2	0,7

ной сварки привело к уменьшению объемной доли частиц стабильных вторичных фаз. Уменьшение объемной доли частиц связано с тем, что ультразвуковое воздействие во время сварки благополучно влияет на их растворение. Средний размер вторичных частиц в образцах #1, #2 и #3 изменяется в пределах погрешности ввиду большой разноразмерности частиц. Показатели дисперсности в этих образцах также имеют близкие значения. Однако статистическая обработка размеров вторичных частиц показывает (рис. 5), что пик нормального распределения размеров в образцах #2 и #3 смещен в сторону меньших значений. Таким образом, ультразвуковое воздействие в процессе лазерной сварки также привело к уменьшению размеров частиц стабильных вторичных фаз.

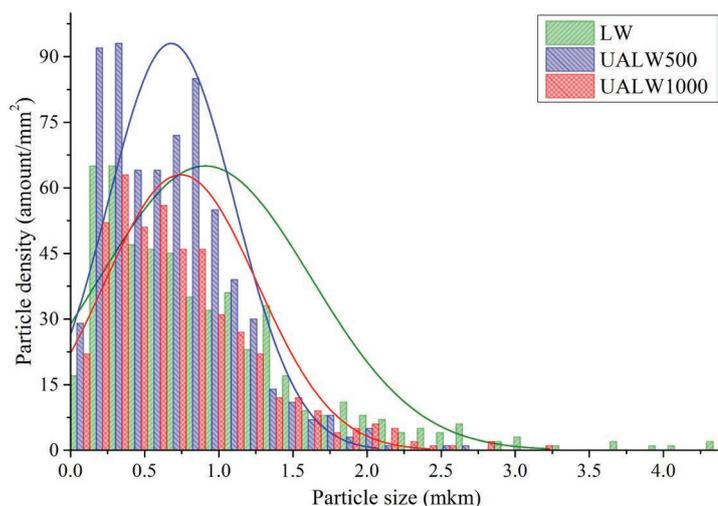


Рис. 5. Гистограмма распределения количества частиц и размеров вторичных частиц

Fig. 5. Particle number and particle size distribution histogram

По сравнению с основным металлом размер вторичных частиц в зоне плавления обоих образцов значительно меньше, также изменилась и форма частиц. На рис. 6 представлены РЭМ-изображения границы зоны плавления и основного металла. В основном металле вторичные частицы имеют преимущественно вытянутую по направлению проката форму и сложное строение, а также присутствуют мелкие округлые частицы (см. рис. 3). В процессе лазерной сварки частицы растворяются, а затем снова выделяются из твердого раствора прежней объемной долей. При ультразвуковом воздействии объемная доля вторичных частиц становится меньше, чем в основном металле, что говорит о более существенном растворении этих частиц.

При лазерной сварке с ультразвуковым воздействием, так же как и при обычной лазерной сварке, граница между зоной плавления и основным металлом остается ярко выраженной. Исследованные три зоны образцов, полученных лазерной сваркой с ультразвуковым воздействием, отличны от образцов, полученных в отсутствие ультразвукового воздействия. Для всех образцов наблюдаются локальные понижения значений микротвердости, которые связаны с частичным захватом микропор индентором. При этом с учетом потерь магния, как основного легирующего элемента [22], также наблюдается существенное понижение микротвердости. В целом влияние ультразвука на микротвердость оценивается как положительное. На рис. 7 во всех исследованных зонах наблюдается небольшое увеличение микротвердости. Красные и синие линии на графиках распределения микротвердости –

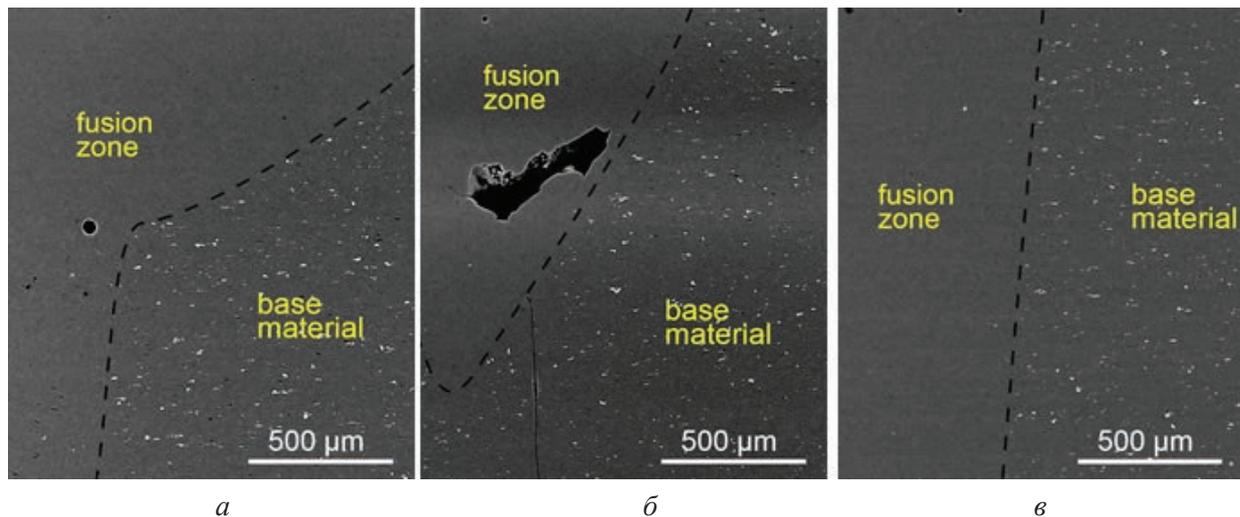


Рис. 6. РЭМ-изображения границы раздела зоны плавления и основного металла в образцах: #1 (а), #2 (б) и #3 (в)

