
Научная статья

УДК 621.791.724:669.018.95

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-63-75

ЛАЗЕРНАЯ СВАРКА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА, АРМИРОВАННОГО ТУГОПЛАВКИМИ ЧАСТИЦАМИ SiC (обзор)

Л.Г. Ходыкин¹, А.Н. Няфкин¹, Д.В. Косолапов¹, А.Н. Жабин¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Представлен научно-технический литературный обзор в области сварки алюминиевых сплавов, армированных тугоплавкими частицами карбида кремния. Описаны структурные изменения после лазерной сварки, причины появления разного рода дефектов и способы улучшить свариваемость материала. Представлены результаты испытаний механических свойств сварных соединений.

Ключевые слова: лазерная сварка, тугоплавкие частицы, металлический композиционный материал, алюминиевый сплав, механические свойства

Для цитирования: Ходыкин Л.Г., Няфкин А.Н., Косолапов Д.В., Жабин А.Н. Лазерная сварка металлических композиционных материалов на основе алюминиевого сплава, армированного тугоплавкими частицами SiC (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 12 (118). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-63-75.

Scientific article

LASER WELDING OF METAL COMPOSITE MATERIALS BASED ON ALUMINIUM ALLOY REINFORCED WITH REFRACTORY PARTICLES SiC (review)

L.G. Khodykin¹, A.N. Nyafkin¹, D.V. Kosolapov¹, A.N. Zhabin¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. A scientific and technical literature review in the field of welding of aluminum alloy reinforced with refractory particles of silicon carbide is presented. Structural changes after laser welding, the causes of various kinds of defects and ways to improve the weldability of the material are described. The results of testing the mechanical properties of welded joints are presented.

Keywords: laser welding, refractory particles, metal composite material, aluminum alloy, mechanical properties

For citation: Khodykin L.G., Nyafkin A.N., Kosolapov D.V., Zhabin A.N. Laser welding of metal composite materials based on aluminium alloy reinforced with refractory particles SiC (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 12 (118), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-63-75.

Введение

Алюминиевые сплавы благодаря таким характеристикам, как малая плотность, высокая коррозионная стойкость, свариваемость, оптимальная прочность и возможность обработки давлением, нашли широкое применение в авиационной, автомобильной, аэрокосмической и морской отраслях [1]. Развитие современной техники выдвигает повышенные требования к новым изделиям. Эти требования могут обеспечить

металлические композиционные материалы (МКМ) на основе алюминиевых сплавов, армированных тугоплавкими частицами карбида кремния (SiC) [2–7]. Тем не менее при всех преимуществах таких материалов существуют и проблемы, требующие решения. Одной из проблем является возможность соединения деталей с помощью сварки [8–10]. В последние годы исследователи провели обширные исследования по сварке МКМ на алюминиевой основе, армированных частицами SiC (Al–SiC) [11–14]. Наиболее надежным способом сварки является сварка трением с перемешиванием, но у нее имеются ограничения по форме и размерам свариваемых заготовок. Ввиду такого ограничения большее распространение получил способ сварки плавлением. Однако во время сварки плавлением заготовок из композита Al–SiC возникали следующие дефекты:

- высокая вязкость ванны расплава;
- появление трещин и пор;
- образование хрупких соединений Al_4C_3 в результате реакции между расплавленным алюминием и частицами SiC;
- высокие остаточные напряжения на границе алюминиевой матрицы и частиц SiC.

Полученные соединения имеют плохой внешний вид и деградацию механических характеристик.

Лазерная сварка имеет более высокую плотность энергии, большую производительность и меньшую зону термического влияния, поэтому является наиболее перспективным способом соединения изделий из композита Al–SiC [15].

Лазерный луч состоит из фотонов одинаковой частоты, длины волны и фазы, является высоконаправленным с более высокой плотностью мощности и лучшими характеристиками фокусировки, что делает его уникальным для вторичной обработки МКМ. Благодаря этим уникальным свойствам лазеры широко используются для соединения и обработки поверхностей, термообработки, резки, сверления, маркировки, микрообработки и т. д. В процессе лазерной сварки лазерный луч с высокой плотностью энергии, попадая на поверхность обрабатываемой детали, передает ей тепловую энергию и расплавляет небольшое количество материала заготовки для создания сварного шва при затвердевании [16].

Источники CO_2 - и Nd:YAG-лазеров наиболее широко используются в современной промышленности [16, 17]. Однако благодаря своим уникальным характеристикам лазерная обработка материала с помощью Nd:YAG-лазера по-прежнему привлекательна для исследований в этой области. Такой лазер имеет относительно низкую среднюю мощность, но при этом высокую интенсивность луча, который легко фокусируется, а также более узкую зону термического влияния (ЗТВ); высокую поглощающую способность на отражающей поверхности, такой как алюминий, из-за более короткой длины волны; лучшую способность передачи энергии через плазму [18].

Цель данной работы – анализ научно-технической литературы в области сварки МКМ из алюминиевого сплава, армированного тугоплавкими частицами карбида кремния, исследование структуры швов после сварки и их свойств.

Исследование межфазной реакции SiC–Al в алюминиевом сплаве марки 6061, армированном волокнами SiC_w, под действием лазерного луча

В работе [19] проведено исследование поведения границы раздела в сварных соединениях МКМ, полученных лазерной сваркой, алюминиевого сплава 6061, армированного 20 % (объемн.) волокон SiC_w. Предел прочности такого композита в отожженном состоянии составлял 220 МПа. На рис. 1 представлена микрофотография, на которой видны сварной шов и ЗТВ, полученные после лазерной сварки МКМ. Как установлено авторами работы [19], в сварном шве и ЗТВ видны длинные иглы частиц Al_4C_3 (рис. 2, а, б), которые являются продуктом межфазной реакции между матрицей и армирующим компонентом. Кроме того, на рис. 2 также видно, что в сварном шве,

очевидно, происходит выгорание нитевидных кристаллов SiC_w , а в ЗТВ наблюдаются как частицы Al_4C_3 , так и SiC .

