DOI 10.15589/jnn20150305
УДК 621.791
Д50

DIFFUSION AND RECRYSTALLIZATION PROCESSES AT DIFFUSION VACUUM WELDING OF ALUMINUM AND TITANIUM BASED ALLOYS

ДИФФУЗИОННЫЕ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКЕ В ВАКУУМЕ СПЛАВА АЛЮМИНИЯ АМГ6 СО СПЛАВОМ ТИТАНА ВТ6

Yevhen V. Polovetskyi
poloveckiy@gmail.com
ORCID: 0000-0002-8113-0434

Oleh O. Novomlynets
oon1@ukr.net
ORCID: 0000-0003-1140-5209

Andrii V. Labartkava
andriy.labartkava@nuos.edu.ua
ORCID: 0000-0003-0026-0817

Volodymyr O. Martynenko
volodymyr.martynenko@nuos.edu.ua
ORCID: 0000-0003-4067-3640

Maksym V. Matvienko
MatvienkoMV@i.ua
ORCID: 0000-0002-1020-0415

Е. В. Половецкий
канд. техн. наук[1]

О. А. Новомлинец
канд. техн. наук, доц.[2]

А. В. Лабарткава
канд. техн. наук[3]

В. А. Мартыненко
канд. техн. наук, доц.[3]

М. В. Матвиенко
канд. техн. наук, доц.[3]

[1]***The E. O. Paton Electric Welding Institute, Kyiv***
[1]*Институт электросварки им. Е. О. Патона, г. Киев*
[2]***Chernihiv National University of Technology, Chernihiv***
[2]*Черниговский национальный технический университет, г. Чернигов*
[3]***Admiral Makarov National University of Shipbuilding, Mykolaiv***
[3]*Национальный университет кораблестроения имени адмирала Макарова, г. Николаев*

Abstract. The new technologies of the diffusion vacuum welding (DVW) of aluminum alloys and titanium alloys have been considered. The aim of the paper is to study the special features of the processes of the formation of the structure and phases in the diffusion vacuum welding of an aluminum alloy with a titanium alloy, as well as the establishment of scientific foundations of obtaining welded joints by optimizing their structure and the phase composition. For the study of diffusion and recrystallization processes at the DVW, the specimens of AMg6 and WTi6 were welded without the AD1 interlayer and with its application. The metallographic studies were performed using an Auger microprobe equipped with an energy dispersive X-ray spectrometer of the INCA system on the sections of welded joints produced by ion etching. Due to the negative impact of magnesium, it is not possible to obtain a welded joint of the WTi6 titanium alloy with the AMg6 aluminum alloy without the aluminum interlayer. The initial AMg6 structure of the banded type is converted into grains of different sizes and shapes in the process of welding. At the area of the joint with the interlayer in the AMg6 alloy they have more equiaxed shape and smaller dimensions. In the AD1 alloy, there are oxide type globular inclusions of the production origin. The structure of the WTi6 titanium alloy does not change during the welding process and consists of the primary grains elongated along the rolled metal of the predominant form factor 2. The secondary structure is the α-phase plates with layers of the β-phase along the boundaries of the plates and primary grains. The results of the study are of interest in making products for the aviation and space industries. They are to meet the stringent requirements for preservation of the initial size of the details, which is only possible if there are no notable deformations. The determined regularities allowed developing the welding technology to obtain high-quality welded joints using the diffusion vacuum welding. The number of areas with defects is no more than 5 % of the total area of the joint, where the intermetallic compounds are not formed at the junction of the interlayer and the titanium alloy.

Keywords: diffusion vacuum; diffusion; recrystallization; microstructure.

Анотація. Досліджено дифузійні і рекристалізаційні процеси, що відбуваються під термодеформаційним впливом при дифузійному зварюванні у вакуумі АМг6 + ВТ6.

Ключові слова: дифузійне зварювання у вакуумі; дифузія; рекристалізація; мікроструктура.

Аннотация. Исследованы диффузионные и рекристаллизационные процессы, происходящие под термодеформационным воздействием при диффузионной сварке в вакууме АМг6+ВТ6.

Ключевые слова: диффузионная сварка в вакууме; диффузия; рекристаллизация; микроструктура.

REFERENCES

[1] Charukhina K. Ye., Glovanenko S. A., Masterov V. A., Kazakov N. F. *Bimetallicheskie soedineniya* [Bimetallic compounds]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1970. 280 p.

