



УДК 669.187.58

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПОДОГРЕВА НА СТРУКТУРУ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ АМг6 В ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ С ВТ6 СПОСОБОМ ДСВ

Г. М. Григоренко, Е. В. Половецкий, Ю. В. Фальченко,  
Л. М. Капитанчук, Т. А. Зубер

Рассмотрено влияние температуры сварки на структуру сварных соединений сплава алюминия АМг6 со сплавом титана ВТ6 через прослойку из АД1 в свободном состоянии. Показано, что оптимальной можно считать температуру 540 °С, при которой дефекты в виде включений и интерметаллидов не обнаруживаются, а области, в которых не произошел процесс схватывания, занимают до 5 % общей площади соединения.

Considered is the effect of welding temperature on structure of welded joints of aluminium alloy АМg6 with titanium alloy ВТ6 through a layer of АД1 in free state. It is shown that temperature 540 °С can be considered optimum at which the defects in the form of inclusions and intermetallics are not observed and lack of penetration occupies up to 5 % of total area of joint.

**Ключевые слова:** диффузионная сварка в вакууме; сварное соединение; параметры сварки; микротвердость; микроструктура

Потребность в сварке разнородных металлов возникает при изготовлении самых разнообразных объектов во многих областях науки и техники. Одними из широко применяемых биметаллических соединений являются соединения титана с алюминием, для получения которых целесообразно использовать способ диффузионной сварки в вакууме (ДСВ). Ввиду химической активности свариваемых металлов важную роль в получении бездефектных соединений имеет правильный выбор технологических параметров сварки, которые определяются и структурно-фазовым составом зоны соединения. Влияние температуры на процессы, происходящие при сварке в соединении, по мнению многих исследователей, является преобладающим [1–8].

Металлографические исследования проводили на шлифах, изготовленных из исследуемых сварных соединений с последующим их ионным травлением с помощью установки Fine coat ion sputter JFC-1100 фирмы JEOL (Япония) на специально подобранных и отработанных для исследуемых биметаллических пар режимах. Последующие исследования микро-

структуры и распределения химических элементов протравленных шлифов сварных соединений проводили с помощью ОЖЕ-микро-зонда JAMP 9500F фирмы JEOL (Япония), оборудованном энергодисперсионным рентгеновским спектрометром системы ИНКА компании «Oxford Instruments» (Великобритания). Изменение микротвердости изучали на микротвердомере модели М400 фирмы «LECO» (США).

В процессе сварки исследуемые сплавы подвергали определенному термомеханическому воздействию, вследствие чего в них происходили рекристаллизационные и диффузионные процессы, оказывающие влияние на структуру и свойства металла у зоны сварного соединения и в основном металле. В работе рассмотрено влияние температуры на структуру сварных соединений сплавов алюминия АМг6 и титана ВТ6 через прослойку АД1. Сварные соединения АМг6 + АД1 + ВТ6 получены при постоянных значениях давления (20 МПа) и времени (20 мин). Значения температуры сварки были следующими: 520, 540 и 560 °С.

На рис. 1, а и 2, а, б представлены микроструктуры сварных соединений, полученных при температуре сварки 520 °С. Степень деформации прос-