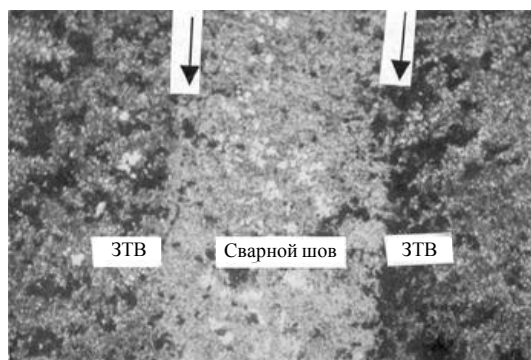


Рис. 1. Микрофотография ($\times 400$) сварного шва с зонами термического влияния (ЗТВ) [19]

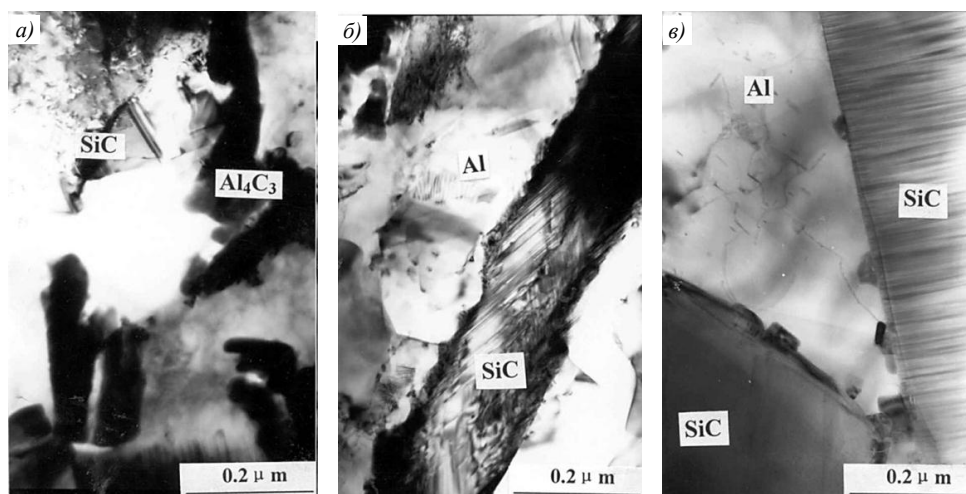


Рис. 2. Микрофотографии сварного шва (а), зоны термического влияния (б) и основного материала (в) [19]

Исследование микроструктуры показывает, что межфазная реакция постепенно замедляется, и частицы Al_4C_3 при переходе сварного шва в ЗТВ стали тоньше, а микроструктура исходного материала, находящегося далеко от сварного шва, осталась исходной микроструктурой композита. При сварке композита из алюминиевого сплава 6061, армированного волокнами SiC_w , нитевидные кристаллы SiC_w , подвергавшиеся воздействию лазерного луча, поглощали тепло и нагревались до очень высокой температуры. Матрица из алюминиевого сплава нагревалась за счет теплового перехода. Такой механизм нагрева сделал температуру области вокруг нитевидных кристаллов SiC_w намного выше, чем средняя температура ванны расплава. Таким образом, реакция в уравнении (1) протекает легко:



Частицы, которые представляли собой тонкие иглы или чешуйки Al_4C_3 и блоки Si, образовывались на границе раздела и разрушали хорошее сцепление поверхности раздела между нитевидными кристаллами SiC_w и алюминиевой матрицей. Таким образом, нитевидные кристаллы SiC_w не могли укрепить сварной шов, и, кроме того, прочность сварного шва снизилась, так как блоки Al_4C_3 и Si стали хрупкими. Хрупкие частицы Al_4C_3 действуют как промежуточный слой, вставленный в границу раздела между нитевидными кристаллами SiC_w и алюминиевой матрицей, поэтому сцепление между

ними уменьшается, снижается способность передавать нагрузку, и трещины легко зарождаются и растут. Поэтому считается, что важной причиной сниженных механических свойств сварного соединения является межфазная реакция между матрицей и армирующими частицами в сварном шве.

Как видно из данных табл. 1, прочность соединения уменьшается с увеличением выходной мощности лазера. Это связано с тем, что чем больше выходная мощность лазера, тем выше температура расплавленной ванны. Поэтому происходит больше реакций, что приводит к большей потере механических свойств.

Таблица 1

Взаимосвязь содержания реагента в шве и параметров лазерной сварки

Мощность лазера, Вт	Прочность сварного соединения, МПа	Содержание частиц, % (объемн.)	
		Al ₄ C ₃	Si
250	187	1	1
300	105	3	3
350	101	3	3
400	74	5	8
450	61	7	13
500	57	7	13

На основании этого предполагается, что основным фактором, влияющим на межфазную реакцию, является выходная мощность лазера при сварке композитов с алюминиевой матрицей.

Кроме того, показано, что использование более низких значений подводимой энергии при лазерной сварке является надежным способом достижения хорошего сварного шва алюминиевого матричного композита из сплава 6061, армированного нитевидными кристаллами SiC_w.