Fig. 6. SEM images of the melting zone and base metal interface in specimens: #1 (a), #2 (b) and #3 (c)

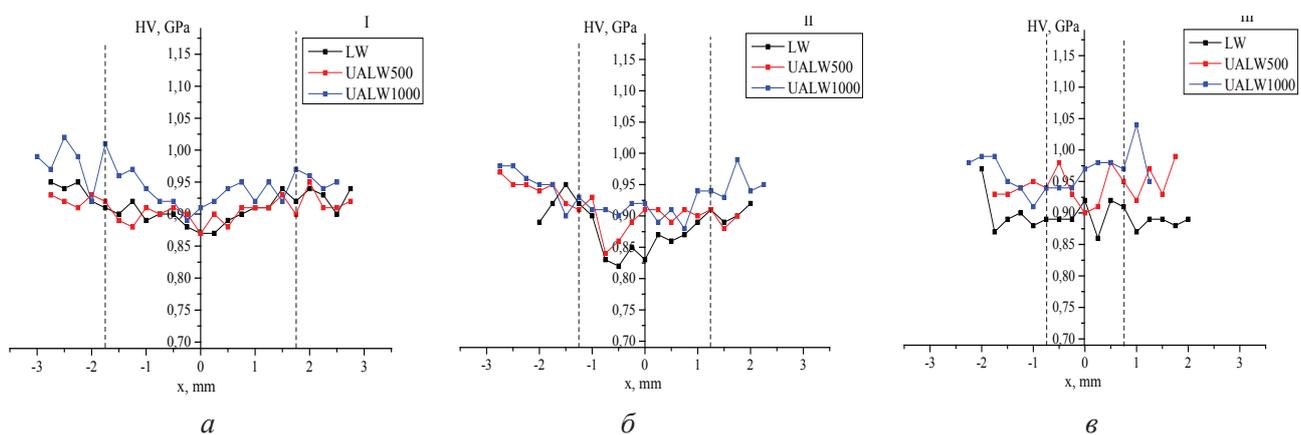


Рис. 7. Измерения микротвердости образцов #1, #2 and #3:

а – измерения в полумиллиметре от лицевой стороны шва; б – измерения на половине глубины проплавления; в – измерения в полумиллиметре от максимальной глубины проплавления

Fig. 7. Microhardness measurements of specimens #1, #2 and #3:

а – measurements in half a millimeter from the front side of the seam; б – measurements in half a depth of penetration; в – measurements in half a millimeter from the maximum penetration depth

лазерная сварка с ультразвуковым воздействием 500 и 1000 Вт соответственно.

При рассмотрении результатов рентгеноструктурного анализа произведена съемка исходного материала по симметричной схеме. Прецизионное определение параметра решетки проводили методом экстраполяции зависимости параметра решетки от экстраполяционной функции по Райли, Нельсону, Тейлору и Синклеру. В результате параметр решетки алюминиево-магниевого сплава в исходном состоянии состав-

ляет 4.0694 \AA , данная зависимость показана на рис. 8, а.

При построении графиков экстраполяции для образцов лазерной сварки выявлено следующее. В случае обычной лазерной сварки экстраполяция на 90° дает параметр решетки, равный $4,0609 \pm 0,0004 \text{ \AA}$ (рис. 8, б). Образцы #2 и #3 имеют параметр решетки $4,0641 \pm 0,0021$ и $4,0597 \pm 0,0008 \text{ \AA}$ соответственно. Как видно, образец #2 имеет параметр решетки больше, чем в образцах сварки #1 и #3. Параметр решетки в

