

## Материаловедение и технологии материалов Materials science and materials technology

Научная статья

Статья в открытом доступе

УДК 621.791

doi: 10.30987/2782-5957-2025-1-79-91

### ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ АРГОНОДУГОВОЙ СВАРКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ АМg2-10%TiC, АМg6-10%TiC, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СВС В РАСПЛАВЕ

Юлия Владимировна Шерина<sup>1✉</sup>, Альфия Расимовна Луц<sup>2</sup>, Иван Юрьевич Тимошкин<sup>3</sup>,  
Илья Александрович Зырин<sup>4</sup>

<sup>1,2,3,4</sup> Самарский государственный технический университет, Самара, Россия

<sup>1</sup> yulya.makhonina.97@inbox.ru; <https://orcid.org/0000-0002-5451-7107>

<sup>2</sup> alya\_luts@mail.ru; <https://orcid.org/0000-0001-7889-9931>

<sup>3</sup> ivan-mns@mail.ru; <https://orcid.org/0000-0001-5299-2804>

<sup>4</sup> zyrin99@bk.ru; <https://orcid.org/0009-0000-6880-0440>

#### Аннотация

В работе приводятся результаты оценки влияния аргонодуговой сварки на структуру и свойства композиционных материалов АМg2-10 %TiC и АМg6-10 %TiC, изготовленных методом СВС в расплаве. В ходе исследований получены неразъемные сварные соединения, характеризующиеся единичными дефектами в виде пор и неспавара. Металлографический анализ показал, что на сварных образцах композиционных материалов, в отличие от матричных сплавов, отсутствует разнородность зерна после кристаллизации сварочной ванны и происходит формирование равноосной ячеистой структуры. Установлено, что проведение операции сварки приводит к росту зерна на всех образцах, но присутствие дисперсной армирующей фазы способствует замедлению данного процесса, а наименьший размер дендритной ячейки, вне зависимости от зоны сварки, наблюдается на образце АМg2-10 %TiC. При этом, содержание частиц кар-

бида титана в сварных образцах композиционных материалов отмечается во всех трех зонах сварного соединения, хотя ее количество уменьшается по мере приближения к сварному шву. Также выявлено, что в зоне сварки может происходить дополнительное выделение  $\beta$ -фазы состава  $Al_3Mg_2$ , но отсутствует соединение  $Al_4C_3$ , что свидетельствует о термодинамической стабильности фазы карбида титана. Оценка механических свойств показывает более удовлетворительные характеристики для композиционного материала АМg2-10 %TiC, что позволяет рекомендовать его для изготовления конструкций со сварными соединениями, работающих в условиях статических сжимающих нагрузок.

**Ключевые слова:** аргонодуговая сварка, композиционный материал, размер, зерно, механические свойства.

Ссылка для цитирования:

Шерина Ю.В. Исследование влияния аргонодуговой сварки на структуру и механические свойства композиционных материалов АМg2-10 %TiC, АМg6-10 %TiC, полученных методом СВС в расплаве / Ю.В. Шерина, А.Р. Луц, И.Ю. Тимошкин, И.А. Зырин // Транспортное машиностроение. – 2025. – № 1. – С. 79-91. doi: 10.30987/2782-5957-2025-1-79-91.

**Финансирование:** исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания (тема № АААА-А12-2110800012-0).

Original article

Open Access Article

### STUDY OF THE EFFECT OF ARGON ARC WELDING ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF АМg2-10%TiC AND АМg6-10%TiC COMPOSITE MATERIALS, OBTAINED BY SHS METHOD IN A MELT

**Yulia Vladimirovna Sherina<sup>1✉</sup>, Alfiya Rasimovna Luts<sup>2</sup>, Ivan Yurievich Timoshkin<sup>3</sup>, Ilya Aleksandrovich Zyrin<sup>4</sup>**

<sup>1,2,3,4</sup> Samara State Technical University, Samara, Russia

<sup>1</sup> yulya.makhonina.97@inbox.ru; <https://orcid.org/0000-0002-5451-7107>

<sup>2</sup> alya\_luts@mail.ru; <https://orcid.org/0000-0001-7889-9931>

<sup>3</sup> ivan-mns@mail.ru; <https://orcid.org/0000-0001-5299-2804>

<sup>4</sup> zyrin99@bk.ru; <https://orcid.org/0009-0000-6880-0440>

**Abstract**

The paper gives the results of evaluating the effect of argon arc welding on the structure and properties of AMg2-10%TiC and AMg6-10%TiC composite materials produced by SHS method in a melt. During the research, permanent welded joints are obtained, characterized by single defects such as pores and lack of fusion. Metallographic analysis shows that, unlike matrix alloys, there is no grain heterogeneity on welded samples of composite materials after crystallization of the welding bath and an equiaxed cellular structure is formed. It is found out that the welding operation leads to grain growth on all samples, but dispersed reinforcing phase slows down this process, and the smallest size of the dendritic cell, regardless of the welding zone, is observed in AMg2-10%TiC sample. At the

same time, the content of titanium carbide particles in welded samples of composite materials is noted in all three zones of the weld joint, although its amount decreases as it approaches the weld. It is also found out that additional beta-phase release of Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub> composition may occur in the welding zone, but there is no Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> compound, which indicates the thermodynamic stability of the titanium carbide phase. The evaluation of mechanical properties shows more satisfactory characteristics for AMg2-10%TiC composite material, which makes it possible to recommend it for the manufacture of structures with welded joints operating under static compressive loads.

**Keywords:** argon arc welding, composite material, size, grain, mechanical properties.

*Reference for citing:*

*Sherina YuV, Lutz AR, Timoshkin IYu, Zyrin IA. Study of the effect of argon arc welding on the structure and mechanical properties of AMG2-10%TiC and AMG6-10%TiC composite materials obtained by SHS method in a melt. Transport Engineering. 2025;1:79-91. doi: 10.30987/2782-5957-2025-1-79-91.*

**Funding:** the study is carried out with the financial support of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation within the state assignment (topic no. AAAAA-A12-2110800012-0).

Разработка новых функциональных и конструкционных металлических материалов, армированных высокопрочными дисперсными наполнителями, является одним из стратегических направлений развития материалов и технологий отечественной науки [1]. На данный момент в большей степени исследованы металломатричные композиты на основе алюминия и его сплавов, что объясняется их низким весом, хорошей технологичностью и ценовой доступностью, в результате чего уже внедрен в производство целый ряд новейших композиционных материалов на основах АК7, АК9, АК12ММгН, АМг1, Д16, В95 и др., армированных путем замешивания в расплав частиц SiC или Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> микронных размеров. Подобные материалы отличаются повышенными показателями твердости, прочности и износостойкости, что позволяет их использовать для изделий аэрокосмической и транспортной промышленно-

сти [2-4]. Однако, мировые тенденции в данной отрасли науки направлены на повышение дисперсности армирующей фазы, что, вследствие задействования механизмов Петча-Холла, Орована и разницы в коэффициентах термического расширения двух фаз, должно приводить к повышению механических характеристик композитов. В связи с этим, учеными СамГТУ была предложена технология получения композиционных материалов путем проведения самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) фазы карбида титана высокой дисперсности (до 1 мкм) в расплавах востребованных промышленностью алюминиевых сплавов АМг2 и АМг6. Результатом стало получение композиционных материалов АМг2-10 %TiC и АМг6-10 %TiC, первый из которых характеризуется повышением твердости на 14 %, снижением коэффициента трения не менее, чем в 4 раза и скорости износа не менее,

чем в 9 раз; а второй – повышением твердости на 20 %, снижением коэффициента трения не менее, чем в 2 раза и скорости износа не менее, чем в 4 раза относительно матричных сплавов [5].