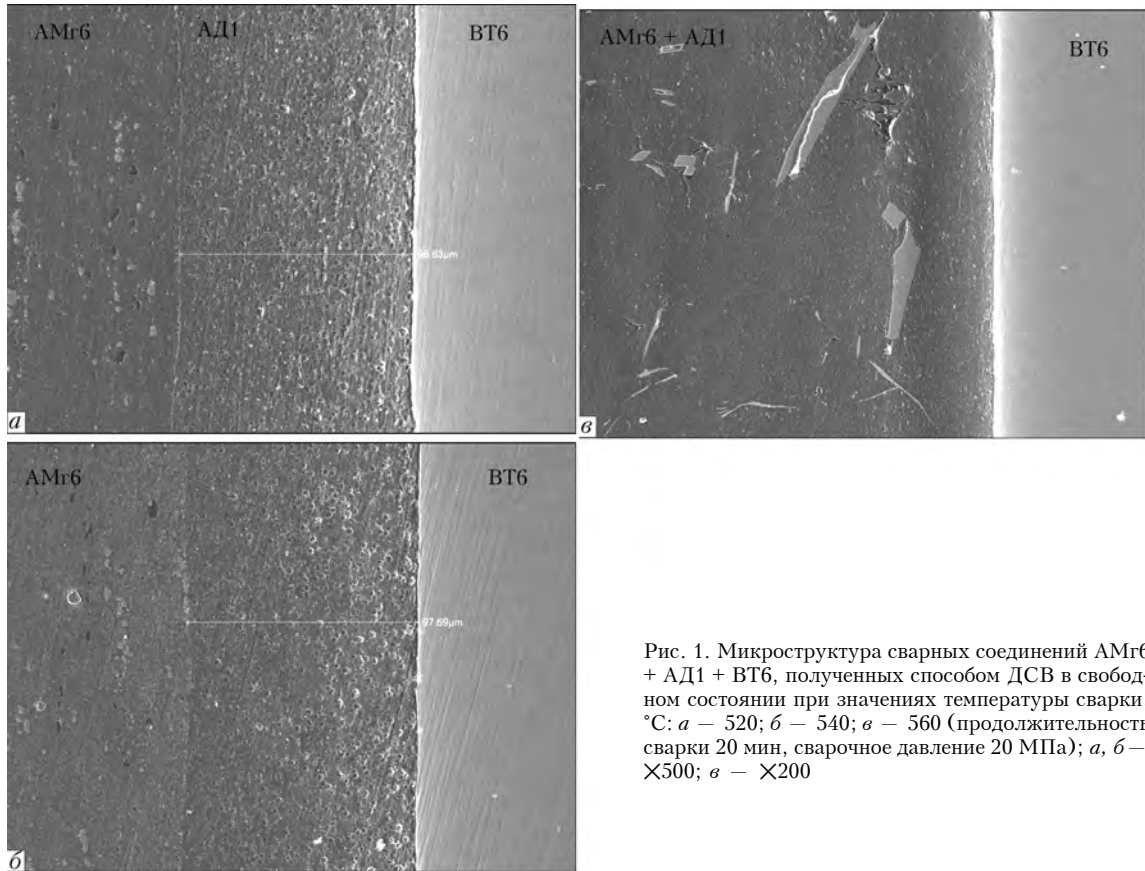


Рис. 1. Микроструктура сварных соединений АМг6 + АД1 + ВТ6, полученных способом ДСВ в свободном состоянии при значениях температуры сварки, °С: а – 520; б – 540; в – 560 (продолжительность сварки 20 мин, сварочное давление 20 МПа); а, б –  $\times 500$ ; в –  $\times 200$

лойки при этой температуре составляет 33... 35 %. По границе соединения между сплавом АМг6 с прослойкой видны отдельные участки со скоплениями мелких (до 0,2 мкм) включений (рис. 1, а, 2, а). По границе соединения между сплавом ВТ6 с прослойкой общая доля дефектных участков составляет более 50 % площади соединения (рис. 2, б).

В приграничных участках ВТ6 и АМг6 обнаружено незначительное изменение размеров и формы зерна. Значения микротвердости для сплава титана ВТ6 составляет  $HV$  3030... 3210 МПа (рис. 3), для сплава алюминия АМг6  $HV$  500... 520 МПа. Микротвердость прослойки из сплава алюминия АД1 равняется  $HV$  360... 380 МПа и возрастает в направлении к сплаву алюминия АМг6.

Анализ характера распределения микротвердости в зоне соединения показывает, что в сплаве алюминия АМг6 у границы с прослойкой значения микротвердости снижаются в среднем на 18 %, а у границы сплава титана ВТ6–прослойка повышаются на 28... 30 % по сравнению с металлом в исходном состоянии (рис. 3). Изменения значений микротвердости вглубь от границы с прослойкой для ВТ6 составляют около 100... 125 и примерно 50... 70 мкм для АМг6.

На рис. 1, б и 2, д, ж представлены микроструктуры соединений, полученных при температуре сварки 540 °С. Степень деформации прослойки при этой температуре составляет 30... 33 %. Зона соединения АМг6–АД1 подобна границе зерен с мелкими включениями (рис. 2, д). С помощью растровой электронной микроскопии при больших увеличени-

ях на границе соединения прослойка–сплав титана выявлены участки, в которых не произошел процесс схватывания, но их общая доля составляет не более 5 % площади контакта.