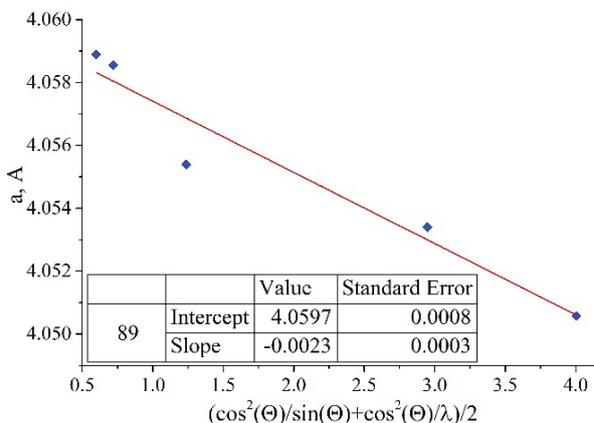
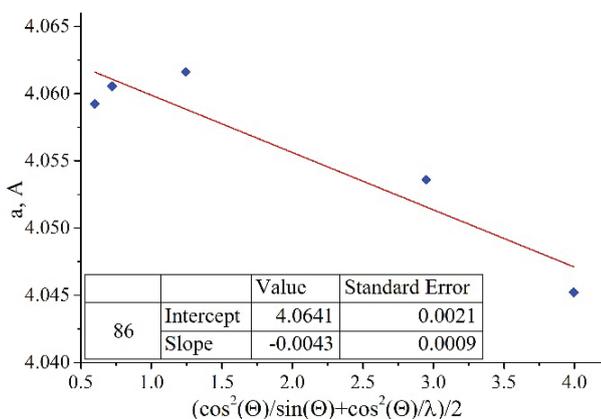
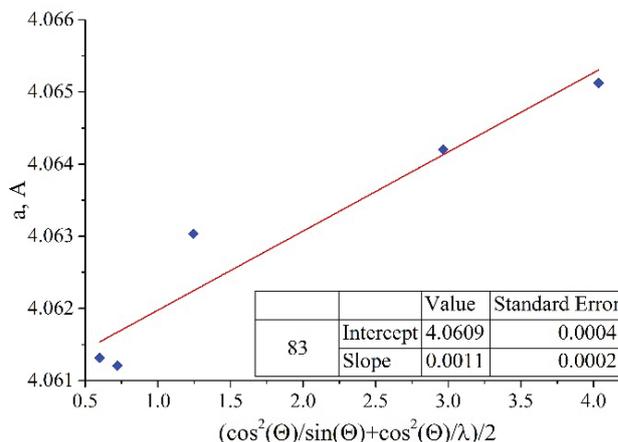
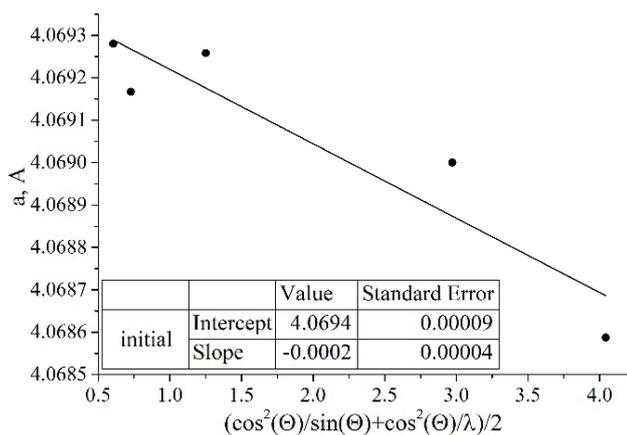


Рис. 8. Экстраполяция по Райли, Нельсону, Тейлору и Синклеру:

a – исходный материал; *б* – образец лазерной сварки без УЗ; *в* – образец лазерной сварки с мощностью УЗ 500 Вт; *г* – образец лазерной сварки с мощностью УЗ 1000 Вт

Fig. 8. Riley, Nelson, Taylor and Sinclair extrapolation:

a – initial material; *б* – laser welding sample without ultrasonic welding; *в* – laser welding sample with ultrasonic power 500 W; *г* – laser welding sample with ultrasonic power 1000 W

образце #2 более близок к параметру решетки исходного материала. Мы предполагаем, что добавленная мощность УЗ в 500 Вт наиболее эффективна для перераспределения магния в твердом растворе.

Для качественного сравнения микродеформаций в сварных швах использовали графический метод Вильямсона–Холла.

$$y = (1,15803 \cdot 10^{-5})x + 7,66002 \cdot 10^{-5}, \quad (5)$$

$$y = (2,3685 \cdot 10^{-5})x - 1,2114 \cdot 10^{-4}, \quad (6)$$

$$y = (1,18942 \cdot 10^{-5})x - 2,58412 \cdot 10^{-5}. \quad (7)$$

После нахождения из уравнений (5)–(7) тангенса угла наклона экстраполяционной прямой

по методу Вильямсона–Холла в квадратичной форме воспользовались формулой (1) и получили следующий результат. Оказалось, что у образцов #1 и #3 значения микродеформаций равны в пределах погрешности и составили $\epsilon^{\text{II}} = 0,085 \%$, что является небольшой величиной. В исследуемом образце лазерной сварки #2 с ультразвуковым воздействием мощностью 500 Вт значение микродеформаций составляет $\epsilon^{\text{II}} = 0,122 \%$, что больше, чем в образцах обычной ЛС и ЛС–УЗ с мощностью ультразвукового воздействия 1000 Вт. Как описано выше, параметр решетки образца #2 также отличен от параметра решетки образцов #1 и #3.

Выводы

Исследованы образцы лазерной сварки алюминиево-магниевого сплава, в том числе и с ультразвуковым воздействием. В результате проделанной работы сделаны следующие выводы.

Под ультразвуковым воздействием в процессе лазерной сварки изменяется форма шва, а также уменьшается количество газовых пор.

Произведенная количественная оценка энергозатрат на объемную долю переплавленного металла под действием ультразвука показала, что наиболее эффективной мощностью ультразвукового воздействия является 500 Вт. Для наиболее эффективного проплавления вглубь лазерным излучением требуется 1000 Вт мощности ультразвукового воздействия.