Дальнейшее внедрение в производство разработанных материалов подразумевает изготовление из них сварных конструкций путем использования наиболее распространенной для матричных сплавов АМг2 и АМг6 аргонодуговой сварки (АРДС). Однако, согласно литературным данным, наличие многочисленных частиц армирующей фазы может приводить к существенным затруднениям, к числу основных из которых можно отнести неблагоприятное влияние армирующей фазы на поведение дугового разряда; перераспределение или растворение армирующей фазы в сварном шве; низкую текучесть ванны при высокой доле армирования с формированием повышенной пористости и др. [6-8]. Помимо этого, вследствие воздействия на композиты типа Al-SiC температур, превышающих линию ликвидус алюминиевых сплавов, что обычно наблюдается при АРДС, может образовываться хрупкая фаза  $Al_4C_3$ , наличие которой ведет к снижению механических свойств, а также увеличение размера матричного зерна [9, 10]. В связи с этим, целью данного исследования было поставлено сравнение влияния процесса АРДС на структуру и свойства матричных сплавов АМг2, АМг6 и композиционных материалов на их основах АМг2-10 %TiC, АМг6-10 %TiC.

Методика получения композиционных материалов, армированных высокодисперсной фазой карбида титана на основе промышленных сплавов АМг2 и АМг6

методом СВС в расплаве приведена в работах [11, 12]. Получение неразъемных соединений методом АРДС производили неплавящимся вольфрамовым электродом с подачей присадочного прутка марки 5356 (табл. 1) на двух видах образцов в соответствии с ГОСТ 1486-80 (рис. 1). Подготовка сварочных материалов включала: травление в щелочи NaOH для перевода оксидной пленки  $Al_2O_3$  в соль  $Na_2Al$ , промывка, удаление пленки раствором азотной кислоты с последующей промывкой и просушкой (не менее 6 часов). Для проведения сварочных работ был использован сварочный аппарат марки SEBORA WIN TIG AC-DC 180M. Параметры сварки рассчитывались в соответствии с ISO/TR 18491 и приведены в табл. 2, где  $d_{п}$  – диаметр присадочной проволоки;  $I_{св}$  – сварочный ток;  $U_{д}$  – оптимальное напряжение дуги;  $V_{св}$  – скорость сварки;  $Q_{п}$  – погонная энергия;  $q_{г}$  – расход защитного газа (аргона).

Шлифы для структурно-фазового анализа были подготовлены на автоматизированной шлифовально-полировальной машине Mo Raо с использованием алмазной суспензии Dia Maxx Mono дисперсностью 6, 3 и 1 мкм, травление образцов проводили раствором 5 %HF+95 %H<sub>2</sub>O в течение 10 сек. Металлографический и микрорентгеноспектральный (MPCA) анализы осуществляли на растровом электронном микроскопе VEGA3 TESCAN. Количественная и размерная оценка структурных составляющих в различных зонах сварного соединения производилась с использованием программы Micro-S Polar [13] и оптического микроскопа SIAMS AT-24 TRF с применением анализатора SIAMS 800.

Химический состав присадочного прутка марки 5356

Таблица 1

Table 1

Chemical composition of filler rod of 5356 grade

Марка	Содержание элемента, масс. %							
	Al	Cr	Cu	Fe	Mg	Mn	Ti	Zn
5356	основа	0,05-02	0,05	0,25	4,5-5,5	0,1-0,2	0,06-0,2	0,1



Рис. 1. Вид сварных образцов, подготовленных под сварку методом TIG  
 Fig. 1. View of welded samples prepared for TIG welding

Таблица 2

Параметры сварки

Table 2

Welding parameters

Образец	Параметры					
	$d_{п}$ , мм	$I_{св}$ , А	$U_{д}$ , В	$V_{св}$ , мм/с	$Q_{п}$ , кДж/м	$q_{г}$ , л/мин
Пластины						
АМг2, АМг2- 10 %TiC	2	90	23,6	0,07	12	8
АМг6, АМг6-10 %TiC	2	85	23,4	0,07	11	8
Цилиндры						
АМг2, АМг2- 10 %TiC	2	35	21,4	0,07	8	8
АМг6, АМг6- 10 %TiC	2	30	21,2	0,07	7	8

Измерение твердости сварных соединений проводилось на твердомере ЗИП ТК-2М по методу Бринелля (ГОСТ 9012-59): установленная нагрузка 100 кгс, диаметр шарика 2,5 мм, время нагружения 20 сек. Испытания на растяжение – на разрывной машине *Inspekt 200* на образцах, вырезанных поперек сварного шва, по ГОСТ Р ИСО 4136-2009. Испытания на одноосное сжатие осуществлялись на испытательной машине *Instron 5988* по ГОСТ 25.503-97 на цилиндрических образцах III типа. Испытания на статический изгиб – по ГОСТ 6996-66 (ИСО 4126-89) на образцах, вырезанных поперек шва. Оценка механических свойств сварных соединений производилась по ГОСТ 57180-2016.

Для оценки качества полученных неразъемных соединений первоначально были проведены неразрушающие методы контроля – визуально измерительный (ВИК) и радиографический (РК). По результатам ВИК на всех образцах наблюдалось незначительное количество пор, од-

нако их размер не превышал 1,2 мм, а занимаемая ими площадь составляла не более 10 %, что является допустимым показателем [10]. Результаты РК позволили установить наличие непроваров: наибольшая протяженность на образце АМг6-10%TiC составляла 1/3 длины образца (~ 20 мм), на остальных образцах непровары отсутствовали или присутствовали точечно (не более 5 мм).

Металлографический анализ зоны сварного шва (ЗСШ), зоны термического влияния (ЗТВ) и зоны основного металла (ЗОМ) на матричных сплавах АМг2 и АМг6 показал существенную неоднородность формы и размеров полученных кристаллитов в обоих сплавах (рис. 2, 3) и явно выделяющиеся две зоны: зону равноосных ячеек (рис. 2б, в и рис. 3б, в) и зону столбчатой ячеисто-дендритной структуры (рис. 2а, б и рис. 3а, б).

Согласно данным, приведенным в работе [14], такой ячеистый характер микроструктуры формируется под действием периодичности в продвижении межфазной

границы при затвердевании металла, поскольку в этом случае задействованы два механизма: термическое переохлаждение за счет выделения скрытой теплоты кристаллизации и концентрационное переохлаждение расплава по причине накопления примесей перед фронтом затвердевания в процессе роста твердой фазы. Для исключения этого явления и получения равноосной мелкозернистой структуры в традиционных алюминиевых сплавах рекомендуется проводить синхронное импульсно-периодическое воздействие внешним источником [14].