[2] Bykovskiy O. G., Pasko A. N. Sovremennoe sostoyanie tekhnologii svarki tsvetnykh metallov i splavov [Current state of the nonferrous metals and alloys welding technology]. *Sborka v mashinostroenii, priborostroenii — Assembling in mechanical engineering, instrument-making*, 2011, no. 12, pp. 32–40.

[3] Gurevich S. M. *Spravochnik po svarke tsvetnykh metallov* [Reference book of the non-ferrous metals welding]. Kyiv, Nauk. Dumka Publ., 1981. 608 p.

[4] Lyakishev N. P. *Diagrammy, sostoyaniya dvoynykh metallicheskikh system* [State diagrams of binary metal systems]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1996, vol. 1, 991 p.

[5] Karakozov E. S. *Soedinenie metallov v tverdoi faze* [Metal composition in the solid phase]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976. 264 p.

[6] Kazakov N. F. *Diffuzionnaya svarka metallov* [Metals diffusion welding]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1976. 360 p.

[7] Krasulin Yu. L., Shorshorov M. Kh. O mekhanizme obrazovaniya soedineniy raznorodnykh materialov v tverdom sostoyanii [On the mechanism of formation of dissimilar materials compounds in the solid state]. *Fizicheskaya i khimicheskaya obrabotka materialov — Physical and chemical processing of materials*, 1967, no. 1, pp. 89–97.

[8] Kuybyshev O., Gopkine B. *Okislenie metallov i splavov* [Oxidation of metals and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1965. 428 p.

[9] Larikov L. H., Ryabov V. R., Falchenko V. M. *Diffuzionnye protsessy v tverdoy faze pri svarke* [Diffusion processes in the solid phase at welding]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1975. 192 p.

[10] Rabkin D. M., Ryabov V. R., Gurevich S. M. *Svarka raznorodnykh metallov* [Dissimilar metals welding]. Kyiv, Tekhnika Publ., 1976. 208 p.

[11] Ryabov V. R. *Svarka alyuminiya i ego splavov s drugimi metallami* [Welding of aluminum and its alloys with other metals]. Kiev, Nauk. Dumka Publ., 1983. 264 p.

[12] Chechulin B. B., Khesin Yu. D. Tsiklicheskaya i korrozionnaya prochnost titanovykh splavov [Cyclic and corrosion strength of titanium alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1987. 208 p.

ПОСТАНОВКА ПРОБЛЕМЫ

Большой интерес для конструкторов и разработчиков новых технологий представляет возможность использования в агрегатах и системах неразъемных соединений сплавов алюминия со сплавами титана. Как правило, в таком случае сварка плавлением непригодна, так как при значительном перегреве в жидкой и даже в твердой фазе образуются хрупкие интерметаллиды, которые значительно снижают работоспособность соединений. Кроме того, при сварке изделий из таких материалов предъявляются жесткие требования к сохранению начальных размеров деталей, которые можно удовлетворить только при условии отсутствия ощутимых деформаций. Весьма успешно можно решить поставленную задачу, применяя один из способов сварки давлением — диффузионную сварку в вакууме (ДСВ) [5, 6].

АНАЛИЗ ПОСЛЕДНИХ ИССЛЕДОВАНИЙ И ПУБЛИКАЦИЙ

Согласно литературным источникам [5, 6] при сварке сплавы подвергаются термодеформационному воздействию [1, 3, 4, 7–11]. В металлах происходят рекристаллизационные и диффузионные процессы, влияющие как на структуру и свойства свариваемых сплавов у зоны сварного соединения и в основном металле, так и на возможность получения сварного соединения. При сварке сплавов титана со сплавами алюминия на свариваемость значительно воздействуют легирующие элементы, в частности магний как наиболее эффективный компонент. В соответствии с диаграммой состояния магний–титан [4] магний не взаимодействует с титаном, способствует образованию на поверхности алюминиевых сплавов рыхлой окисной пленки, тем самым оказывая сильное влияние на свариваемость. Также известно, что при ДСВ даже незначительные добавки магния изменяют свариваемость: с увеличением содержания магния от 0,5 до 2 мас. % прочность соединения снижается примерно на 40 %.