С увеличением мощности ультразвукового воздействия в 1.8 раза уменьшается объемная доля вторичных частиц в металле шва.

Образцы лазерной сварки с ультразвуковым воздействием мощностью 500 Вт имеют наиболее близкий параметр решетки к исходному материалу, а также с мощностью ультразвукового воздействия 500 Вт сварные швы имеют наибольшие искажения кристаллической решетки среди исследуемых.

Список литературы

1. Formation of the surface gradient structures during adhesive friction of tribocoupling parts from dissimilar materials / A.V. Chumaevskii, K.N. Kalashnikov, T.A. Kalashnikova, A.N. Ivanov, A.V. Gusarova // AIP Conference Proceedings. – 2018. – Vol. 2051. – DOI: 10.1063/1.5083301.
2. Influence of the configuration of the counterbody and the test temperature on the structure of the aluminum alloy AA2024 under the adhesion-diffusion friction / A.V. Chumaevskii, A.V. Gusarova, K.N. Kalashnikov, T.A. Kalashnikova, A.N. Ivanov // AIP Conference Proceedings. – 2018. – Vol. 2051. – DOI: 10.1063/1.5083298.
3. Morphology of surface structures of aluminum alloy AA5056 samples subjected to dry friction by means of friction stir processing / K.N. Kalashnikov, T.A. Kalashnikova, A.V. Chumaevskii, A.V. Gusarova, A.N. Ivanov // AIP Conference Proceedings. – 2018. – Vol. 2051. – P. 1–5. – DOI: 10.1063/1.5083354.
4. Structure modification of AA2024 alloy in the zone of tribological contact during friction under the severe thermomechanical action / A.V. Chumaevskii, K.N. Kalashnikov, T.A. Kalashnikova, A.V. Gusarova, A.N. Ivanov // AIP Conference Proceedings. – 2018. – Vol. 2051. – DOI: 10.1063/1.5083299.
5. Structure of the material in the formation region of gradient structures of dissimilar metals obtained by fric-

tion stir processing / A.V. Chumaevskii, K.N. Kalashnikov, T.A. Kalashnikova, A.V. Gusarova, A.N. Ivanov // AIP Conference Proceedings. – 2018. – Vol. 2051. – DOI: 10.1063/1.5083300.

6. Towards aging in a multipass friction stir-processed AA2024 / K.N. Kalashnikov, S.Y. Tarasov, A.V. Chumaevskii, S.V. Fortuna, A.A. Eliseev, A.N. Ivanov // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2019. – Vol. 103 (5). – P. 2121–2132. – DOI: 10.1007/s00170-019-03631-3.

7. Structure and mechanical properties of aluminum 1560 alloy after severe plastic deformation by groove pressing / E.N. Moskvichev, V.A. Skripnyak, V.V. Skripnyak, A.A. Kozulin, D.V. Lychagin // Physical Mesomechanics. – 2018. – Vol. 21. – P. 515–522. – DOI: 10.1134/S1029959918060061.

8. Molten pool behaviors and their influences on welding defects in narrow gap GMAW of 5083 Al-alloy / C. Zhu, J. Cheon, X. Tang, S.-J. Na, H. Cui // International Journal of Heat and Mass Transfer. – 2018. – Vol. 126. – P. 1206–1221. – DOI: 10.1016/J.IJHEATMASSTRANSFER.2018.05.132.

9. Guo H., Hu J., Tsai H.L. Formation of weld crater in GMAW of aluminum alloys // International Journal of Heat and Mass Transfer. – 2009. – Vol. 52. – P. 5533–5546. – DOI: 10.1016/J.IJHEATMASSTRANSFER.2009.06.028.

10. Prasad V.V., Lingaraju D. Effect of different edge preparations on the tensile and hardness properties of gtaW welded 6082 aluminum alloy // Materials Today: Proceedings. – 2017. – Vol. 4. – P. 157–165. – DOI: 10.1016/J.MATPR.2017.01.009.

11. Bai Y., Gao H., Qiu L. Droplet transition for plasma-MIG welding on aluminium alloys // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2010. – Vol. 20. – P. 2234–2239. – DOI: 10.1016/S1003-6326(10)60634-6.

12. Structural phase evolution in ultrasonic-assisted friction stir welded 2195 aluminum alloy joints / A.A. Eliseev, S.V. Fortuna, T.A. Kalashnikova, A.V. Chumaevskii, E.A. Kolubaev // Russian Physics Journal. – 2017. – Vol. 60. – P. 1022–1026. – DOI: 10.1007/s11182-017-1172-x.

13. Tensile strength on friction stir processed AMg5 (5083) aluminum alloy / A.V. Chumaevskii, A.A. Eliseev, A.V. Filippov, V.E. Rubtsov, S.Y. Tarasov // AIP Conference Proceedings. – 2016. – Vol. 1783. – P. 5–9. – DOI: 10.1063/1.4966320.

14. Microstructure and mechanical properties of newly developed aluminum-lithium alloy 2A97 welded by fiber laser / B. Fu, G. Qin, X. Meng, Y. Ji, Y. Zou, Z. Lei // Materials Science and Engineering A. – 2014. – Vol. 617. – P. 1–11. – DOI: 10.1016/j.msea.2014.08.038.