Металлографический анализ тех же зон (ЗСШ, ЗТВ, ЗОМ) в составе композиционных материалов АМг2-10 %ТiС (рис. 4) и АМг6-10 %ТiС (рис. 5) показал отсутствие значительной разницы в структуре их матричного зерна, но явно выраженную разницу в количественном содержании карбидной фазы. Очевидно, наличие многочисленных тугоплавких частиц ТiС, выступающих в роли модификатора, препятствует росту дендритов твердого раствора основного металла и тем самым

способствует формированию более равноосной структуры.

С целью уточнения размерных параметров была произведена сравнительная оценка размера зерна исходных сплавов и композиционных материалов в различных зонах сварного соединения, которая подтвердила модифицирующее действие карбидной фазы (рис. 6). Особенно данный эффект выражен в составе композиционного материала АМг2-10 %ТiС, а меньшее измельчение зерна в составе АМг6-10 %ТiС обусловлено, очевидно, большим содержанием магния, приводящим к более существенному разогреву.

Далее была проведена количественная обработка микроструктур композиционных материалов для оценки перераспределения карбидной фазы в сварном соединении (рис. 7, 9), а также их микрорентгеноспектральный анализ (рис. 8, 10). Установлено, что на обоих составах в процессе сварки количество ТiС уменьшается по мере приближения к зоне сварного шва, что связано с оттеснением частиц фронтом кристаллизации.

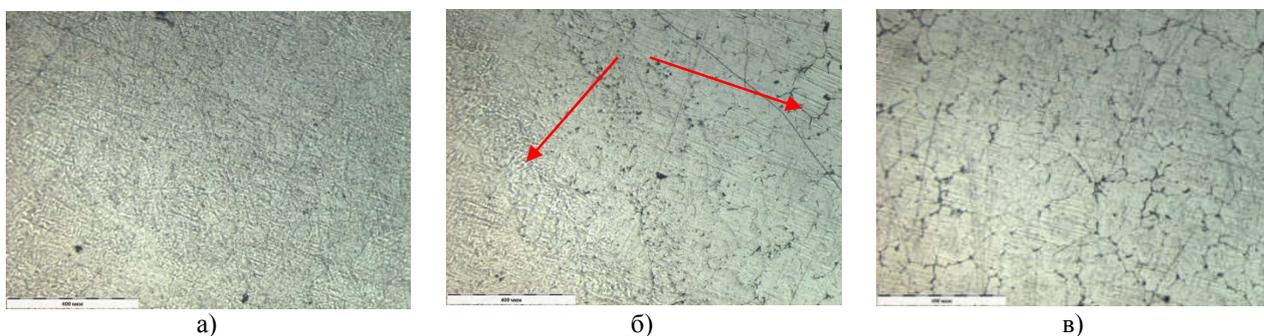


Рис. 2. Микроструктуры сварного соединения на основе сплава АМг2: а – зона шва; б – зона термического влияния; в – зона основного металла

*Fig. 2. Microstructures of a welded joint based on AMg2 alloy: a) weld zone; b) heat-affected zone; c) base metal zone*

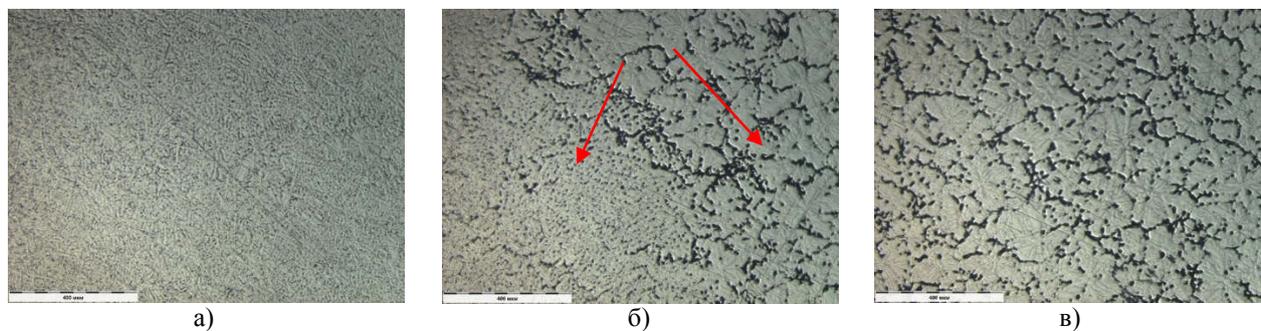


Рис. 3. Микроструктуры сварного соединения на основе сплава АМг6: а – зона шва; б – зона термического влияния; в – зона основного металла

*Fig. 3. Microstructures of a welded joint based on AMg6 alloy: a) weld zone; b) heat-affected zone; c) base metal zone*

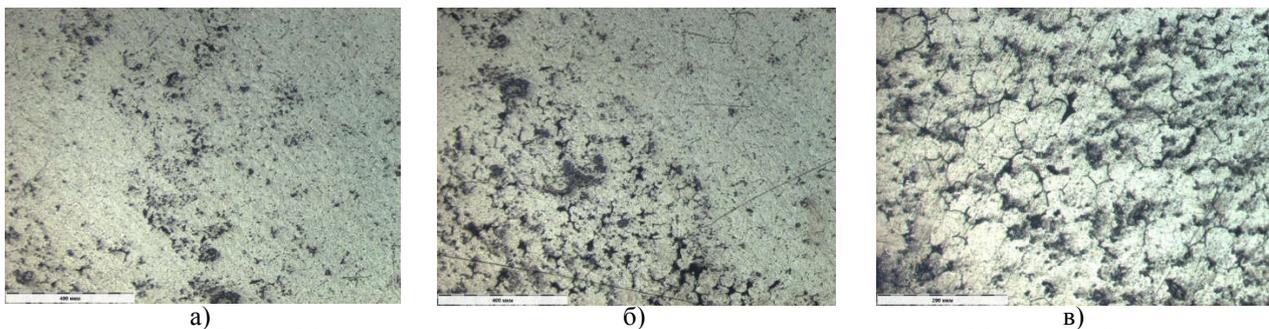


Рис. 4. Микроструктуры сварного соединения на основе сплава АМг2-10%ТiС:  
а – зона шва; б – зона термического влияния; в – зона основного металла  
Fig. 4. Microstructures of a welded joint based on AMg2-10%TiC alloy:  
a) weld zone; b) heat-affected zone; c) base metal zone