Возможность и скорость рекристаллизации существенным образом зависят от температуры, степени деформации тела и перераспределения легирующих элементов. Для сплава алюминия АМг6 температура начала рекристаллизации составляет 270…300 °С. Температура рекристаллизационного отжига составляет 310…335 °С, но при этом время выдержки при данной температуре должно быть не менее 30 минут. Для сплава титана ВТ6 основные легирующие элементы поднимают температуру рекристаллизации намного выше 550 °С [12], а отжиг для этого сплава проводят при 800 °С.

ЦЕЛЬ РАБОТЫ — исследовать на макро- и микроуровне особенности процессов формирования структуры и фаз при ДСВ сплава алюминия АМг6 со сплавом титана ВТ6, и рекомендовать способы получения качественных сварных соединений путем оптимизации их структуры и фазового состава.

ИЗЛОЖЕНИЕ ОСНОВНОГО МАТЕРИАЛА

Для изучения диффузионных и рекристаллизационных процессов при ДСВ АМг6 с ВТ6 были сварены образцы без промежуточной прослойки и с прослойкой из технического алюминия АД1с при следующих параметрах режимов ДСВ: сварочное давление — 20 МПа, время выдержки — 20 мин., температура сварки — 540 °С.

Металлографические исследования проводили на шлифах, полученных ионным травлением с помощью установки Fine coat ion sputter JFC-1100 фирмы JEOL (Япония). Дальнейший анализ микроструктуры и распределения химических элементов протравленных шлифов сварных соединений осуществили с помощью ОЖЕ-микрозонда JAMP 9500F фирмы JEOL, оборудованного энергодисперсионным рентгеновским спектрометром системы ИНКА компании Oxford Instruments (Великобритания).

Из экспериментальных данных, полученных на сканирующий электронный микроскоп (СЭМ) с использованием интегрированной системы энергодисперсионного анализа (ЭДС), видно, что в ходе процесса сварки магний из АМг6 диффундирует к зоне контакта с ВТ6, скапливается там, формируя область шириной 15…17 микрон с содержанием Mg до 11 мас. % (рис. 1). На контактирующей с ВТ6 поверхности АМг6 возникает слой толщиной 3…4 мкм с повышенным содержанием кислорода (до 9 мас. %), что препятствует образованию сварного соединения.

Поэтому, основываясь на литературных [4] и экспериментальных данных, во избежание негативного воздействия магния исследовалось влияние использования промежуточной прослойки из АД1 толщиной 150 мкм. Основная задача прослойки — буфер, препятствующий скоплению диффундирующего магния у ВТ6.

Для оценки изменений в структуре при термодеформационном воздействии были сравнены исходные структуры свариваемых сплавов и структуры после сварки. В ходе такого анализа получены следующие результаты.

Температурно-деформационное воздействие исследуемых в работе режимов ДСВ для изучаемого сплава титана ВТ6 недостаточно для того, чтобы изменить его структуру. Поэтому до процесса сварки (рис. 2) и после него (рис. 3) наблюдается одинаковая структура титана ВТ6. В нашем случае микроструктура сплава титана ВТ6 состоит из вытянутых вдоль проката первичных зерен длиной 5…10 мкм и преобладающим фактором формы *2*. Вторичная структура представлена пластинами α-фазы с прослойками β-фазы по границам пластин и первичных зерен.

Анализ химического состава структурных элементов показал, что ванадий как β-стабилизатор преимущественно находится в β-прослойках в количестве до 20 мас. % (светлые пластины), окаймляющих α-пластины, в которых ванадия меньше 2 мас. % (рис. 3, *в*, *г*).

Исходная структура сплава алюминия АМг6 в состоянии поставки проката является структурой полосчатой, рис. 4, *а*, *б*. Под влиянием температуры и давления сварки происходят процессы рекристаллизации и диффузии, что отражается на микроструктуре. На рис. 4, *в* изображена микроструктура сплава алюминия АМг6 после процесса сварки, где четко видны зерна различного размера и формы. Размер зерен колеблется от 5×5 мкм до 150×25 мкм. Причем у зоны соединения с прослойкой в сплаве АМг6 зерно имеет менее вытянутую форму и меньшие размеры на глубину до 400 мкм.

При небольших увеличениях на СЭМ в сплаве АМг6 по границам зерен выявлены включения различной формы размером до 5…7 мкм со сложным химическим составом. Используя литературные данные [1], можно предположить, что это соединение (FeMn)A16, рис. 5, *а*, *в*.