15. Laser spot welding of laser textured steel to aluminium / G. Pardal, S. Meco, A. Dunn, S. Williams, S. Ganguly, D.P. Hand, K.L. Wlodarczyk // Journal of Materials Processing Technology. – 2017. – Vol. 241. – P. 24–35. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.10.025.



16. *Paleocrassas A.* Feasibility investigation of laser welding aluminum alloy 7075-T6 through the use of a 300 W, single-mode, Ytterbium fiber optic laser. – North Carolina State University, 2005.

17. Fibre laser welding of aluminium alloy / S. Kayama, H. Nagayama, M. Mizutani, Y. Kawahito // *Welding International.* – 2009. – Vol. 23. – P. 744–752. – DOI: 10.1080/09507110902836911.

18. *Alzahrani F.S., Abbas I.A.* Fractional order theory in a semiconductor medium photogenerated by a focused laser beam // *Physical Mesomechanics.* – 2018. – Vol. 21. P. 117–123. – DOI: 10.1134/S1029959918020042.

19. *Nothdurft S., Springer A., Kaieler S.* Influencing the weld pool during laser welding // *Advances in Laser Materials Processing.* – Cambridge, MA: Woodhead Publishing, 2018. – Ch. 10. – DOI: 10.1016/B978-0-08-101252-9.00010-8.

20. Laser-induced plasma in CO(2) laser welding aluminum alloys / X.B. Wang, P. Ding, J.F. Qi, R.S. Xiao, T.C. Zuo // *Conference on Lasers and Electro-Optics/Pacific Rim.* – Shanghai, China, 2009. – Vol. 1–2. – P. 1083–1084.

21. Characteristics of plasma plume in fiber laser welding of aluminum alloy / M. Gao, C. Chen, M. Hu, L. Guo, Z. Wang, X. Zeng // *Applied Surface Science.* – 2015. – Vol. 326. – P. 181–186. – DOI: 10.1016/j.apusc.2014.11.136.

22. Magnesium loss in Nd:YAG pulsed laser welding of aluminum alloys / Z.M. Beiranvand, F.M. Ghaini, H. Naffakh-moosavy, M. Sheikhi, M.J. Torkamany // *Metallurgical and Materials Transactions B.* – 2018. – Vol. 49 (5). – P. 2896–2905. DOI: 10.1007/s11663-018-1315-7.

23. *Yamaoka H.* Microstructural control of laser-welded aluminium alloys // *Welding International.* – 2001. – Vol. 15. – P. 845–850. – DOI: 10.1080/09507110109549454.

24. Mechanical constraint intensity effects on solidification cracking during laser welding of aluminum alloys / X. Wang, F. Lu, H.P. Wang, H. Cui, X. Tang, Y. Wu // *Journal of Materials Processing Technology.* – 2015. – Vol. 218. – P. 62–70. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.11.037.

25. Using pulse shaping to control temporal strain development and solidification cracking in pulsed laser welding of 6082 aluminum alloys / P. Von Witzendorff, S. Kaieler, O. Suttman, L. Overmeyer // *Journal of Materials Processing Technology.* – 2015. – Vol. 225. – P. 162–169. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.06.007.

26. Reduction of porosity content generated during Nd:YAG laser welding of A356 and AA5083 aluminium alloys / A. Haboudou, P. Peyre, A.B. Vannes, G. Peix // *Materials Science and Engineering: A.* –

2003. – Vol. 363. – P. 40–52. – DOI: 10.1016/S0921-5093(03)00637-3.

27. Porosity in fiber laser formation of 5A06 aluminum alloy / Y. Yu, C. Wang, X. Hu, J. Wang, S. Yu // *Journal of Mechanical Science and Technology.* – 2010. – Vol. 24. – P. 1077–1082. – DOI: 10.1007/s12206-010-0309-4.

28. Numerical study of keyhole dynamics and keyhole-induced porosity formation in remote laser welding of Al alloys / R. Lin, H. Wang, F. Lu, J. Solomon, B.E. Carlson // *Journal of Heat and Mass Transfer.* 2017. – Vol. 108. – P. 244–256. – DOI: 10.1016/J.IJHEATMASSTRANSFER.2016.12.019.

29. Characteristics and formation mechanism of sidewall pores in NG-GMAW of 5083 Al-alloy / C. Zhu, X. Tang, Y. He, F. Lu, H. Cui // *Journal of Materials Processing Technology.* – 2016. – Vol. 238. – P. 274–283. – DOI: 10.1016/J.JMATPROTEC.2016.07.032.

30. *Yang F., Zhou J., Ding R.* Ultrasonic vibration assisted tungsten inert gas welding of dissimilar magnesium alloys // *Journal of Materials Science and Technology.* – 2018. – Vol. 34 (12). – P. 2240–2245. – DOI: 10.1016/J.JMST.2018.06.009.