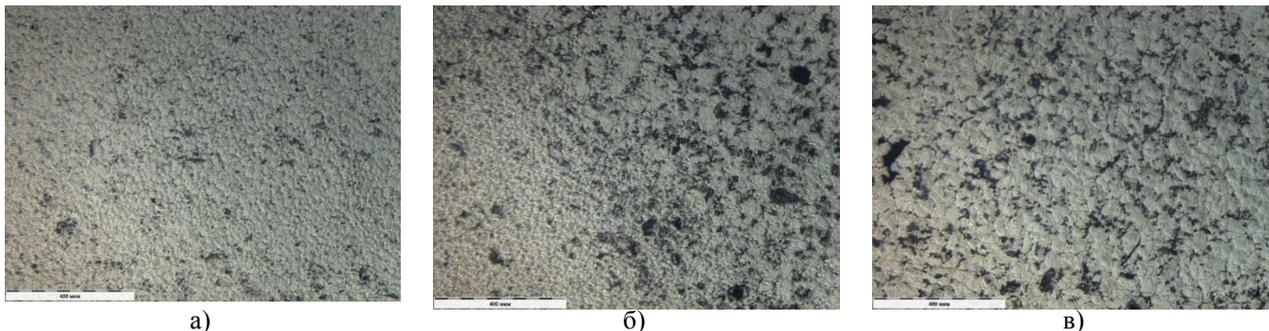


Рис. 5. Микроструктуры сварного соединения на основе сплава АМг6-10%ТiС:  
а – зона шва; б – зона термического влияния; в – зона основного металла  
Fig. 5. Microstructures of a welded joint based on AMg6-10%TiC alloy: a) weld zone;  
b) heat-affected zone; c) base metal zone

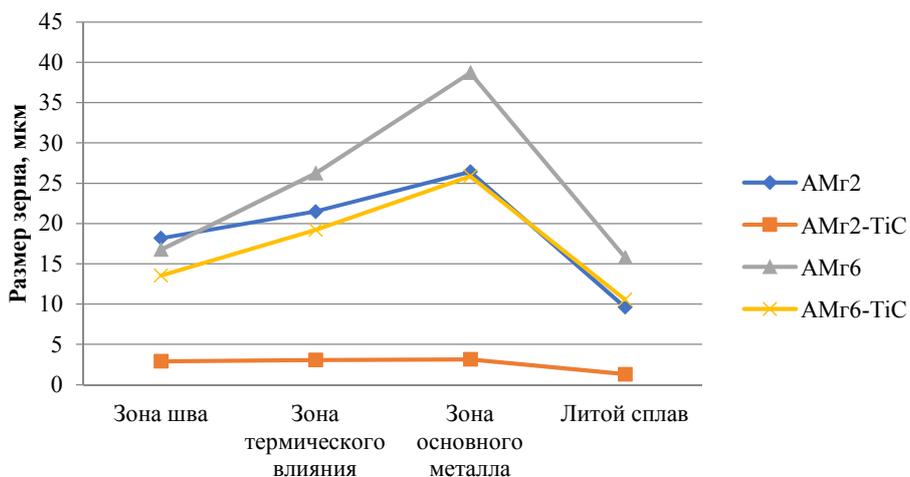


Рис. 6. Размер зерна исследуемых материалов в различных зонах сварного соединения  
Fig. 6. Grain size of the studied materials in different zones of the welded joint

Результаты МРСА позволяют предположить наличие карбидной фазы во всех зонах сварных соединений композиционных материалов (рис. 8, спектры 7, 18, 13, 14, рис. 10 – спектры 30, 31, 42, 45). Кроме того, ввиду того, что в процессе сварки возникают неравновесные условия кристаллизации, в некоторых спектрах отмечается совместное присутствие Al и Mg (рис. 8 – спектры 5, 19, 13; рис. 10 – спектр 42), что косвенно свидетельствует о формировании интерметаллической  $\beta$ -фазы

состава  $Al_3Mg_2$ . Также следует отметить, что в сварном соединении на основе композиционного материала АМг6-ТiС в ЗТВ (рис. 10 – спектр 41) и ЗОМ (рис. 10 – спектр 46) предположительно формируется побочная фаза  $Al_3Ti$ , которая отличается повышенной хрупкостью и может оказать негативное влияние на механические свойства полученного неразъемного соединения. Однако, нежелательная фаза  $Al_4C_3$ , наиболее часто образующаяся в ходе АРДС композиционных материалов с кар-

бидными наполнителями, отсутствует в  
обоих системах, что свидетельствует о

термодинамической стабильности соеди-  
нения карбида титана [9, 10].

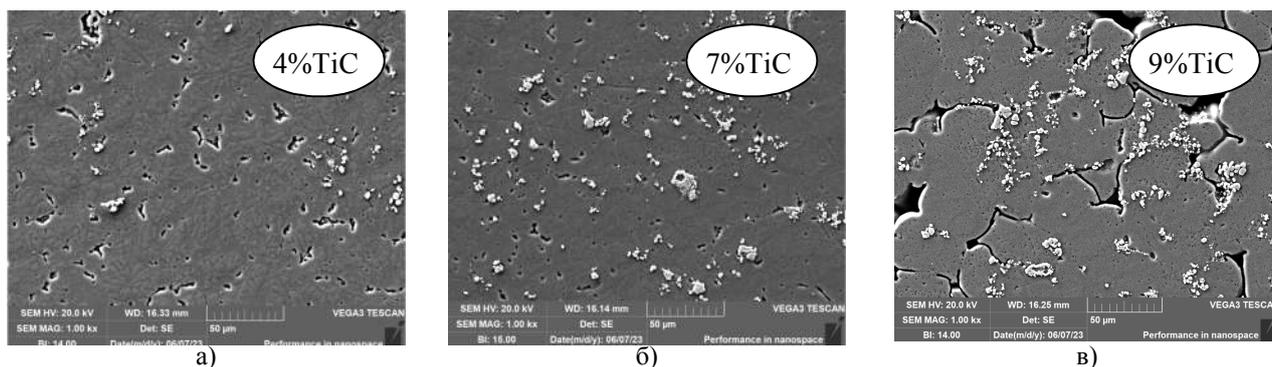
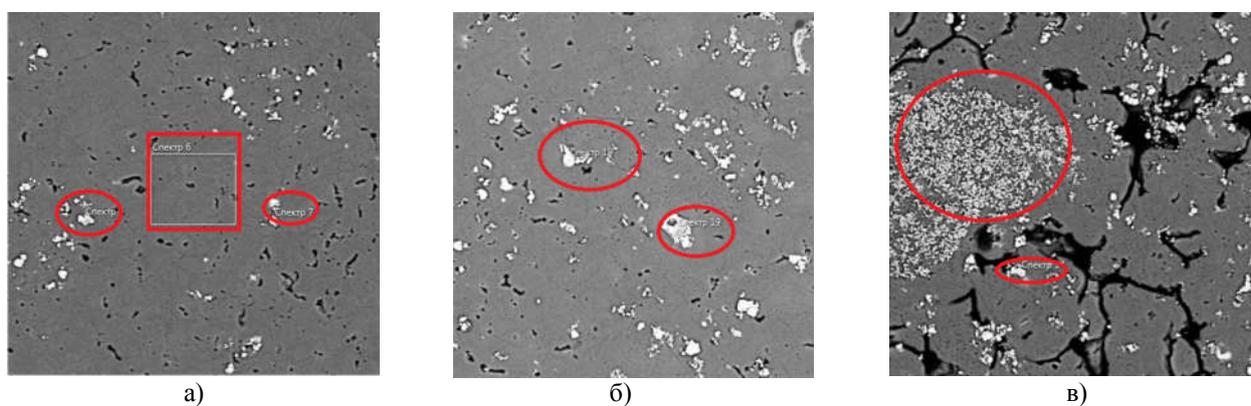