Структура прослойки представляет собой практически равноосные зерна размером от 10 до 40 мкм, который уменьшается по направлению от АМг6 к ВТ6. В прослойке из АД1 также наблюдаются включения глобулярной формы размером 0,5…5 мкм, чей химический состав отличается от состава включений в сплаве АМг6. Исходя из результатов исследований можно сделать вывод, что это включения оксидного типа производственного происхождения. Их количество во всех предложенных образцах возрастает по мере приближения к сплаву титана ВТ6.

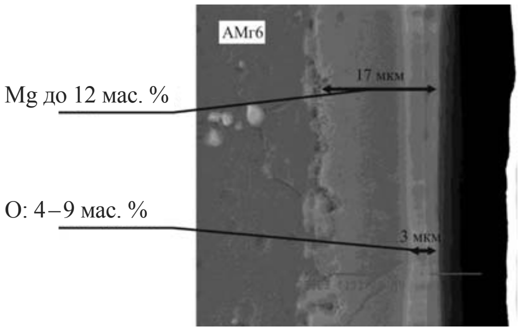
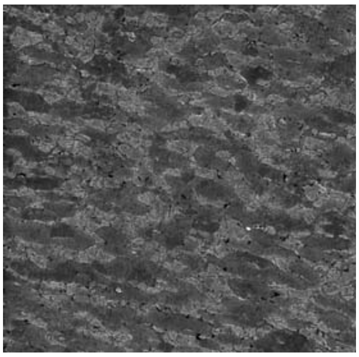


Рис. 1. Структура участка контакта АМг6 с ВТ6 при ДСВ без применения дополнительных технологических приемов

а)



б)

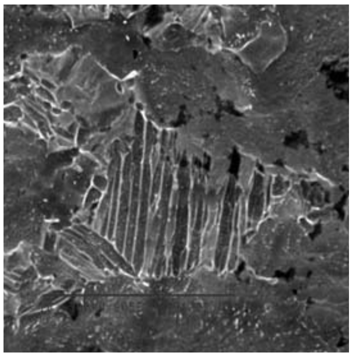
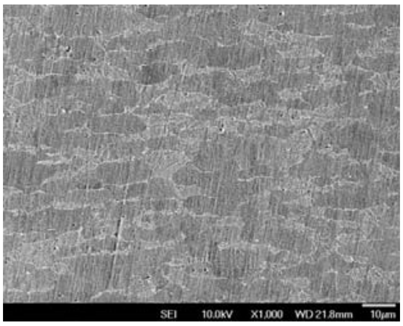
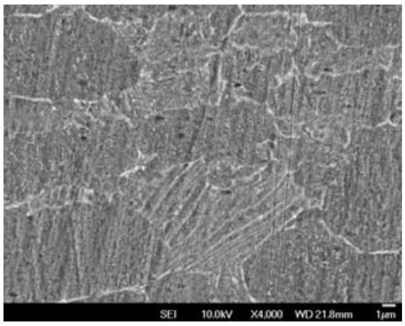


Рис. 2. Микроструктура сплава титана ВТ6 до процесса сварки: *а* — ×1000; *б* — ×8000

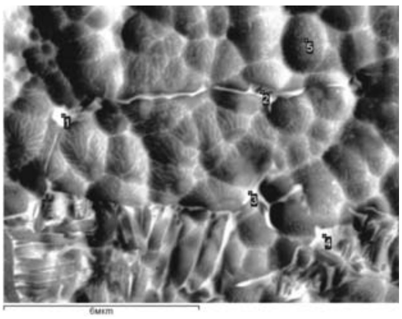
а)



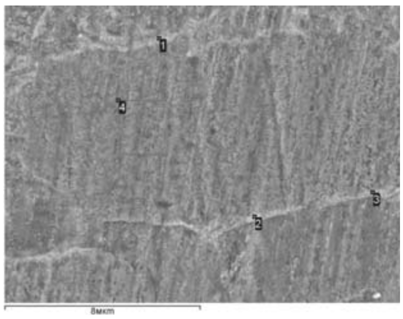
б)



в)



г)



Спектр	Химические элементы, мас. %		
	Al	Ti	V
1	4,21	81,19	14,59
2	4,09	77,19	18,72
3	4,56	79,76	15,69
4	5,36	86,20	8,45
5	6,38	92,34	1,29

Спектр	Химические элементы, мас. %		
	Al	Ti	V
1	4,39	79,29	15,59
2	3,30	76,05	20,25
3	3,65	77,58	18,34
4	7,28	89,80	2,48