31. Analysis on welding characteristics of ultrasonic assisted laser welding of AZ31B magnesium alloy / Z. Lei, J. Bi, P. Li, T. Guo, Y. Zhao, D. Zhang // *Optics and Laser Technology.* – 2018. – Vol. 105. – P. 15–22. – DOI: 10.1016/J.OPTLASTEC.2018.02.050.

32. Grain fragmentation in ultrasonic-assisted TIG weld of pure aluminum / Q. Chen, S. Lin, C. Yang, C. Fan, H. Ge // *Ultrasonics Sonochemistry.* – 2017. – Vol. 39. – P. 403–413. – DOI: 10.1016/J.ULTSONCH.2017.05.001.

33. The role of ultrasonic treatment in refining the as-cast grain structure during the solidification of an Al–2Cu alloy / G. Wang, M.S. Dargusch, M. Qian, D.G. Eskin, D.H. StJohn // *Journal of Crystal Growth.* – 2014. – Vol. 408. – P. 119–124. – DOI: 10.1016/J.JCRYSGRO.2014.09.018.

34. The effect of ultrasonic treatment on the mechanisms of grain formation in as-cast high purity zinc / B. Nagasivamuni, G. Wang, D.H. StJohn, M.S. Dargusch // *Journal of Crystal Growth.* – 2018. – Vol. 495. – P. 20–28. – DOI: 10.1016/J.JCRYSGRO.2018.05.006.

35. Effect of high density ultrasonic on the microstructure and refining property of Al–5Ti–0.25C grain refiner alloy / Y.L. Li, H.K. Feng, F.R. Cao, Y.B. Chen, L.Y. Gong // *Materials Science and Engineering: A.* – 2008. – Vol. 487. – P. 518–523. – DOI: 10.1016/J.MSEA.2007.11.067.

36. *Hatch J.E.* Aluminum: properties and physical metallurgy. – Ohio: ASM International, 1996. – ISBN 0871701766.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Ultrasonic Laser Welding of AA5083 Aluminum-Magnesium Alloy

Andrey Vorontsov ^{a, *}, Alexander Eliseev ^b, Kseniya Osipovich ^c, Nikolai Savchenko ^d

Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the RAS, 2/4 pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

^a <http://orcid.org/0000-0002-4334-7616>, vav@ispms.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0001-5273-9729>, alan@ispms.ru,
^c <https://orcid.org/0000-0001-9534-775X>, osipovich_k@ispms.tsc.ru, ^d <http://orcid.org/0000-0001-8254-5853>, savnick@ispms.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 17 June 2019
 Revised: 02 July 2019
 Accepted: 15 July 2019
 Available online: 15 September 2019

Keywords:

Laser welding
 Aluminum-magnesium alloy
 Weld seam structure
 Seam meta

Funding

This work was financially supported by Russian Federation Ministry of Education and Science (Agreement No 14.607.21.0190, project identifier RFMEFI60717X0190)

ABSTRACT

Introduction. Laser welding is one of the most effective methods of welded seams formation. High welding speed, ability to weld without the use of filler wire make laser welding one of the most promising welding methods. Another advantage over traditional arc welding is the ability to weld parts in a single pass without cutting edges. Laser welding continuously expands the range of applications, but still it is difficult to apply this type of welding to some materials. These materials include aluminum-magnesium alloys. Due to the various thermal properties of the aluminum matrix and magnesium, the main alloying element is burned out. Another problem in laser welding of Al-Mg alloys is high porosity. As a result, laser welded seams of Al-Mg alloys cannot be used in manufacture due to its low strength. **The purpose of the work** is to study the effect of ultrasonic influence on the formation structure of the welded seam of AA5083 alloy, obtained by laser welding. **Results and discussions.** Specimens of conventional laser welding and ultrasonic assisted laser welding are obtained. It is shown that under ultrasonic influence in the process of laser welding the shape of the weld changes. It is not possible to obtain a welded seam without pores, but it is shown that the number of gas pores decreases under ultrasonic influence. Quantitative estimation of energy investments on a volume fraction of the melted metal and value of penetration of laser radiation under the influence of ultrasound is carried out. It is also shown that the volume fraction of secondary particles in the weld metal decreases with an increase in the power of ultrasonic influence. Studies of microhardness welded seams showed a slight increase in microhardness values with ultrasonic influence in comparison with conventional laser welding. As a result of X-ray analysis it was found out that laser welding samples with ultrasonic influence with power 500 W have the nearest parameter of the lattice to the initial material. Also with the power of ultrasonic influence of 500 W the welded seams have the greater distortion of the crystal lattice among the examined ones.

For citation: Vorontsov A.V., Eliseev A.A., Osipovich K.S., Savchenko N.L. Ultrasonic laser welding of AA5083 aluminum-magnesium alloy. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 3, pp. 83–96. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.3-83-96. (In Russian).