Рис. 7. Микроструктуры сварного соединения АМг2-10%TiC:

а – зона сварного шва; б – зона термического влияния; в – зона основного металла

Fig. 7. Microstructures of the welded joint AMg2-10%TiC: a) weld zone; b) heat-affected zone; c) base metal zone



Номер спектра	Содержание элемента, масс. %			
	Al	C	Ti	Mg
	ЗСШ			
5	8,61	19,60	71,14	0,64
6	95,86	-	-	4,14
7	1,20	23,03	75,77	-
	ЗТВ			
18	1,03	17,39	81,58	-
19	2,94	18,95	77,12	0,99
	ЗОМ			
13	11,20	23,05	63,30	2,45
14	5,11	21,86	73,03	-

Рис. 8. МРСА сварного соединения АМг2-10%TiC:

а – зона шва; б – зона термического влияния; в – зона основного металла

Fig. 8. MRSA of the welded joint AMg2-10%TiC: a) weld zone; b) heat-affected zone; c) base metal zone

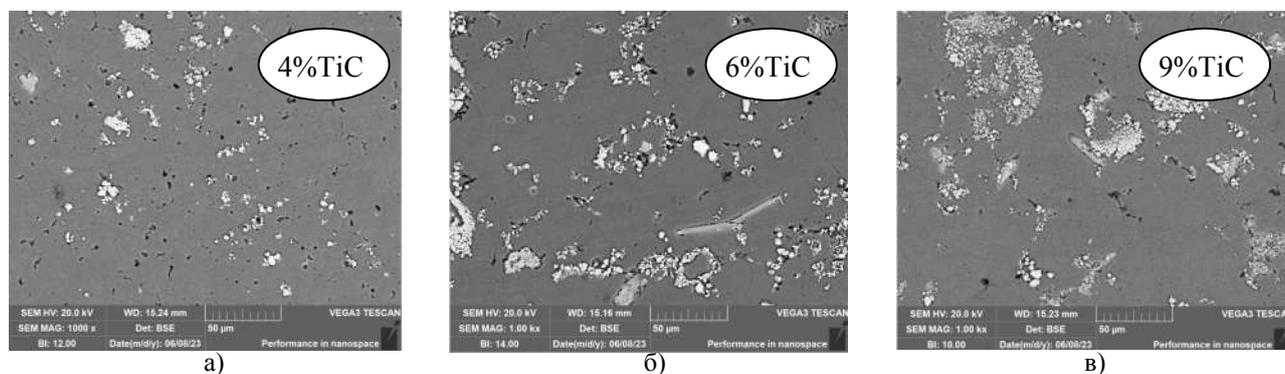
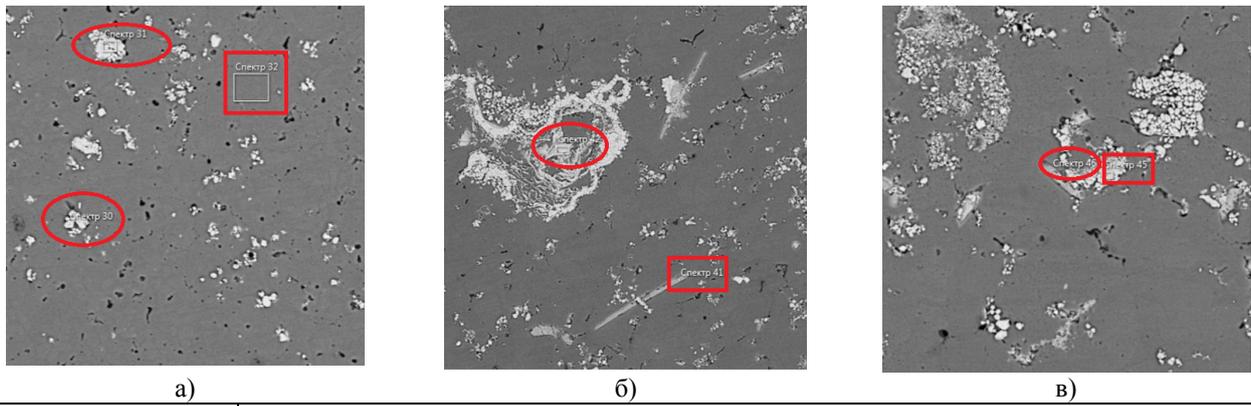


Рис. 9. Микроструктуры сварного соединения АМг6-10 %TiC:

а – зона сварного шва; б – зона термического влияния; в – зона основного металла

Fig. 9. Microstructures of the welded joint AMg6-10 %TiC: a) weld zone; b) heat-affected zone; c) base metal zone



Номер спектра	Содержание элемента, масс. %			
	Al	C	Ti	Mg
ЗСШ				
30	3,39	17,79	78,82	-
31	2,11	16,02	81,87	-
32	95,49	-	-	4,51
ЗТВ				
41	64,73	-	33,75	1,59
42	9,25	21,08	68,39	1,28
ЗОМ				
45	0,75	18,15	81,09	-
46	74,47	-	22,88	2,64

Рис. 10. МРСА сварного соединения АМг6-10 %TiC:

а – зона шва; б – зона термического влияния; в – зона основного металла

Fig. 10. MRSA of the welded joint AMg6-10 %TiC: a) weld zone; b) heat-affected zone; c) base metal zone

Для оценки влияния формируемой структуры на механические показатели литых и сварных образцов, были проведены сравнительные оценки твердости, прочности при растяжении, сжатии и статическом изгибе.

Полученные результаты по измерению твердости (рис. 11) показывают по-

вышение исследуемого показателя на обоих композиционных материалах в сравнении с матричными сплавами, что может быть обусловлено более существенным содержанием магния в составе присадочного материала для композита АМг2-10 %TiC, но в целом является следствием присутствия твердой карбидной фазы.

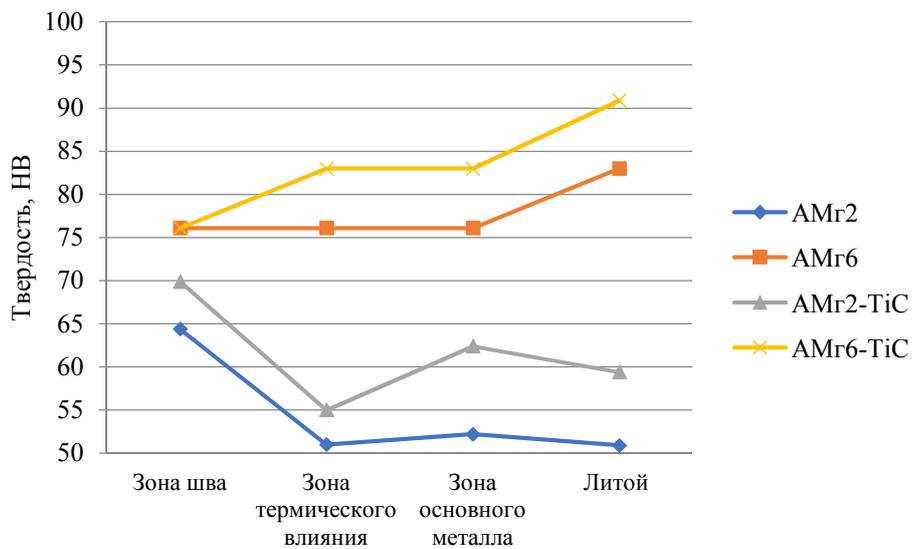


Рис. 11. Распределение твердости в различных зонах сварных соединений

Fig. 11. Distribution of hardness in different zones of welded joints

Сделанный вывод согласуется с результатами, приведенными в работах [15, 16], где также указывается, что подбор правильного режима сварки обеспечивает повышение твердости в зоне сварного шва композиционных материалов относительно данного показателя исходных сплавов.