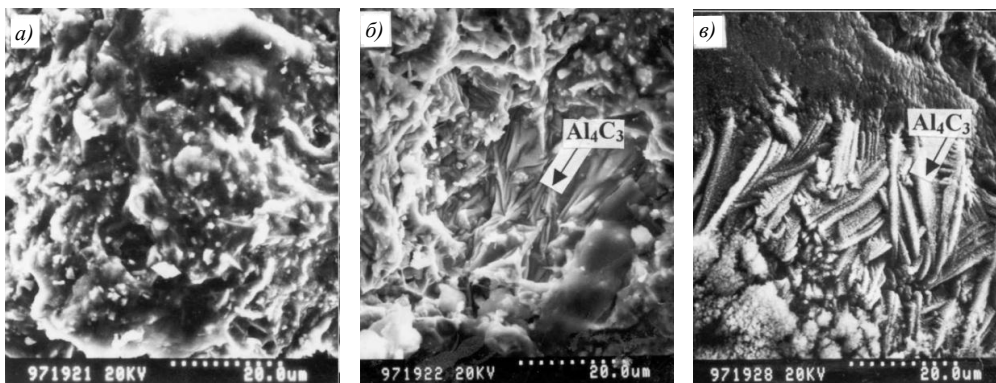


Рис. 3. Внешний вид излома сварного соединения при мощности лазера 250 (а), 400 (б) и 450 Вт (в)

На рис. 3 представлена поверхность излома сварных соединений, выполненных при различных параметрах сварки. Поскольку степень межфазной реакции была очень небольшой при более низкой выходной мощности лазера (250 Вт), на поверхности излома можно обнаружить небольшое количество игольчатых частиц Al₄C₃ (рис. 3, а). Несмотря на то что межфазная реакция имела место и частицы изменили связь между волокном SiC_w и матрицей, при мощности излучения лазера 400 Вт признаков оголенных волокон SiC_w в изломе не обнаружено (рис. 3, б). Это свидетельствует о том, что, поскольку степень реакции меньше, влияние частиц Al₄C₃, присутствующих в сварном шве под лазерным лучом, на предел прочности сварного соединения при растяжении

меньше. Следовательно, на границе между алюминиевой матрицей и волокнами SiC_w разрушения не произошло. Однако при увеличении выходной мощности лазера до 450 Вт на поверхности излома обнаружены признаки оголенных волокон SiC_w (рис. 3, в). Это указывает на то, что степень межфазной реакции была высокой и одновременно увеличивалось количество частиц. Таким образом, волокна SiC_w не являлись армирующей фазой, а разрушение в сварном соединении происходило на границе раздела волокна SiC_w и матрицы.

Лазерная сварка алюминиевого сплава 6061 с различным содержанием частиц SiC

В работе [20] авторы исследовали лазерную сварку листов толщиной 1 мм из алюминиевого сплава 6061, армированного частицами SiC с разным объемным содержанием: 0; 1; 5 и 20 % (объемн.). При исследовании получены приемлемые параметры сварки, а также соотношение глубины провара к ширине сварного шва (табл. 2).

Таблица 2

Соотношение глубины и ширины зоны сплавления при оптимальных условиях тепловложения для полного провара [20]

Материал	Тепловложение, Дж/мм	Соотношение глубина шва/ширина провара
Сплав 6061	42	0,5
6061 + 1 % (объемн.) SiC	31	0,7
6061 + 5 % (объемн.) SiC	30	1,0
6061 + 20 % (объемн.) SiC	13	3,5

Видно, что при увеличении содержания частиц SiC в МКМ необходимое тепловложение снижается. Происходит это вследствие уменьшения отражения лазерного луча и увеличения эффективности поглощения лазерной энергии. По этим же причинам выросло соотношение глубины шва к ширине провара.

На рис. 4 показано увеличенное изображение зоны сплавления сварного образца алюминиевого сплава 6061, армированного 20 % (объемн.) частиц SiC, на котором хорошо видно большое количество соединений Al_4C_3 в зоне сплавления, но не в частично ликвидированной зоне термического влияния. Из-за большого количества соединений Al_4C_3 в зоне сплавления сварной шов получился хрупким и легко ломался под нагрузкой. Все образцы в этом исследовании разрушались в пределах зоны сплавления из-за охрупчивания, вызванного большим содержанием частиц Al_4C_3 .



Рис. 4. Микроструктура сварного шва алюминиевого сплава 6061, армированного 20 % (объемн.) частиц SiC [20]

Механические свойства до и после сварки оценивали по результатам испытаний на растяжение. Перед сваркой пределы текучести при комнатной температуре для сплава 6061 с содержанием частиц SiC от 0 до 20 % (объемн.) в условиях старения по режиму T6 составляли от 250 до 430 МПа; предельные растягивающие напряжения – от 310 до 550 МПа; удлинение при растяжении уменьшилось – с 15 до 3 %. После лазерной сварки прочность при растяжении заметно снизилась, особенно у образцов, армированных частицами SiC. Значения прочности при растяжении для всех материалов составляли 100 ± 20 МПа. Как видно на микрофотографии на рис. 5, б, преждевременное разрушение сварных композитов произошло в основном из-за разъединения вдоль границ раздела Al_4C_3/Al . Последующая обработка образцов по режиму T6 повысила значения прочности при растяжении для сплава 6061 до более чем 200 МПа, но для армированных образцов повышение характеристик было незначительным – до 110 ± 20 МПа. Удлинение после сварки при растяжении для всех композитов было < 4 %. Низкие значения предела прочности при растяжении и относительного удлинения для композитов после сварки предположительно получены из-за преждевременного разрушения вследствие охрупчивания сварного шва.

Образование соединений Al_4C_3 – это основная проблема при сварке композитов. Большинство армирующих элементов из карбида кремния подвергались реакции в зоне сплавления. В композите на основе сплава 6061, армированного 20 % (объемн.) частиц SiC, почти не осталось таких частиц, но иногда в образцах обнаруживалось их 1 или 5 % (объемн.). Это наблюдение также свидетельствует о том, что теплопроводность в образцах снижается с увеличением содержания частиц SiC. Тепло дольше сохранялось внутри зоны сплавления сварного шва с 20 % (объемн.) частиц SiC и, следовательно, превращение таких частиц в соединение Al_4C_3 происходило более полно.