References

1. Chumaevskii A.V., Kalashnikov K.N., Kalashnikova T.A., Ivanov A.N., Gusarova A.V. Formation of the surface gradient structures during adhesive friction of tribocoupling parts from dissimilar materials. *AIP Conference Proceedings*, 2018, vol. 2051. DOI: 10.1063/1.5083301.
2. Chumaevskii A.V., Gusarova A.V., Kalashnikov K.N., Kalashnikova T.A., Ivanov A.N. Influence of the configuration of the counterbody and the test temperature on the structure of the aluminum alloy AA2024 under the adhesion-diffusion friction. *AIP Conference Proceedings*, 2018, vol. 2051. DOI: 10.1063/1.5083298.
3. Kalashnikov K.N., Kalashnikova T.A., Chumaevskii A.V., Gusarova A.V., Ivanov A.N. Morphology of surface structures of aluminum alloy AA5056 samples subjected to dry friction by means of friction stir processing. *AIP Conference Proceedings*, 2018, vol. 2051, pp. 1–5. DOI: 10.1063/1.5083354.

* Corresponding author

Vorontsov Andrey V., Research assistant
 Institute of Strength Physics and Materials Science
 of the Siberian Branch of the RAS
 2/4 pr. Akademicheskii,
 634055, Tomsk, Russian Federation
 Tel.: +7 (983) 239-3417, e-mail: vav@ispms.ru

4. Chumaevskii A.V., Kalashnikov K.N., Kalashnikova T.A., Gusarova A.V., Ivanov A.N. Structure modification of AA2024 alloy in the zone of tribological contact during friction under the severe thermomechanical action. *AIP Conference Proceedings*, 2018, vol. 2051. DOI: 10.1063/1.5083299.
5. Chumaevskii A.V., Kalashnikov K.N., Kalashnikova T.A., Gusarova A.V., Ivanov A.N. Structure of the material in the formation region of gradient structures of dissimilar metals obtained by friction stir processing. *AIP Conference Proceedings*, 2018, vol. 2051. DOI: 10.1063/1.5083300.
6. Kalashnikov K.N., Tarasov S.Y., Chumaevskii A.V., Fortuna S.V., Eliseev A.A., Ivanov A.N. Towards aging in a multipass friction stir-processed AA2024. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, vol. 103 (5), pp. 2121–2132. DOI: 10.1007/s00170-019-03631-3.
7. Moskvichev E.N., Skripnyak V.A., Skripnyak V.V., Kozulin A.A., Lychagin D.V. Structure and mechanical properties of aluminum 1560 alloy after severe plastic deformation by groove pressing // *Physical Mesomechanics*, 2018, vol. 21, pp. 515–522. DOI: 10.1134/S1029959918060061.
8. Zhu C., Cheon J., Tang X., Na S.-J., Cui H. Molten pool behaviors and their influences on welding defects in narrow gap GMAW of 5083 Al-alloy. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2018, vol. 126, pp. 1206–1221. DOI: 10.1016/J.IJHEATMASSTRANSFER.2018.05.132.
9. Guo H., Hu J., Tsai H.L. Formation of weld crater in GMAW of aluminum alloys. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2009, vol. 52, pp. 5533–5546. DOI: 10.1016/J.IJHEATMASSTRANSFER.2009.06.028.
10. Prasad V.V., Lingaraju D. Effect of different edge preparations on the tensile and hardness properties of gtaw welded 6082 aluminum alloy. *Materials Today: Proceedings*, 2017, vol. 4, pp. 157–165. DOI: 10.1016/J.MATPR.2017.01.009.
11. Bai Y., Gao H., Qiu L. Droplet transition for plasma-MIG welding on aluminium alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010, vol. 20, pp. 2234–2239. DOI: 10.1016/S1003-6326(10)60634-6.
12. Eliseev A.A., Fortuna S.V., Kalashnikova T.A., Chumaevskii A.V., Kolubaev E.A. Structural phase evolution in ultrasonic-assisted friction stir welded 2195 aluminum alloy joints. *Russian Physics Journal*, 2017, vol. 60, pp. 1022–1026. DOI: 10.1007/s11182-017-1172-x.
13. Chumaevskii A.V., Eliseev A.A., Filippov A.V., Rubtsov V.E., Tarasov S.Y. Tensile strength on friction stir processed AMg5 (5083) aluminum alloy. *AIP Conference Proceedings*, 2016, vol. 1783, pp. 5–9. DOI: 10.1063/1.4966320.
14. Fu B., Qin G., Meng X., Ji Y., Zou Y., Lei Z. Microstructure and mechanical properties of newly developed aluminum-lithium alloy 2A97 welded by fiber laser // *Materials Science and Engineering A*. – 2014. – Vol. 617. – P. 1–11. – DOI: 10.1016/j.msea.2014.08.038.
15. Pardal G., Meco S., Dunn A., Williams S., Ganguly S., Hand D.P., Wlodarczyk K.L. Laser spot welding of laser textured steel to aluminium. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, vol. 241, pp. 24–35. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.10.025.
16. *Paleocrassas A.* Feasibility investigation of laser welding aluminum alloy 7075-t6 through the use of a 300 W, single-mode, Ytterbium fiber optic laser. North Carolina State University, 2005.
17. Katayama S., Nagayama H., Mizutani M., Kawahito Y. Fibre laser welding of aluminium alloy. *Welding International*, 2009, vol. 23, pp. 744–752. DOI: 10.1080/09507110902836911.
18. Alzahrani F.S., Abbas I.A. Fractional order theory in a semiconductor medium photogenerated by a focused laser beam. *Physical Mesomechanics*, 2018, vol. 21, pp. 117–123. DOI: 10.1134/S1029959918020042.
19. Nothdurft S., Springer A., Kaielerle S. Influencing the weld pool during laser welding. *Advances in laser materials processing*. Cambridge, MA, Woodhead Publishing, 2018, ch. 10. DOI: 10.1016/B978-0-08-101252-9.00010-8.
20. Wang X.B., Ding P., Qi J.F., Xiao R.S., Zuo T.C. Laser-induced plasma in CO(2) laser welding aluminum alloys. *Conference on Lasers and Electro-Optics/Pacific Rim*, Shanghai, China, 2009, vol. 1–2, pp. 1083–1084.
21. Gao M., Chen C., Hu M., Guo L., Wang Z., Zeng X. Characteristics of plasma plume in fiber laser welding of aluminum alloy. *Applied Surface Science*, 2015, vol. 326, pp. 181–186. DOI: 10.1016/j.apsusc.2014.11.136.
22. Beiranvand Z.M., Ghaini F.M., Naffakh-moosavy H., Sheikhi M., Torkamany M.J. Magnesium loss in Nd:YAG pulsed laser welding of aluminum alloys. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2018, vol. 49 (5), pp. 2896–2905. DOI: 10.1007/s11663-018-1315-7.
23. Yamaoka H. Microstructural control of laser-welded aluminium alloys. *Welding International*, 2001, vol. 15, pp. 845–850. DOI: 10.1080/09507110109549454.
24. Wang X., Lu F., Wang H.P., Cui H., Tang X., Wu Y. Mechanical constraint intensity effects on solidification cracking during laser welding of aluminum alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, vol. 218, pp. 62–70. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.11.037.