В приграничных областях как у ВТ6, так и у АМг6 зафиксировано незначительное изменение размеров и формы зерна. Микротвердость в приграничных областях имеет следующие значения: для сплава титана ВТ6  $HV$  2780... 2800, сплава алюминия АМг6  $HV$  410... 420 МПа (рис. 3). Микротвердость прослойки из сплава алюминия АД1 составляет  $HV$  310... 350 МПа и повышается в сторону контакта со сплавом алюминия АМг6. Измерения микротвердости показали, что для сплава алюминия АМг6 на границе с прослойкой значения микротвердости снижаются на 25... 30 %, а для сплава титана ВТ6 повышаются на 12... 14 %, по сравнению с основным металлом (рис. 3). Изменение значений микротвердости вглубь от прослойки для ВТ6 достигает примерно 175... 220 и около 40... 50 мкм для АМг6.

При температуре сварки 560 °С происходит перегрев сплава алюминия АМг6 с началом «деградационных процессов» [3, 9]. Микроструктуры сварных соединений представлены на рис. 1, в, 2, в, г. Зона соединения прослойки и сплава алюминия при этой температуре неразличима, степень деформации прослойки измерить невозможно (рис. 1, в). В АМг6 обнаружены включения различных размеров и формы (рис. 2, г). В зоне соединения прослойка–сплав титана зафиксированы как разрозненные, так и обобщенные в сплошной слой включения небольшого размера (рис. 2, в). Участки, в которых