Рис. 3. Микроструктура (*а* — ×1000; *б* — ×4000) и точки анализа химического состава структурных составляющих (*в*, *г*) сплава титана ВТ6 после процесса сварки

а) б) в)

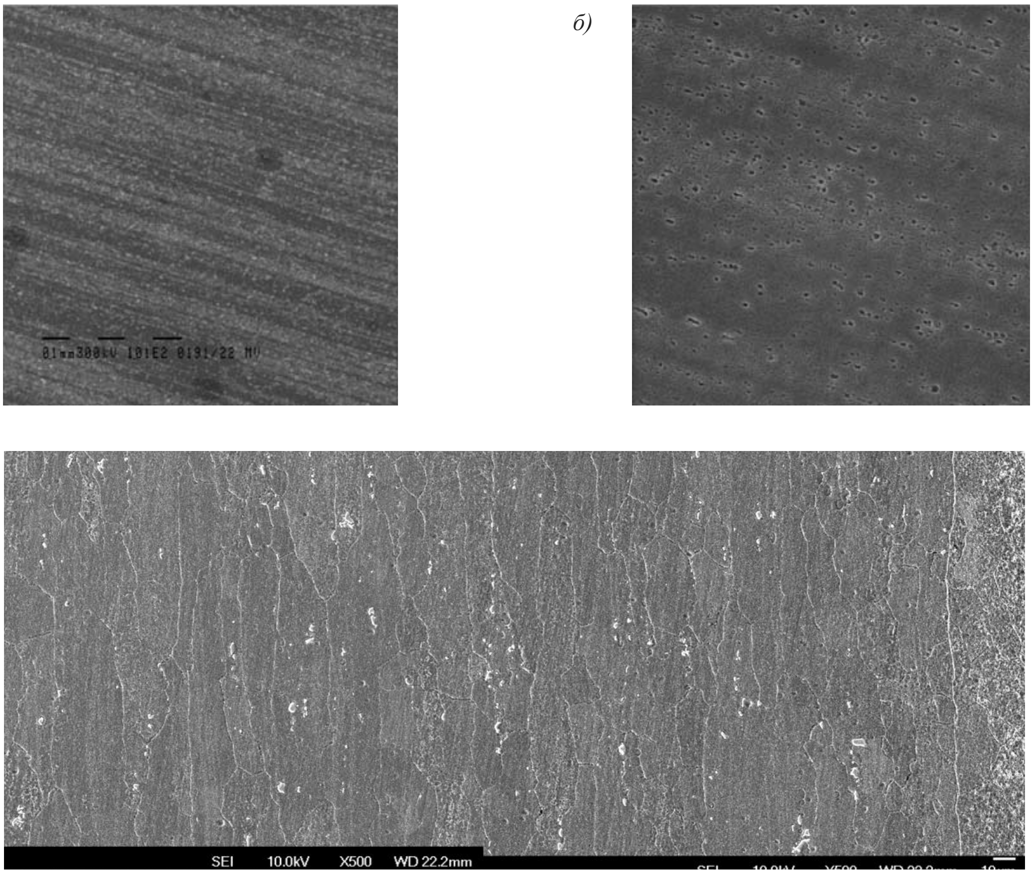
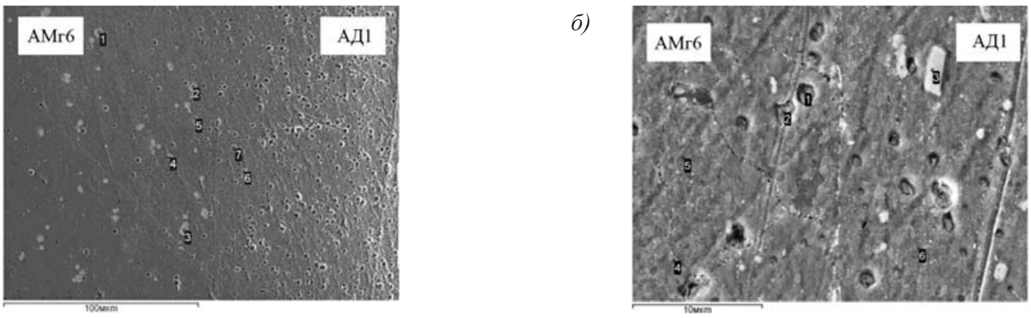


Рис. 4. Исходная микроструктура сплава алюминия АМг6 (*а* — ×100; *б* — ×1000), микроструктура после процесса сварки (*в* — ×500)