Результаты по исследованию значений прочности при сжатии и пластичности приведены на рис. 12. Установлено, что и

на литых, и на сварных образцах в присутствии карбидной фазы отмечается сохранение или даже некоторое увеличение значения напряжения сжатия, за исключением сварного образца АМг6-10%ТiС, где отмечается некоторое падение прочности, очевидно, ввиду большего размера зерна. При этом, с увеличением содержания магния пластичность закономерно снижается на всех образцах.

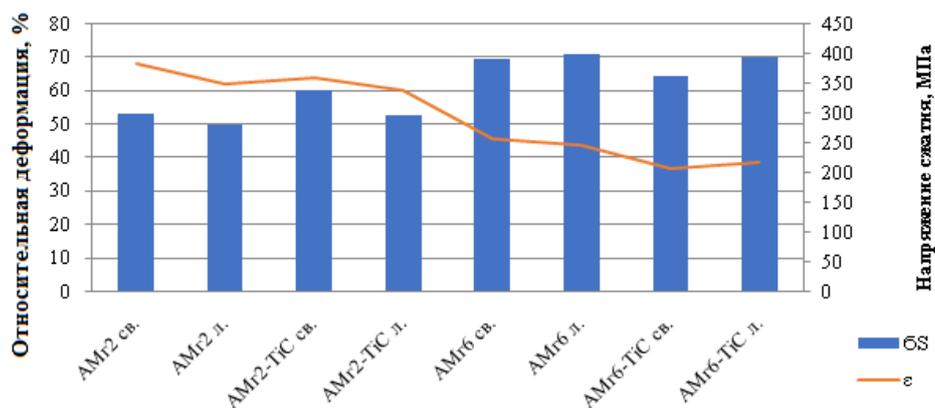


Рис. 12. Определение напряжения сжатия ( $\sigma_s$ ) и Относительной деформации ( $\epsilon$ ) полученных образцов  
 Fig. 12. Determination of compressive stress ( $\sigma_s$ ) and relative deformation ( $\epsilon$ ) of the obtained samples

Данные, полученные в результате оценки прочности при растяжении сварных образцов (рис. 13), показывают тенденцию к падению данного показателя на всех испытываемых материалах. Однако, на

композиционных материалах наличие сварного шва сопровождается снижением предела прочности  $\sigma_b$  в 1,2 и 1,5 раза, а на матричных сплавах АМг2 и АМг6 – в 3,7 и 5,4 раз соответственно.

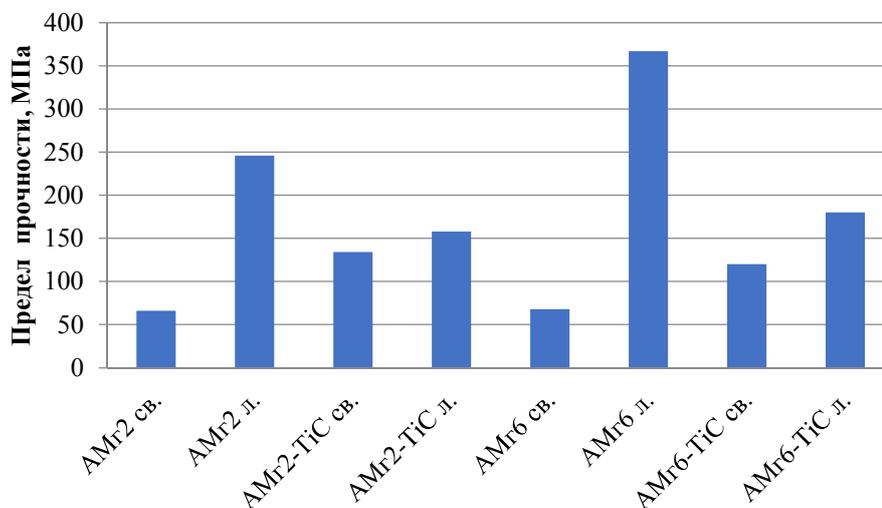


Рис. 13. Определение предела прочности при растяжении полученных образцов  
 Fig. 13. Determination of the tensile strength of the obtained samples

Значительное падение предела прочности при растяжении на матричном сплаве АМг6 может быть связано, во-первых, также с увеличением размера зерна, и, во-вторых, с образованием оксидов магния ввиду его значительного содержания и высоких температур. При этом очень важно отметить характер разрушения: на образцах АМг2, АМг2-10 %TiC и АМг6-10 %TiC разрушение при растяжении происходило по центру сварного шва, что говорит о хорошем сплавлении основного и

присадочного материалов, в случае же матричного сплава АМг6 разрыв наблюдается в зоне термического влияния, то есть по кромке сварного шва.

Результаты испытаний на статический изгиб сварных образцов матричных сплавов и композитов на их основе (рис. 14) показывают, что композиционные материалы в целом демонстрируют более высокие значения углов появления первых трещин, но наилучшим показателем характеризуется образец АМг2-10 %TiC.

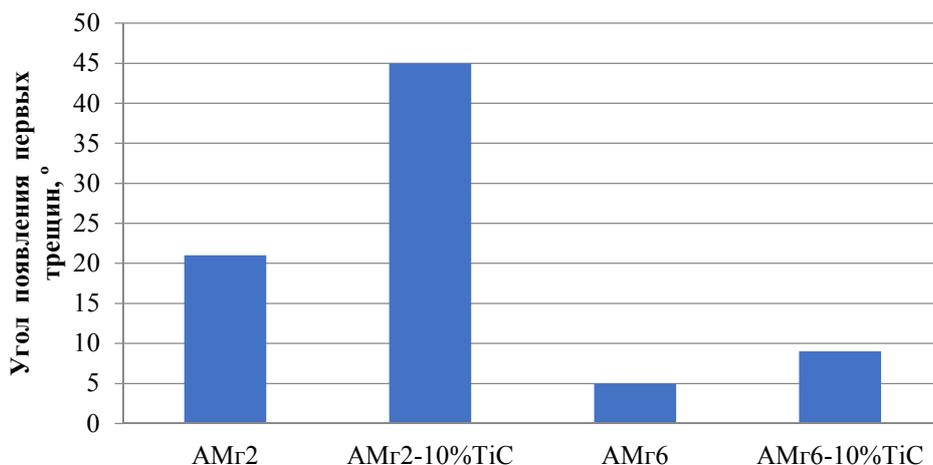


Рис. 14. Результаты испытаний на статический изгиб  
 Fig. 14. Results of static bending tests

Полученные результаты позволяют сделать следующие выводы:

1. В ходе проведения АРДС наличие армирующей фазы TiC способствует формированию равноосной структуры по всему объему материала.