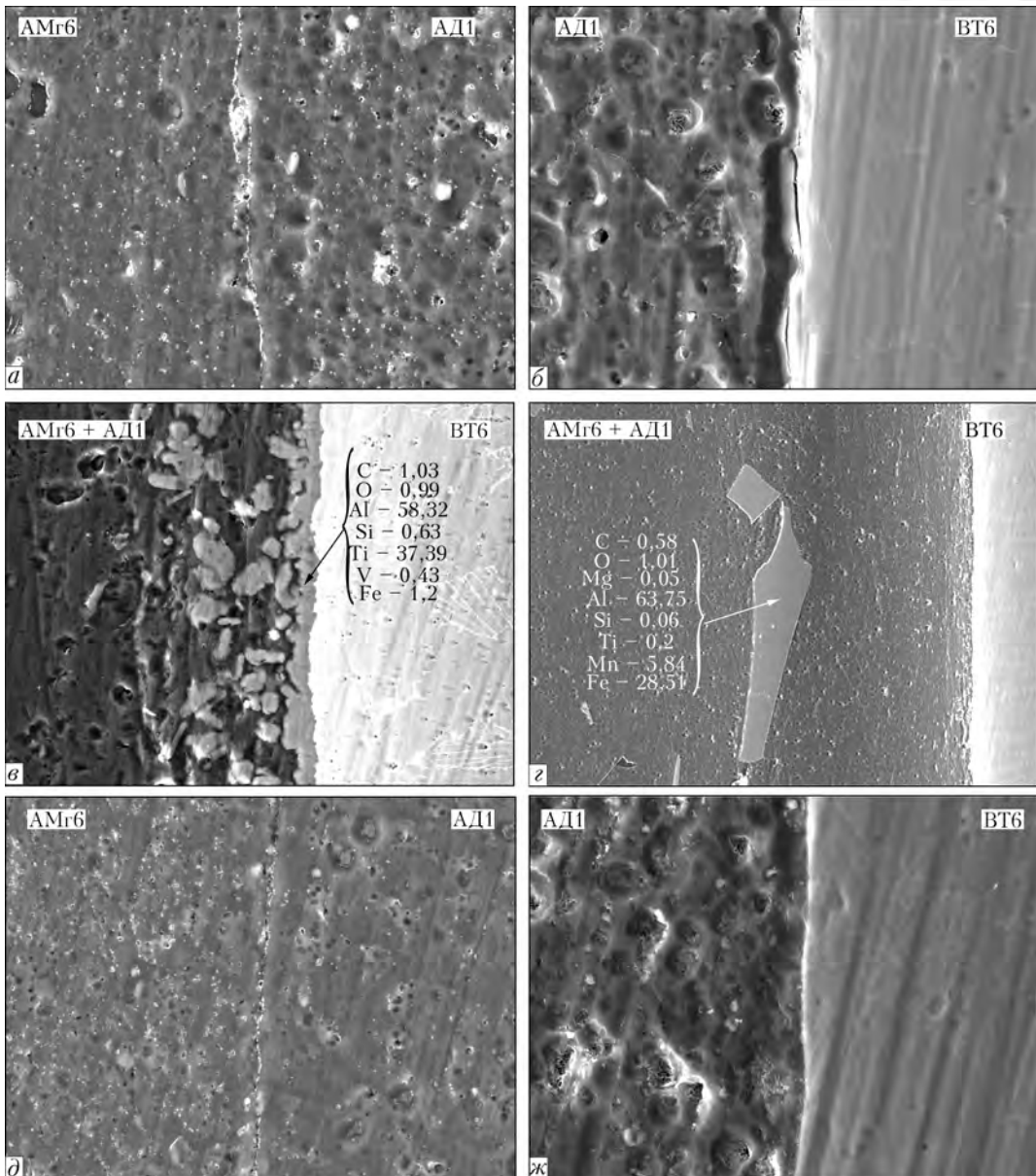


Рис. 2. Микроструктура сварных соединений AMg6 + АД1 + ВТ6, полученных способом ДСВ в свободном состоянии при температуре сварки 520 (а, б); 560 (в, г); 540 (д, ж) °С; продолжительность сварки 20 мин, сварочное давление 20 МПа; а, б, д, ж –  $\times 5000$ ; в –  $\times 3000$ ; з –  $\times 500$ ; состав прослойки (в) и включений (з) дан в массовых долях процента

не произошел процесс схватывания, трещины отсутствуют.

Более детальные исследования включений в сплаве алюминия и на границе контакта остатков прослойки со сплавом титана показали следующее. Включения в сплаве алюминия не имеют правильных геометрических форм. Их размер колеблется по длине от 5 до 200, по ширине — от 3 до 20 мкм. Анализ с использованием энергодисперсионного рентгеновского спектрометра показал, что они имеют сложный химический состав (рис. 2, з). Можно предположить, что при температуре сварки 560 °С происходит коагуляция включений. Образовавшиеся включения являются местами скопления примесей и легирующих элементов. Включения в зоне соединения АД1–ВТ6 имеют преимущественно глобулярную форму с размером до 4 мкм, а также собраны в сплошной слой толщиной приблизительно