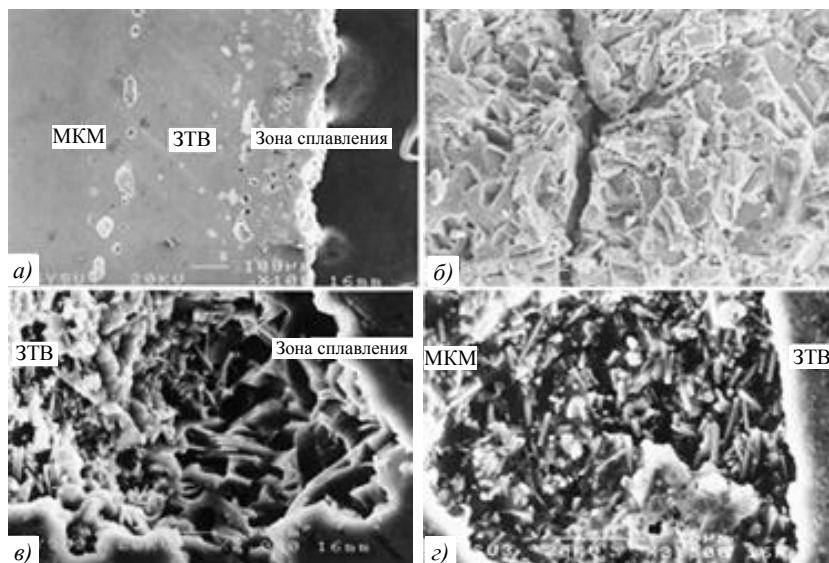


Рис. 5. Микрофотографии сварного шва образца из алюминиевого сплава 6061, армированного 20 % (объемн.) частиц SiC: а – поперечное сечение; б – ярко выраженные пластины соединения Al_4C_3 на границе разлома внутри зоны сплавления; в – соединение Al_4C_3 и частицы SiC на границе раздела зоны сплавления и зоны термического влияния (ЗТВ); з – частицы SiC [20]

Легирование места сварки при лазерной сварке МКМ на основе алюминиевого сплава 6061 и частиц SiC

В работе [21] проведен эксперимент с лазерной сваркой МКМ на основе алюминиевого сплава 6061, армированного 25 % (объемн.) частиц SiC. Эксперимент состоял

в том, что между образцами из МКМ находилась пластина из чистого титана и во время лазерной сварки она расплавлялась и растворялась в сварочной ванне, тем самым легируя сварочный шов титаном. В результате получен высококачественный шов без пор и трещин (рис. 6). Однако в частично расплавленной зоне расплавляется также алюминиевая матрица, что приводит к существенной межфазной реакции и растворению армирующих элементов из карбида кремния и образованию крупных пор.



Рис. 6. Общий вид сварного шва с пластиной из чистого титана [21]

На рис. 7 показана микроструктура сварного шва композита Al–SiC легированного пластиной из титанового сплава толщиной 0,3 мм, сваренного лазерным лучом. В центральной зоне сварного шва игольчатых фаз не наблюдается (рис. 7, а, б), вместо этого образуется большое количество мелких частиц и несколько крупных граненых блоков. Анализ фазового состава показывает, что мелкие частицы – карбид титана, а крупные оgranенные блоки представляют собой первичный кремний. Однако в нижней части шва, где содержание легирующего элемента Ti заметно меньше, чем в центральной зоне сплавления, наблюдается некоторое количество дендритных комплексов Ti_2AlC и пластинчатых частиц Al_4SiC_4 вместе с сопутствующими крупными частицами кремния (рис. 7, в, г).

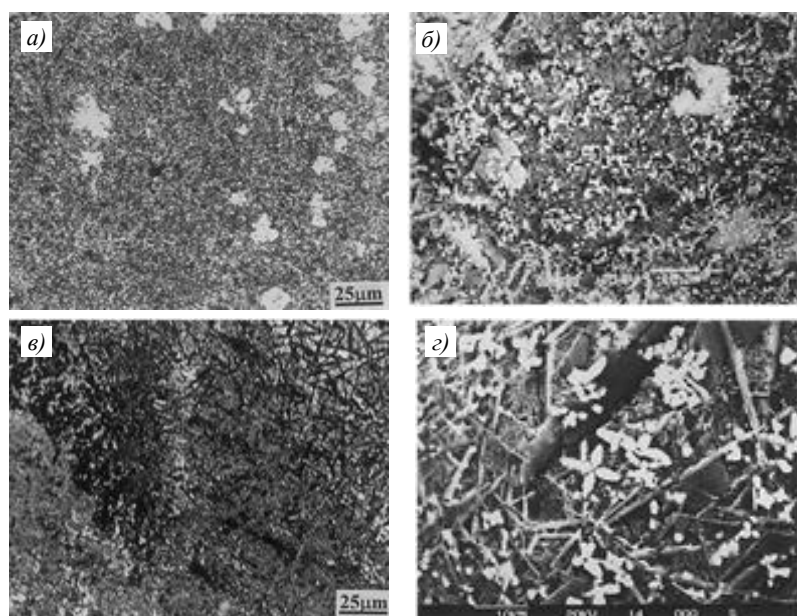


Рис. 7. Микрофотографии сварного соединения с титановой пластиной толщиной 0,3 мм: а, в – оптические фотографии сварного шва и зоны сплавления соответственно; б, г – микрофотографии этих же участков, полученные на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) [21]

Видно, что образование игольчатой фазы карбида алюминия Al_4C_3 в зоне сварки плавлением полностью подавляется при лазерной сварке с легированием сварного шва титаном.