25. Witzendorff P. Von, Kaielerle S., Suttmann O., Overmeyer L. Using pulse shaping to control temporal strain development and solidification cracking in pulsed laser welding of 6082 aluminum alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, vol. 225, pp. 162–169. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.06.007.
26. Haboudou A., Peyre P., Vannes A.B., Peix G. Reduction of porosity content generated during Nd:YAG laser welding of A356 and AA5083 aluminium alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2003, vol. 363, pp. 40–52. DOI: 10.1016/S0921-5093(03)00637-3.
27. Yu Y., Wang C., Hu X., Wang J., Yu S. Porosity in fiber laser formation of 5A06 aluminum alloy. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2010, vol. 24, pp. 1077–1082. DOI: 10.1007/s12206-010-0309-4.
28. Lin R., Wang H., Lu F., Solomon J., Carlson B.E. Numerical study of keyhole dynamics and keyhole-induced porosity formation in remote laser welding of Al alloys. *Journal of Heat and Mass Transfer*, 2017, vol. 108, pp. 244–256. DOI: 10.1016/J.IJHEATMASSTRANSFER.2016.12.019.
29. Zhu C., Tang X., He Y., Lu F., Cui H. Characteristics and formation mechanism of sidewall pores in NG-GMAW of 5083 Al-alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, vol. 238, pp. 274–283. DOI: 10.1016/J.JMATPROTEC.2016.07.032.
30. Yang F., Zhou J., Ding R. Ultrasonic vibration assisted tungsten inert gas welding of dissimilar magnesium alloys. *Journal of Materials Science and Technology*, 2018, vol. 34 (12), pp. 2240–2245. DOI: 10.1016/J.JMST.2018.06.009.
31. Lei Z., Bi J., Li P., Guo T., Zhao Y., Zhang D. Analysis on welding characteristics of ultrasonic assisted laser welding of AZ31B magnesium alloy. *Optics and Laser Technology*, 2018, vol. 105, pp. 15–22. DOI: 10.1016/J.OPTLASTEC.2018.02.050.
32. Chen Q., Lin S., Yang C., Fan C., Ge H. Grain fragmentation in ultrasonic-assisted TIG weld of pure aluminum. *Ultrasonics Sonochemistry*, 2017, vol. 39, pp. 403–413. DOI: 10.1016/J.ULTSONCH.2017.05.001.
33. Wang G., Dargusch M.S., Qian M., Eskin D.G., StJohn D.H. The role of ultrasonic treatment in refining the as-cast grain structure during the solidification of an Al–2Cu alloy. *Journal of Crystal Growth*, 2014, vol. 408, pp. 119–124. DOI: 10.1016/J.JCRYSGRO.2014.09.018.
34. Nagasivamuni B., Wang G., StJohn D.H., Dargusch M.S. The effect of ultrasonic treatment on the mechanisms of grain formation in as-cast high purity zinc. *Journal of Crystal Growth*, 2018, vol. 495, pp. 20–28. DOI: 10.1016/J.JCRYSGRO.2018.05.006.
35. Li Y.L., Feng H.K., Cao F.R., Chen Y.B., Gong L.Y. Effect of high density ultrasonic on the microstructure and refining property of Al–5Ti–0.25C grain refiner alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, vol. 487, pp. 518–523. DOI: 10.1016/J.MSEA.2007.11.067.
36. Hatch J.E. *Aluminum: properties and physical metallurgy*. Ohio, ASM International, 1996. ISBN: 0871701766.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2019 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).