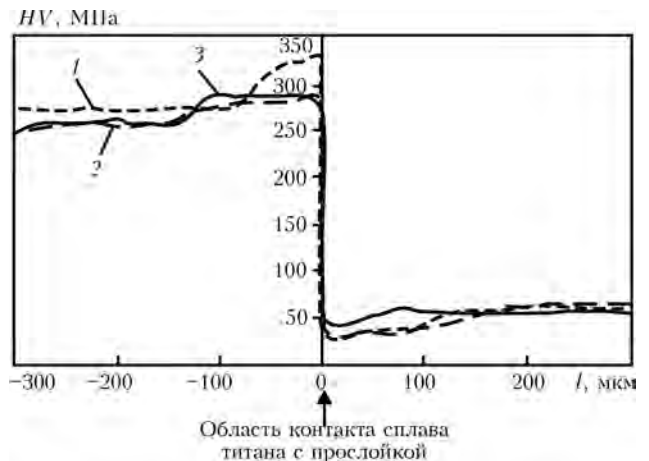
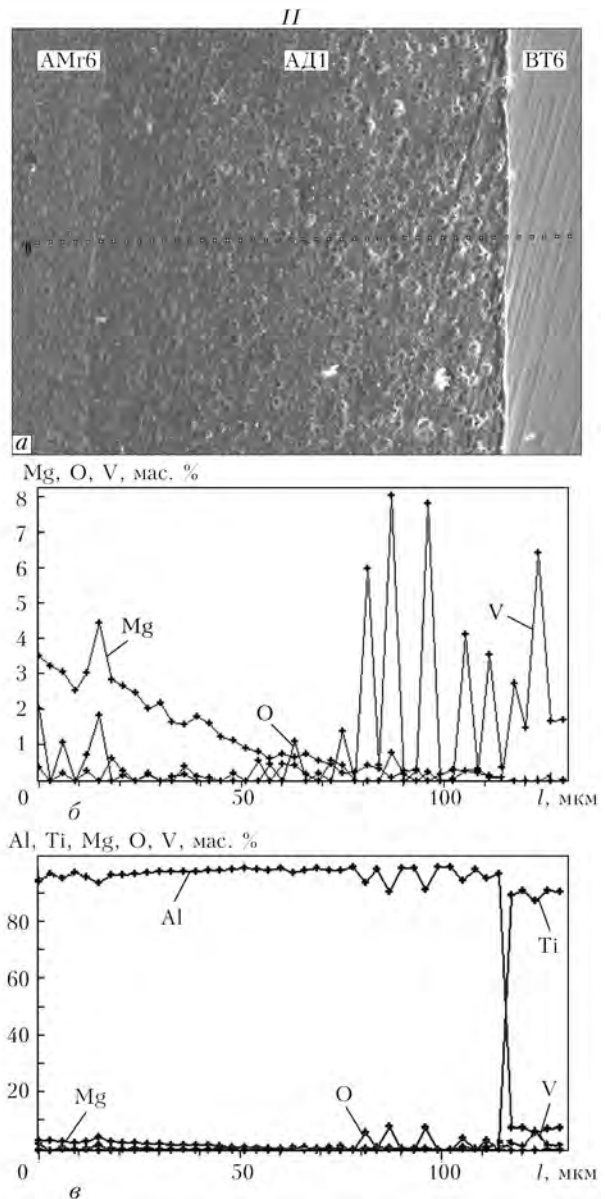
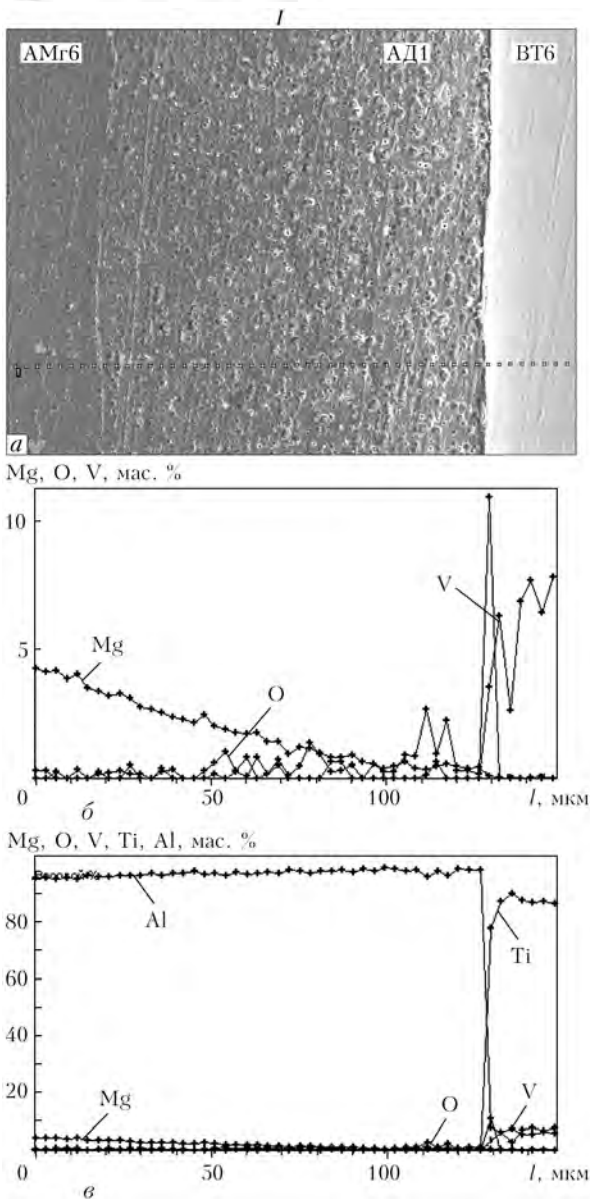


Рис. 3. Изменение значений микротвердости в сварных соединениях ВТ6 + АД1 + АМг6, полученных способом ДСВ в свободном состоянии при значениях температуры сварки 520 (1); 540 (2); 560 °С (3); длительность сварки 20 мин, сварочное давление 20 МПа



1 мкм на границе соединения (рис. 2, в). Их химический состав отличается от включений в сплаве алюминия. С помощью рентгеновского спектрометра можно установить, что эти включения имеют интерметаллидный тип ( $Ti_3Al$ ).