При применении в качестве легирующего элемента титановой пластины толщиной 0,6 мм в сварочной ванне содержание легирующего элемента становится очень большим, из-за чего (помимо соединений TiC , Ti_2AlC и первичного Si) в зоне сварки плавлением образуются новые фазы – Al_3Ti и Ti_5Si_3 (рис. 8, а, б). В то же время в переходной зоне между зоной плавления и частично расплавленной зоной наблюдается несколько крупных белых пластинчатых фаз Ti_2AlC (рис. 8, в, г), образование которых объясняется тем, что содержание титана в этой граничной области меньше, чем в центральной зоне сварного шва, что приводит к образованию соединения Ti_2AlC вместо карбида титана.

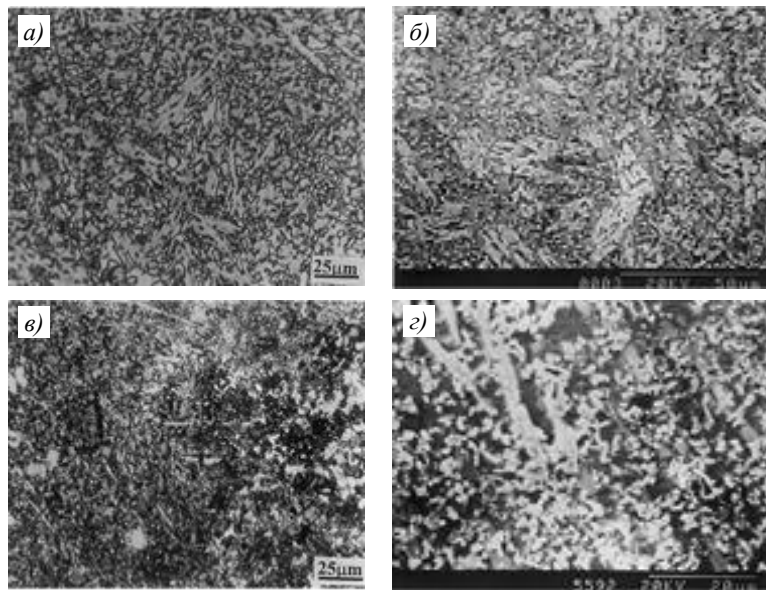


Рис. 8. Микрофотографии сварного соединения с титановой пластиной толщиной 0,6 мм: а, в – оптические фотографии сварного шва и зоны сплавления соответственно; б, г – микрофотографии этих же участков, полученные на СЭМ [21]

Способы уменьшения дефектов сварного соединения МКМ из алюминиевого сплава, армированного частицами SiC

В работе [22] проведены эксперименты с лазерной сваркой для соединения изделий из композита $Al-SiC$. В качестве исследуемого материала использован МКМ на основе алюминиевого сплава 6061, содержащего 17 % (объемн.) частиц карбида кремния. Проведено три различных процесса лазерной сварки: лазерная сварка (процесс 1), лазерная сварка с прослойкой из титана (процесс 2) и ультразвуковая лазерная сварка с прослойкой из титана (процесс 3).

Прослойка из чистого титана (99,99 % (по массе) Ti) толщиной 0,3 мм и ультразвуковое поле предназначены для того, чтобы улучшить смачиваемость и текучесть расплавленной зоны металла, а также уменьшить дефекты сварки. При использовании прослойки из Ti хрупкие фазы Al_4C_3 в соединениях, выполненных лазерной сваркой, подавляются за счет преимущественного образования TiC и Ti_5Si_3 [23].

На рис. 9 представлена морфология поверхностей сварных швов, полученных разными способами сварки, которые позволяют получить непрерывный сварной шов без видимых брызг.



Рис. 9. Морфология поверхностей сварных швов, выполненных лазерной сваркой (а), лазерной сваркой с прослойкой из титана (б) и ультразвуковой лазерной сваркой с прослойкой из титана (в) [22]

При лазерной сварке с титановой прослойкой часть энергии потребляется прослойкой в процессе плавления. Титан также повышает текучесть расплавленной зоны металла и уменьшает дефекты сварки (рис. 10, б). Таким образом, улучшена стабильность расплавленной зоны, а затем получена более гладкая поверхность сварного шва. После применения ультразвука поверхность сварного шва также была приемлемой, за исключением неглубокой вогнутости на поверхности сварного шва (рис. 10, в).

На рис. 10–12 приведены поперечные сечения и оптические микрофотографии сварного соединения, выполненного с применением лазера.

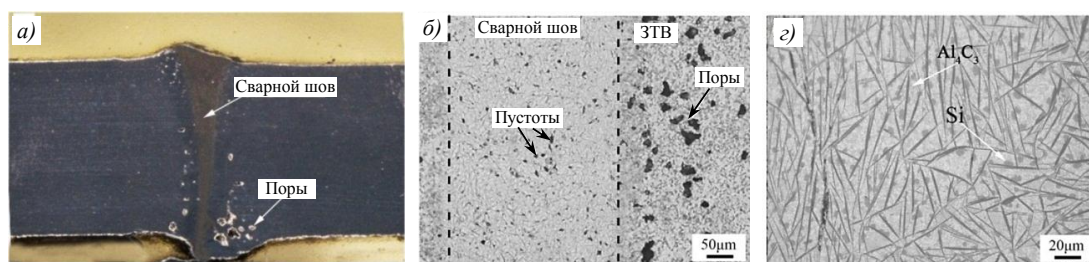


Рис. 10. Поперечное сечение сварного шва (а) и микроструктура шва при разном увеличении (б, в) [22]