2. В процессе кристаллизации отмечается рост матричного зерна во всех исследуемых образцах, однако в композиционных материалах этот процесс происходит менее интенсивно, что обусловлено модифицирующим действием дисперсных частиц карбидной фазы, а минимальный размер зерна наблюдается в композиционном материале АМг2-10 %TiC.

3. Армирующая фаза TiC присутствует во всех зонах сварных образцов,

хотя ее количество уменьшается по мере приближения к зоне шва. Помимо этого, возможно формирование интерметаллической β-фазы состава Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub>.

4. Наличие сварного соединения в составе композиционного материала АМг2-10%TiC позволяет повысить показатели твердости и прочности на сжатие при небольшом снижении прочности на растяжение, а для композиционного материала АМг6-10 %TiC наличие сварного шва приводит к падению показателей и твердости, и прочности, что не позволяет рекомендовать его к использованию для изготовления сварных конструкций.

#### СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на

период до 2030 года. Авиационные материалы и технологии. М.: ВИАМ. 2012. С. 7-17.

2. Аксенов А.А. Оптимизация состава и структуры композиционных материалов на алюминиевой и медной основе, получаемых жидкофазными методами и механическим легированием. Дисс. на соиск. уч. степени доктора технич. наук. Москва. 2007. 390С.
3. Курганова Ю.А. Разработка и применение дисперсно упрочненных алюмоматричных композиционных материалов в машиностроении. Дисс. на соиск. уч. степени доктора технич. наук. Москва. 2008. 285 С.
4. Михеев Р.С. Перспективные покрытия с повышенными триботехническими свойствами из композиционных материалов на основе цветных металлов. Дисс. на соиск. уч. степени доктора технич. наук. Москва. 2018. 442 С.
5. Шерина Ю.В. Влияние армирования высокодисперсной фазой карбида титана, синтезированной в расплаве, и термообработки на структуру и свойства промышленных алюминиевых сплавов. Дисс. на соиск. уч. степени канд. технич. наук. Самара. 2024. 207 С.
6. Коберник Н.В. Сварка плавлением дисперсно-упрочнённых алюмоматричных композиционных материалов (обзор). Сварка и Диагностика. 2007. № 3. С. 34 – 43.
7. Чернышов Г.Г., Чернышова Т.А. Дуговая сварка дискретно армированных композиционных материалов с алюминиевыми матрицами: структура и свойства. Заготовительные производства в машиностроении. 2004. № 5. С. 5–9.
8. Дриц А.М., Овчинников В.В., Губин А.М. Технологические особенности сварки трением с перемешиванием дисперсно-упрочненного алюмоматричного композиционного материала. Металловедение. Технология легких сплавов. 2021. № 3. С. 11-20. DOI: 10.24412/0321-4664-2021-3-11-20
9. Ellis M.B.D., Gittosand M.F., Theredgill P.L. Materials World. 1995. №2. 415 P.
10. Urena A., Rodrigo P., Gil L., Escalera M.D., Bal-donado J.L. Interfacial reactions in an Al-Cu-Mg/SiC<sub>w</sub> composite during liquid processing. Part II. Arc welding. Journal of Materials Science. 2001. № 36. P. 429-439. DOI: 10.1023/A:1004832713790
11. Луц А.Р., Шерина Ю.В., Амосов А.П., Качура А.Д. Жидкофазное получение методом СВС и термическая обработка композитов на основе алюминиево-магниевого сплава, упрочненного высокодисперсной фазой карбида титана. Известия вузов. Цветная металлургия. 2023. Т.59. №4. С.70-86. DOI: 10.17073/0021-3438-2023-4-70-86
12. Шерина Ю.В., Луц А.Р. Влияние термической обработки на свойства композиционных материалов AMg2-10%TiC и AMg6-10%TiC, полученных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Frontier Materials & Technologies. 2024. № 1. С. 105-112. DOI: 10.18323/2783-4039-2024-1-67-10
13. Zhukov D.V., Giorbelidze M.G., Mel'nikov A.A. Voronin S.V. Method for Evaluation and Visualisation of the Microstructure Materials Heterogeneity. Russian Metallurgy (Metally). 2023. № 13. P. 2126-2132. DOI: 10.1134/S0036029523700192
14. Морозов В.П. Особенности процесса формирования первичной структуры сварных швов алюминиевых сплавов различных систем легирования при совместном действии периодического источника тепла и модификаторов. Известия вузов. Машиностроение. 2006. №9. С. 51-64
15. Чернышов Г.Г., Рыбачук А.М., Чернышова Т.А., Кобелева Л.И., Болотова Л.К. Влияние термического цикла дуговой сварки на структуру и свойства сварных швов дисперсно наполненных композитов. Сварочное производство. 2001. №11. С. 7-13.
16. Чернышова Т.А., Болотова Л.К., Кобелева Л.И., Чернышов Г.Г. Дуговая сварка дискретно армированного композиционного материала системы Al-SiC. Физика и химия обработки материалов. 1999. №4. С. 57-62.
17. Шерина Ю.В., Луц А.Р., Богатов М.В., Голубовский Е.Н. Возможность применения метода АРДС для получения неразъемных соединений композиционных материалов, армированных высокодисперсной фазой карбида титана, полученных на основе алюминиево-магниевого сплава. Вестник Югорского государственного университета. 2024. Т.20. № 1. С. 51-61. DOI: 10.18822/byusu20240151-61.

## REFERENCES

1. Kablov EN. Strategic directions for the development of materials and technologies of their processing for the period up to 2030. Aviation Materials and Technologies. Moscow: VIAM; 2012.
2. Aksenov AA. Composition and structure optimization of aluminum- and copper-based composites obtained by liquid phase methods and mechanical alloying [dissertation]. [Moscow (RF)]: 2007.
3. Kurganova YuA. Development and application of diffusely hardened aluminum-matrix composite materials in mechanical engineering [dissertation]. [Moscow (RF)]: 2008.
4. Mikheev RS. Promising coatings with improved tribotechnical properties of composite materials based on non-ferrous metals [dissertation]. [Moscow (RF)]: 2018.
5. Sherina YuV. The effect of reinforcement with a highly acidic titanium carbide phase synthesized in a melt and heat treatment on the structure and properties of industrial aluminum alloys [dissertation]. [Samara (RF)]: 2024.
6. Kobernik NV. Melting welding of dispersed-hardened aluminum-matrix composite materials (review). Welding and Diagnostics. 2007;3:34-43.