а) б)



Спектр	Химические элементы, мас. %						
	C	O	Mg	Al	Ti	Mn	Fe
1	0,15	1,65	0,27	61,15	0,20	14,22	22,36
2	0,51	1,72	0,12	60,09	0,49	11,36	25,70
3	0,72	1,32	0,00	61,74	0,42	10,83	24,97
4	9,68	17,86	2,06	52,90	3,09	0,83	13,59
5	4,49	16,34	1,85	60,27	3,69	0,00	13,36
6	9,48	12,89	1,50	65,76	2,58	0,00	7,79
7	7,25	10,63	1,51	71,14	2,00	0,00	7,48

Спектр	Химические элементы, мас. %							
	C	O	Mg	Al	Si	Ti	Mn	Fe
1	11,70	9,94	2,84	67,84	0,00	2,52	0,00	5,15
2	5,35	9,14	3,19	74,07	0,00	2,34	0,00	5,92
3	0,32	0,43	0,22	55,87	4,41	0,00	8,64	30,11
4	0,53	0,28	3,06	95,69	0,05	0,37	0,00	0,00
5	0,72	0,39	3,21	94,92	0,08	0,08	0,60	0,00
6	1,14	0,07	1,93	95,33	0,06	0,09	1,37	0,00

Рис. 5. Включения по границам зерна в сплаве алюминия АМг6 и их химический состав (*а* — ×390), включения экзогенного типа и их химический состав в сварном соединении АМг6+АД1+ВТ6 на участке соединения АМг6+АД1, полученном ДСВ (толщина прослойки $\delta_{пр}$ = 150 мкм, давление сварки $P_{св}$ = 20 МПа, время сварки $\tau_{св}$ = 20 мин., температура сварки $T_{св}$ = 540 °C) (*б* — ×1300)

Как в сплаве алюминия АМг6, так и в прослойке из АД1 после процесса сварки просматриваются включения экзогенного типа сложного химического состава, рис. 5,*б*. Их происхождение и наличие связано с процессом производства металла (остатки футеровки).

Более детальное изучение структуры сплава АМг6 с помощью СЭМ позволили обнаружить внутри зерен сплава равномерно распределенные дисперсные включения, рис. 6. Учитывая литературные данные [1] и результаты химического анализа, можно сделать вывод, что образовалась фаза Mg5Al8.

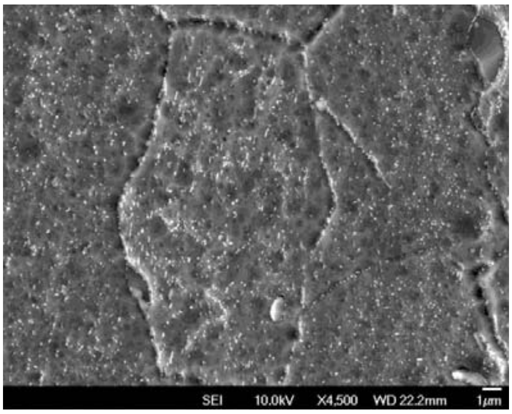
ВЫВОДЫ. 1. Вследствие негативного влияния магния невозможно получить сварное соединение сплава титана ВТ6 со сплавом алюминия АМг6 без применения промежуточной прослойки из технического алюминия АД1.

2. Под термодеформационным воздействием параметров режима сварки происходят рекристаллизационные процессы в сплаве алюминия. Исходная структура АМг6 полосчатого типа в процессе сварки преобразуется в зерна различного размера и формы. У зоны соединения с прослойкой в сплаве АМг6 они имеют более равноосную форму и меньшие размеры. По границам зерен АМг6 появляются включения различной формы размером до 5…7 мкм со сложным химическим составом ((FeMn)A16). Внутри зерен сплава АМг6 обнаружено формирование равномерно распределенных включений (Mg5Al8) — β-фаза.

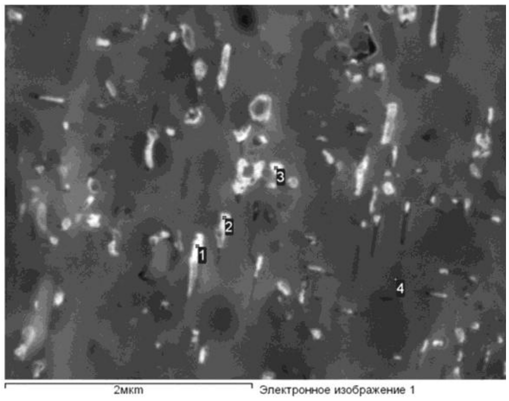
3. В прослойке из АД1 наблюдаются включения глобулярной формы размером 0,5–5 мкм оксидного типа производственного происхождения.