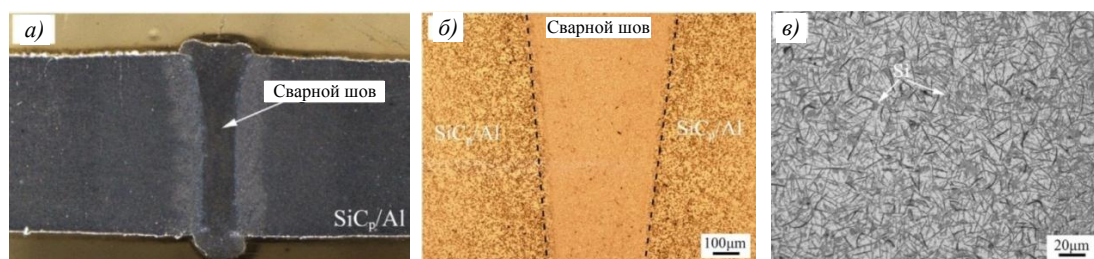


Рис. 11. Поперечное сечение сварного шва с титановой прослойкой (а) и микроструктура шва при разном увеличении (б, в) [22]

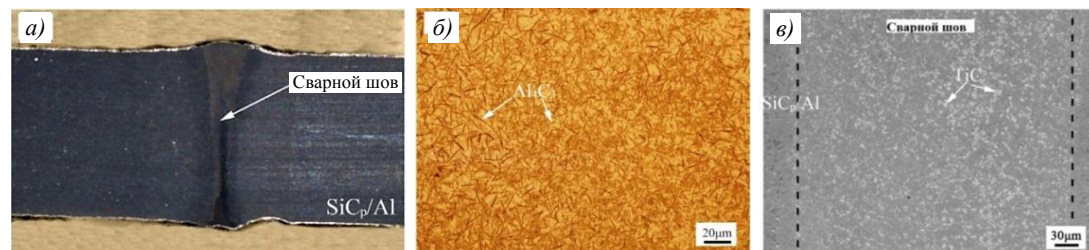


Рис. 12. Микрофотографии сварного шва, сваренного ультразвуковой лазерной сваркой с прослойкой из титана: а – поперечное сечение соединения; б – микроструктура сварного шва; в – микроструктура, полученная на СЭМ [22]

Авторами работы [22] обнаружено, что хрупкие игольчатые фазы Al_4C_3 являются основной причиной снижения прочности при растяжении. С повышением температуры в зоне сварки на границе между алюминиевой матрицей и частицами SiC происходит реакция (1), которая приводит к образованию хрупких фаз Al_4C_3 и Si

По реакции (1) не только потребляются частицы армирующей фазы (SiC) в расплавленной зоне, но также образуется игольчатая фаза Al_4C_3 , что в свою очередь приводит к снижению механических свойств сварного соединения.

В процессе лазерной сварки появилось большое количество хрупких игольчатых фаз Al_4C_3 (рис. 10, в). Длина этих игольчатых выделений находится в пределах 40–70 мкм. При добавлении титановой прослойки длина игольчатых фаз Al_4C_3 (рис. 11, в) в сварном шве уменьшилась до 20–30 мкм, что очень важно для повышения прочности сварного соединения при растяжении. Добавление ультразвуковой вибрации позволяет значительно уменьшить размер игольчатой фазы. На рис. 12, б видно наличие хрупких фаз Al_4C_3 длиной 5–20 мкм.

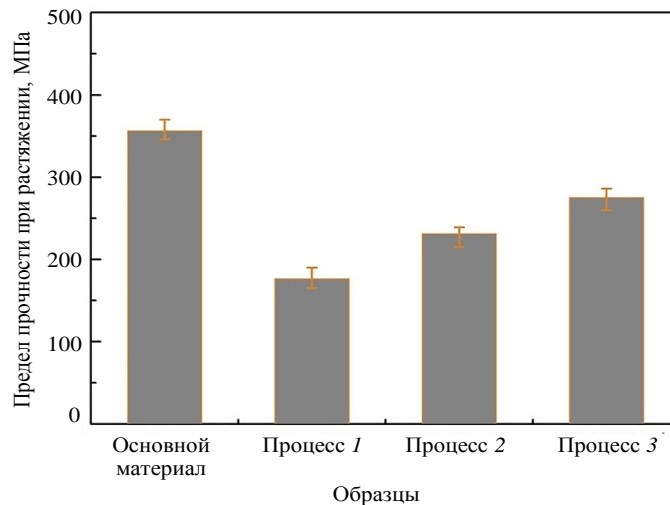


Рис. 13. Прочность сварных соединений при растяжении [22]

На рис. 13 представлены пределы прочности при растяжении сварных соединений при трех различных процессах сварки. Для сварных соединений, полученных лазерной сваркой (процесс 1), прочность сварного шва равна 49,4 % от прочности основного материала. Низкие значения свойств при растяжении объясняются двумя факторами:

- наличием пор и пустот в сварных соединениях;
- большим количеством игольчатых фаз Al_4C_3 , образующихся в соединении при лазерной сварке.

При добавлении в сварной шов прослойки из титана (процесс 2) предел прочности при растяжении соединения повысился на ~15 % по сравнению с образцом, выполненным лазерной сваркой (процесс 1). Однако прочность при растяжении все еще находится на низком уровне. Это объясняется тем, что лазерная сварка с высокой скоростью охлаждения ослабляла конвекционное перемешивание в ванне расплава, что привело к неудовлетворительной диффузионной способности элемента Ti. Поэтому по-прежнему образовывались игольчатые фазы Al_4C_3 , тем самым снижая прочностные характеристики.

При ультразвуковой лазерной сварке с прослойкой из титана (процесс 3) предел прочности при растяжении соединения достигал 275 МПа, что составляло 77,2 % от прочности основного металла. Ультразвуковые колебания положительно влияют на прочностные свойства сварного соединения, а также способствуют диффузии и миграции элемента Ti в расплавленной ванне, что уменьшает образование игольчатых фаз Al_4C_3 в сварном шве.