7. Chernyshov GG, Chernyshova TA. Arc welding of discretely reinforced composite materials with aluminum matrices: structure and properties. *Blanking Productions in Mechanical Engineering*. 2004;5:5-9.
8. Drits AM, Ovchinnikov VV, Gubin AM. Manufacturing features of friction welding with mixing of dispersed-hardened aluminum-matrix composite material. *Metal Science. Technology of Light Alloys*. 2021;3:11-20. DOI: 10.24412/0321-4664-2021-3-11-20
9. Ellis MBD, Gittosand MF, Theredgill PL. Jpining aluminium based metal matrix composites. *Materials World*. 1995;2:415.
10. Urena A, Rodrigo P, Gil L, Escalera MD, Baladoneda JL. Interfacial reactions in an Al-Cu-Mg/SiC<sub>w</sub> composite during liquid processing. *Journal of Materials Science*. 2001;36:429-439. DOI: 10.1023/A:1004832713790
11. Lutz AR, Sherina YuV, Amosov AP, Kachura AD. Liquid matrix SHS manufacturing and heat treatment of Al-Mg composites reinforced with fine titanium carbide. *Izvestiya. Non-ferrous Metallurgy*. 2023;59(4):70-86. DOI: 10.17073/0021-3438-2023-4-70-86.
12. Sherina YuV, Lutz AR. The study of the effect of heat treatment on the properties of the AMg2–10%TiC and AMg6–10%TiC composite materials produced by self-propagating high-temperature synthesis. *Frontier Materials & Technologies*. 2024. № 1. С. 105-112. DOI: 10.18323/2783-4039-2024-1-67-10
13. Zhukov DV, Giorbelidze MG, Melnikov AA, Voronin SV. Method for evaluation and visualisation of the microstructure materials heterogeneity. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2023;13:2126-2132. DOI: 10.1134/S0036029523700192
14. Morozov VP. Features of forming the primary structure of aluminum alloy welds of various alloying systems under the combined action of a periodic heat source and modifiers. *Proceedings of Higher Educational Institutions. Machine Building*. 2006;9:51-64.
15. Chernyshov GG, Rybachuk AM, Chernyshova TA, Kobeleva LI, Bolotova LK. Influence of the thermal cycle of arc welding on the structure and properties of welds of dispersed filled composites. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2001;11:7-13.
16. Chernyshova TA, Bolotova LK, Kobeleva LI, Chernyshov GG. Arc welding of discretely reinforced composite material of Al-SiC system. *Physics and Chemistry of Materials Treatment*. 1999;4:57-62.
17. Sherina YuV, Lutz AR, Bogatov MV, Golubovsky EN. The possibility of using ARDS method to obtain permanent joints of composite materials reinforced with a highly dispersed phase of titanium carbide obtained on the basis of aluminum-magnesium alloys. *Yugra State University Bulletin' Academic Journal*. 2024;20(1):51-61. DOI: 10.18822/byusu20240151-61.

#### Информация об авторах:

**Шерина Юлия Владимировна** – младший научный сотрудник кафедры «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы», тел. +7-963-913-66-03.

**Луц Альфия Расимовна** – кандидат технических наук, доцент кафедры «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы», тел. +7-927-601-89-76.

**Sherina Yulia Vladimirovna** – Junior Research Assistant of the Department of Metall Science, Powder Metallurgy, Nanomaterials; phone: +7-963-913-66-03.

**Lutz Alfiya Rasimovna** – Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Metallurgy, Powder Metallurgy, Nanomaterials; phone: +7-927-601-89-76.

**Тимошкин Иван Юрьевич** – кандидат технических наук, доцент кафедры «Литейные и высокоэффективные технологии», тел. +7-987-947-67-37.

**Зырин Илья Александрович** – аспирант кафедры «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы», тел. +7-917-109-17-73.

**Timoshkin Ivan Yuryevich** – Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Foundry and High-efficiency Technologies; phone: +7-987-947-67-37.

**Zyrin Ilya Aleksandrovich** – Postgraduate Student of the Department of Metall Science, Powder Metallurgy, Nanomaterials; phone: +7-917-109-17-73.

**Вклад авторов: все авторы сделали эквивалентный вклад в подготовку публикации.**  
**Contribution of the authors: the authors contributed equally to this article.**

**Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.**  
**The authors declare no conflicts of interests.**

**Статья опубликована в режиме Open Access.**  
**Article published in Open Access mode.**

Статья поступила в редакцию 31.10.2024; одобрена после рецензирования 27.11.2024; принята к публикации 27.12.2024. Рецензент – Макаренко К.В., доктор технических наук, профессор Брянского государственного технического университета, член редсовета журнала «Транспортное машиностроение».

The article was submitted to the editorial office on 31.10.2024; approved after review on 27.11.2024; accepted for publication on 27.12.2024. The reviewer is Makarenko K.V., Doctor of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Mechanical Engineering and Material Science at Bryansk State Technical University, member of the Editorial Council of the journal *Transport Engineering*.

## **НОВОЕ НАПРАВЛЕНИЕ ПОДГОТОВКИ БАКАЛАВРОВ!**

***В Брянском государственном техническом университете с 2025 года открывается приём на новое направление подготовки бакалавров  
09.03.03 – Прикладная информатика,  
профиль «Компьютерное проектирование и дизайн»***

*Развитие техники и технологий в современном мире предъявляют к промышленным машинам и механизмам не только требования в обеспечении надёжности, долговечности и безопасности, но и требования современного дизайна, эстетичности, удобства пользования и оптимальной конструкции. Современные системы 3D моделирования и виртуализации позволяют на новом уровне переосмыслить промышленный дизайн и создавать инновационную футуристичную продукцию, притягивающую взгляд!*

*В современной динамично развивающейся России, имеется недостаток в высококвалифицированных специалистах в области компьютерного проектирования и дизайна, которые способны на основе инженерных расчётов разработать инновационный дизайн промышленных объектов с применением самых современных инструментов - промышленных пакетов программ, CAD / CAM / CAE систем, а также 3D прототипирования, систем виртуальной реальности и прикладного программирования.*

*Объектом профессиональной деятельности выпускника является промышленный дизайн и проектирование технических систем, машин и механизмов с помощью современных IT технологий, 3D прототипирования и виртуализации. Областью знаний будущих выпускников является способность выполнять расчёт и проектирование машин и механизмов, применять прикладное программирование для решения технических задач и создавать современный дизайн промышленных объектов с помощью IT технологий.*

*Будущий выпускник будет востребован конструкторскими организациями, промышленными предприятиями, научно-исследовательскими учреждениями, высшими учебными заведениями в качестве инженера-проектировщика, прикладного программиста или дизайнера технических систем, а материально-техническая база университета и кафедры, квалифицированный преподавательский состав и продуманный учебный план подготовки бакалавра гарантирует получение студентами глубоких знаний в области промышленного дизайна, прикладного программирования и проектирования современных промышленных машин, комплексов и оборудования.*

### **Контактная информация**

Сайт университета:

[www.tu-bryansk.ru](http://www.tu-bryansk.ru)

Тел.: 8 (4832) 58-82-64,

Приемная комиссия:

[pk@tu-bryansk.ru](mailto:pk@tu-bryansk.ru)

8 (4832) 51-03-57