У границы раздела у BT6 отмечено незначительное изменение размеров и формы зерна. Микротвердость у границы раздела имеет следующие значения: для сплава титана BT6  $HV$  2800... 2860, для сплава алюминия AMg6 —  $HV$  570... 590 МПа (рис. 3). Микротвердость у зоны контакта АД1–BT6 со стороны АД1 составляет  $HV$  480... 520 МПа и повышается при удалении от BT6. Микротвердость включений в сплаве алюминия равняется  $HV$  980... 1100 МПа. Измерения микротвердости показали что для сплава титана BT6 у границы контакта с прослойкой она повышается на 8... 10 %, по сравнению с основным металлом (рис. 3). Изменение значений микротвердости вглубь от поверхности контакта с прослойкой для BT6 составляет около 130... 150 мкм.

Исследования химического состава по нормали к зоне сварного соединения с помощью энергодисперсионного рентгеновского спектрометра показали следующее. Во время протекания процесса сварки во всех случаях происходит перераспределение легирующих элементов сплава алюминия AMg6 (рис. 4). Магний диффундирует в прослойку практически по всей ее толщине, а в сплаве алюминия AMg6 у границы соединения с прослойкой образуется зона с пониженным содержанием магния. При температурах сварки 520 и 540 °C содержание продиффундировавшего в прослойку магния уменьшается по мере приближения к сплаву титана. При температуре сварки 560 °C вследствие перегрева сплавов алюминия и начала «деградационных» процессов произошло перераспределение легирующих и примесных элементов сплавов AMg6 и АД1. Результатом этих процессов стало образование сплава с содержанием магния около 3 %, в котором находятся включения разного размера, формы со сложным химическим составом. Данные изменения отразились и на механических свойствах, а именно — изменения значений микротвердости у границы

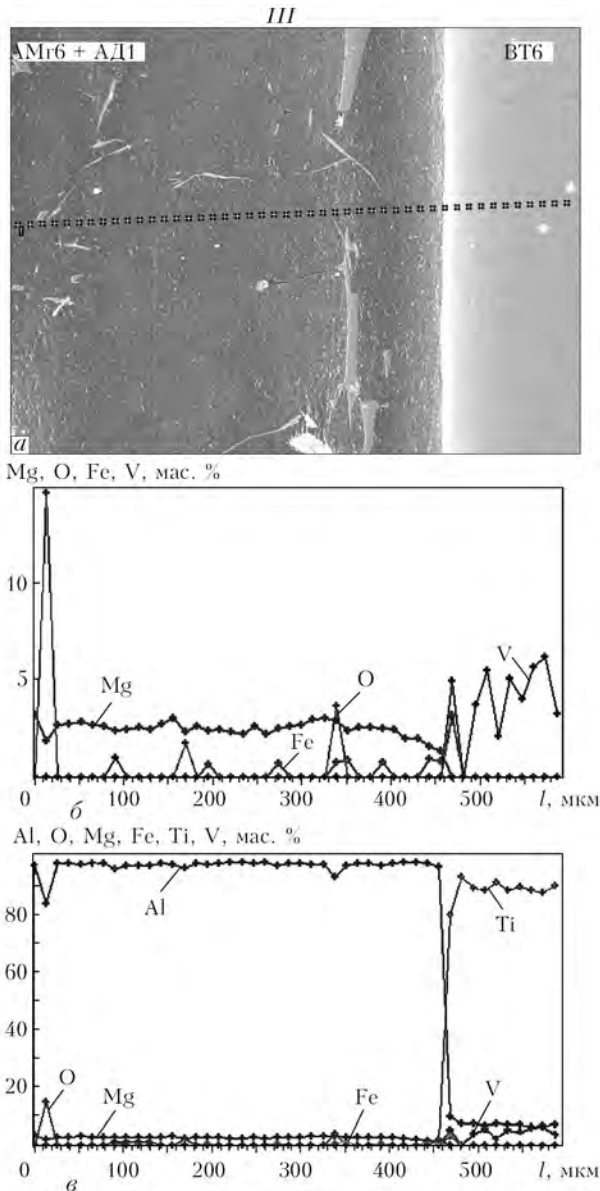


Рис. 4. Распределение химических элементов по нормали к сварному соединению АМг6 + АД1 + ВТ6, полученному способом ДСВ в свободном состоянии при температуре сварки 520 (I), 540 (II), 560 (III); продолжительность сварки 20 мин, сварочное давление 20 МПа; значками указана линия анализа l (a)

соединения сплава алюминия АМг6 с прослойкой из АД1 как со стороны сплава алюминия так и со стороны прослойки имеет прямую зависимость от перераспределения магния. На границе соединения прослойки со сплавом титана зафиксирована зона диффузионного взаимодействия размером 1,2 мкм с повышенным содержанием кислорода. При температурах сварки 520 и 540 °С интерметаллиды и другие включения не обнаружены.