Заключения

В данной работе представлены исследования по сварке МКМ на основе алюминиевой матрицы сплава 6061, армированной частицами SiC. При проведении сварки материал получается с дефектами и очень низкими прочностными характеристиками, по сравнению с основным МКМ. Поэтому проведены эксперименты для выявления причин неудовлетворительных результатов, а также исследованы способы сварки, призванные повысить качество сварных швов. Во всех работах выявлено, что основной причиной плохой свариваемости и низких прочностных характеристик материала является образующаяся во время лазерной сварки игольчатая хрупкая фаза Al_4C_3 . Увеличение объемного содержания частиц SiC в МКМ позволило снизить необходимое тепловложение при сварке, но на прочностные характеристики повлияло незначительно, они так и остались низкими. Легирование сварного шва с помощью прослойки из чистого титана позволило уменьшить образование хрупких фаз Al_4C_3 , и, соответственно, повысить прочностные характеристики. Применяв ультразвуковую вибрацию и используя титановую прослойку, можно добиться очень высоких результатов по значениям прочности – на уровне 75 % от прочности основного МКМ.

Работы (исследования) выполнены при финансовой поддержке Министерства образования и науки России (Соглашение № 075-11-2021-085).

Список источников

1. Антипов В.В. Перспективы развития алюминиевых, магниевых и титановых сплавов для изделий авиационно-космической техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С. 186–194. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194.
2. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
3. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // *Крылья Родины*. 2016. № 5. С. 8–18.
4. Каблов Е.Н. Композиты: сегодня и завтра // *Металлы Евразии*. 2015. № 1. С. 36–39.
5. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // *Вестник Российской академии наук*. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
6. Гращенков Д.В. Стратегия развития неметаллических материалов, металлических композиционных материалов и теплозащиты // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С. 264–271. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-264-271.
7. Имаметдинов Э.Ш., Валуева М.И. Композиционные материалы для поршневых двигателей (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 3 (60). С. 19–28. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-19-28.
8. Лукин В.И., Ковальчук В.Г., Иода Е.Н. Сварка плавлением – основа сварочного производства // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С. 130–143. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-130-143.
9. Шавнев А.А., Курбаткина Е.И., Косолапов Д.В. Методы соединения алюминиевых композиционных материалов (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № 3 (48). С. 35–42. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-3-35-42.
10. Ellis M.B.D. Joining of Aluminium Based Metal Matrix Composites // *International Materials Reviews*. 1996. Vol. 41. P. 41–58. DOI: 10.1179/imr.1996.41.2.41.
11. Parikh V.K., Badgajar A.D., Ghetiya N.D. Joining of Metal Matrix Composites Using Friction Stir Welding: A Review // *Material Manufacturing Process*. 2019. Vol. 34. P. 123–146. DOI: 10.1080/10426914.2018.1532094.
12. Salih O.S., Ou H., Wei X., Sun W. Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Welded AA6092/SiC Metal Matrix Composite // *Material Science and Engineering: A*. 2019. Vol. 742. P. 78–88. DOI: 10.1016/j.msea.2018.10.116.
13. Kumar N., Das A., Prasad S.B. An Analysis of Friction Stir Welding (FSW) of Metal Matrix Composites (MMCs) // *Materials Today: Proceedings*. 2020. Vol. 26. P. 2650–2656. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.02.558.

14. Chao M., Cui H., Lu F., Tang X. Evolution Behavior of TiB₂ Particles during Laser Welding on Aluminum Metal Matrix Composites Reinforced with Particles // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2013. Vol. 23. P. 1543–1548. DOI: 10.1016/S1003-6326(13)62628-X.
15. Banerjee A.J., Biswal M.K., Lohar A.K. et al. Review on experimental study of Nd:YAG laser beam welding, with a focus on aluminium metal matrix composites // International Journal of Engineering and Technology. 2016. Vol. 5. P. 92–101. DOI: 10.14419/ijet.v5i3.5984.
16. Dubey A.K., Yadava V. Experimental study of Nd:YAG laser beam machining-An overview // Journal of Materials Processing Technology. 2008. Vol. 195. P. 15–26. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.05.041.
17. Jun D., Zheng L., Li Y. et al. Re-search on pulsed laser welding of TiB₂-enhanced aluminum matrix composites // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2016. Vol. 85. P. 157–162. DOI: 10.1007/S00170-015-7887-3.
18. Norikazu T., Shigenori Y., Masao H. Present and future of lasers for fine cutting of metal plate // Journal of Materials Processing Technology. 1996. Vol. 62. P. 309–314. DOI: 10.1016/S0924-0136(96)02426-0.
19. Liu L., Zhu M., Xu D., Wang T. Study of the interfacial reaction of SiC–Al in 6061Al reinforced with SiC whisker at laser beam // Composite Interfaces. 2002. Vol. 9. No. 2. P. 135–142. DOI: 10.1163/156855402760116067.
20. Huang R.Y., Huang J.C., Chen S.C. Electron and Laser Beam Welding of High Strain Rate Superplastic Al-6061/SiC Composites // Metallurgical and Materials Transactions: A. 2001. Vol. 32. P. 2575–2584. DOI: 10.1007/s11661-001-0047-4.
21. Wang H.M., Chen Y.L., Yu L.G. «In-situ» weld-alloying/laser beam welding of SiCp:6061Al MMC // Materials Science and Engineering: A. 2000. Vol. 293. P. 1–6.
22. Li H., Cao H., Zhu Q. et al. Influence of Welding Process on Microstructure and Properties of Laser Welding of SiCp/6061 Al Matrix Composite // Frontiers in Material. 2021. Vol. 8. P. 1–11. DOI: 10.3389/fmats.2021.779324.
23. Chen Y.B., Zhang D.K., Niu J.T., Ji G.J. In-Situ Reinforcing Effect of Ti on Aluminum Matrix Composite during Laser Beam Welding // Applied Laser. 2002. Vol. 22. P. 320–322. DOI: 10.3969/j.issn.1000-372X.2002.03.015.