4. Структура сплава титана ВТ6 не изменяется в процессе сварки и состоит из вытянутых вдоль проката первичных зерен длиной 5…20 мкм с преобладающим фактором формы *2*. Вторичная структура представлена пластинами α-фазы с прослойками β-фазы по границам пластин и первичных зерен.

5. При температуре подогрева 540 °С, времени сварки 20 минут и давлении 20 МПа в зоне соединения прослойки со сплавом титана интерметаллиды не образуются, количество участков с дефектами не более 5% от общей площади соединения. Предложенный режим можно считать оптимальным и рекомендовать для получения качественных сварных соединений АМг6+ВТ6 с помощью ДСВ.



а)



б)

Спектр	Химические элементы, мас. %	
	Mg	Al
1	4,24	95,76
2	5,23	94,77
3	3,23	96,77
4	3,39	96,61
	Химические элементы, атом. %	
1	4,69	95,31
2	5,77	94,23
3	3,57	96,43
4	3,74	96,26

Рис. 6. Микроструктура (*а*) и химический состав (*б*) включений в сплаве алюминия АМг6 в сварном соединении АМг6+АД1+ВТ6, полученном с помощью ДСВ в свободном состоянии ($\delta_{пр}$ = 150 мкм, $P_{св}$ = 20 МПа, $\tau_{св}$ = 20 мин., $T_{св}$ = 540 °С)

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

[1] Биметаллические соединения [Текст] / К. Е. Чарухина, С. А. Глованенко, В. А. Мастеров, Н. Ф. Казаков. — М. : Металлургия, 1970. — 280 с.

[2] **Быковский, О. Г.** Современное состояние технологии сварки цветных металлов и сплавов [Текст] / О. Г. Быковский, А. Н. Пасько // Сборка в машиностроении, приборостроении. — 2011. — № 12. — С. 32–40.

[3] **Гуревич, С. М.** Справочник по сварке цветных металлов [Текст] / С. М. Гуревич. — К. : Наук. Думка, 1981. — 608 с.

[4] Диаграммы, состояния двойных металлических систем [Текст] : справочник : в 3 т. / Н. П. Лякишев [и др.]; под общ. ред. Н. П. Лякишева. — М. : Машиностроение, 1996. — Т. 1. — 991 с.

[5] **Каракозов, Э. С.** Соединение металлов в твердой фазе [Текст] / Э. С. Каракозов. — М. : «Металлургия», 1976. — 264 с.

[6] **Казаков, Н. Ф.** Диффузионная сварка металлов [Текст] / Н. Ф. Казаков. – М. : Машиностроение, 1976. – 360 с.

[7] **Красулин, Ю. Л.** О механизме образования соединений разнородных материалов в твердом состоянии [Текст] / Ю. Л. Красулин, М. Х. Шоршоров // Физическая и химическая обработка материалов. — 1967. — № 1. — С. 89 – 97.

[8] **Куйбышев, О.** Окисление металлов и сплавов [Текст]. пер. с англ. / О. Куйбышев, Б. Гопкине. — М. : Металлургия, 1965. — 428 с.

[9] **Лариков, Л. Н.** Диффузионные процессы в твёрдой фазе при сварке [Текст] / Л. Н. Лариков, В. Р. Рябов, В. М. Фальченко. — М. : Машиностроение, 1975. — 192 с.

[10] **Рабкин, Д. М.** Сварка разнородных металлов [Текст] / Д. М. Рабкин, В. Р. Рябов, С. М. Гуревич. — К. : Техніка, 1976. — 208 с.

[11] **Рябов, В. Р.** Сварка алюминия и его сплавов с другими металлами [Текст] / В. Р. Рябов. — К. : Наук. думка, 1983. — 264 с.

[12] **Чечулин, Б. Б.** Циклическая и коррозионная прочность титановых сплавов [Текст] / Б. Б. Чечулин, Ю. Д. Хесин. — М. : Металлургия, 1987. — 208 с.

Надійшла до редколегії 08.04.2015

Статтю рекомендує до друку член редколегії ЗНП НУК
д-р техн. наук, проф. *О. М. Дубовий*