**Выводы**

1. При температуре 520 °С в зоне соединения АД1–ВТ6 обнаружены зоны, в которых не произошел процесс схватывания, составляющие более 50 % общей площади области соединения. При температуре 560 °С зона перехода АМг6–АД1 неразличима. Однако при этой температуре происходит перегрев

сплавов алюминия с началом «деградационных процессов». В сплаве алюминия имеются включения различных размеров сложного химического состава. В соединении на границе АД1–ВТ6 отмечены как разрозненные, так и обобщенные в сплошной слой интерметаллиды участки, в которых не произошел процесс схватывания, и трещины отсутствуют.

2. При температуре 540 °С дефекты в виде включений и интерметаллидов не зафиксированы, зоны, в которых не произошел процесс схватывания, занимают до 5 % общей площади области соединения АД1–ВТ6. Поэтому оптимальной можно считать температуру 540 °С.

3. Магний из сплава алюминия АМг6 в процессе сварки вследствие диффузионных процессов проникает в прослойку из сплава алюминия АД1 практически по всей ее толщине. В АМг6 образуется зона с пониженным содержанием магния.

4. Во всех случаях происходит повышение микротвердости у границы соединения сплава титана ВТ6 с прослойкой из АД1 и прослойки со сплавом алюминия АМг6, а также ее снижение в АМг6 у границы соединения с прослойкой из АД1. Изменение значений микротвердости у границы соединения АМг6–АД1 как со стороны АМг6, так и со стороны АД1 имеет прямую зависимость от перераспределения магния как основного легирующего элемента, влияющего на механические свойства сплавов алюминия. Упрочнение сплава титана связано с термодформационным упрочнением приконтактной зоны во время сварочного процесса.

5. Использование прослойки из сплава алюминия АД1 и оптимальных режимов сварки дает возможность получения в твердом состоянии качественного биметаллического соединения АМг6–ВТ6.

1. Афанасьев И. В., Сидоров Н. К. Диффузионная сварка меди с медью, никелем и сплавами АМг6 и Н29К18 // Автомат. сварка. — 1968. — № 11. — С. 44–47.
2. Каракозов Э. С., Лебедев Н. В. Оценка качества соединений при сварке давлением с подогревом // Там же. — 1975. — № 1. — С. 26–28.
3. Григорьевский В. И., Акинин В. К. Диффузионная сварка алюминиевого сплава АМг6 с титановым сплавом ОТ4 через композитную прослойку титан–алюминий // Свароч. пр-во. — 1991. — С. 2–4.
4. Соединение труб из разнородных металлов / С. Н. Киселев, Г. Н. Шевелев, В. В. Рощин и др. — М.: Машиностроение, 1981. — 176 с.
5. Фридлянд Л. А., Зиновьева Т. Н., Конов Ю. К. Сварка алюминия с титаном // Свароч. пр-во. — 1963. — № 11. — С. 5–8.
6. Ланкина Л. В., Коренюк Ю. М. Исследование процессов на границе соединения при нагреве биметалла титан–алюминий // Там же. — 1974. — № 8. — С. 4.
7. Исследование переходной зоны титан–алюминий при диффузионной сварке / Д. В. Пономарев, С. Г. Емельянов, А. В. Башурин, В. Н. Гадалов // Технология металлов. — 2008. — № 9. — С. 12–15.
8. Диффузионная сварка Ti–6Al–4V с промежуточной прокладкой из алюминия / Koono Akiomi, Yamamoto Akihika, Yamada Tashihiko et al. // Есэцу гаккай ромдунсю, Quarterly J. Jap. Welding Soc. — 1985. — 3, № 1. — P. 145–151.
9. Справочник по алюминиевым сплавам / Под ред. В. И. Елагина. — М.: Всесоюз. ин-т легких сплавов, 1978. — 132 с.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Поступила 6.07.2012