References

1. Antipov V.V. Prospects for development of aluminium, magnesium and titanium alloys for aerospace engineering. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 186–194. DOI: 10.18577/2107-9140-2017-0-S-186-194.
2. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
3. Kablov E.N. What is the future to be made of? Materials of a new generation, technologies for their creation and processing – the basis of innovation. *Krylya Rodiny*, 2016, no. 5, pp. 8–18.
4. Kablov E.N. Composites: today and tomorrow. *Metally Evrazii*, 2015, no. 1, pp. 36–39.
5. Kablov E.N. Materials of a new generation and digital technologies for their processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
6. Grashchenkov D.V. Strategy of development of non-metallic materials, metal composite materials and heat-shielding. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 264–271. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-264-271.
7. Imametdinov E.S., Valueva M.I. Composites for piston engines (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 3 (60), pp. 19–28. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-19-28.
8. Lukin V.I., Kovalchuk V.G., Ioda E.N. Fusion welding is a core of welding manufacturing. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 130–143. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-130-143.
9. Shavnev A.A., Kurbatkina E.I., Kosolapov D.V. Methods for joining of aluminum composite materials (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. 3 (48), pp. 35–42. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-3-35-42.
10. Ellis M.B.D. Joining of Aluminium Based Metal Matrix Composites. *International Materials Reviews*, 1996, vol. 41, pp. 41–58. DOI: 10.1179/imr.1996.41.2.41.

11. Parikh V.K., Badgajar A.D., Ghetiya N.D. Joining of Metal Matrix Composites Using Friction Stir Welding: A Review. *Material Manufacturing Process*, 2019, vol. 34, pp. 123–146. DOI: 10.1080/10426914.2018.1532094.
12. Salih O.S., Ou H., Wei X., Sun W. Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Welded AA6092/SiC Metal Matrix Composite. *Material Science and Engineering: A*, 2019, vol. 742, pp. 78–88. DOI: 10.1016/j.msea.2018.10.116.
13. Kumar N., Das A., Prasad S.B. An Analysis of Friction Stir Welding (FSW) of Metal Matrix Composites (MMCs). *Materials Today: Proceedings*, 2020, vol. 26, pp. 2650–2656. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.02.558.
14. Chao M., Cui H., Lu F., Tang X. Evolution Behavior of TiB₂ Particles during Laser Welding on Aluminum Metal Matrix Composites Reinforced with Particles. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2013, vol. 23, pp. 1543–1548. DOI: 10.1016/S1003-6326(13)62628-X.
15. Banerjee A.J., Biswal M.K., Lohar A.K. et al. Review on experimental study of Nd:YAG laser beam welding, with a focus on aluminium metal matrix composites. *International Journal of Engineering and Technology*, 2016, vol. 5, pp. 92–101. DOI: 10.14419/ijet.v5i3.5984.
16. Dubey A.K., Yadava V. Experimental study of Nd:YAG laser beam machining-An overview. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, vol. 195, pp. 15–26. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.05.041.
17. Jun D., Zheng L., Li Y. et al. Re-search on pulsed laser welding of TiB₂-enhanced aluminum matrix composites. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, vol. 85, pp. 157–162. DOI: 10.1007/S00170-015-7887-3.
18. Norikazu T., Shigenori Y., Masao H. Present and future of lasers for fine cutting of metal plate. *Journal of Materials Processing Technology*, 1996, vol. 62, pp. 309–314. DOI: 10.1016/S0924-0136(96)02426-0.
19. Liu L., Zhu M., Xu D., Wang T. Study of the interfacial reaction of SiC–Al in 6061Al reinforced with SiC whisker at laser beam. *Composite Interfaces*, 2002, vol. 9, no. 2, pp. 135–142. DOI: 10.1163/156855402760116067.
20. Huang R.Y., Huang J.C., Chen S.C. Electron and Laser Beam Welding of High Strain Rate Superplastic Al-6061/SiC Composites. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 2001, vol. 32, pp. 2575–2584. DOI: 10.1007/s11661-001-0047-4.
21. Wang H.M., Chen Y.L., Yu L.G. «In-situ» weld-alloying/laser beam welding of SiCp:6061Al MMC. *Materials Science and Engineering: A*, 2000, vol. 293, pp. 1–6.
22. Li H., Cao H., Zhu Q. et al. Influence of Welding Process on Microstructure and Properties of Laser Welding of SiCp/6061 Al Matrix Composite. *Frontiers in Material*, 2021, vol. 8, pp. 1–11. DOI: 10.3389/fmats.2021.779324.
23. Chen Y.B., Zhang D.K., Niu J.T., Ji G.J. In-Situ Reinforcing Effect of Ti on Aluminum Matrix Composite during Laser Beam Welding. *Applied Laser*, 2002, vol. 22, pp. 320–322. DOI: 10.3969/j.issn.1000-372X.2002.03.015.

Информация об авторах

Ходыкин Леонид Геннадьевич, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Няфкин Андрей Николаевич, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Косолапов Дмитрий Викторович, начальник участка, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Жабин Александр Николаевич, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Leonid G. Khodykin, First Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Andrey N. Nyafkin, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Dmitry V. Kosolapov, Head of production area, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Alexander N. Zhabin, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 30.06.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 27.07.2022.

The article was submitted 30.06.2022; approved and accepted for publication after reviewing 27.07.2022.