

УДК 621.791 : 621.771

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ АЛЮМОМАГНИЕВОГО КОМПОЗИТА, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ, ПОСЛЕ ИЗГИБА И ТЕРМООБРАБОТКИ

© 2013 г. В.Н. Арисова, Ю.П. Трыков, И.А. Пономарева, Е.В. Мирошникова

Волгоградский государственный технический университет (ВолгГТУ)

Исследовано влияние деформации изгиба и последующей термической обработки на характер изменения микромеханических свойств и характеристики тонкой структуры алюмомагниевого композиционного материала АД1–МА2-0 после сварки взрывом. Установлено, что после термообработки ($t = 300$ и 400 °С, $\tau = 1$ ч) композита, сваренного взрывом и подвергнутого изгибу, формируется интерметаллическая прослойка, оказывающая существенное влияние на поведение характеристик тонкой структуры.

Ключевые слова: сварка взрывом, алюмомагниевый композит, термообработка, микротвердость, интерметаллиды, диффузия, рентгеноструктурный фазовый анализ.

The effect of bending deformation and subsequent heat treatment on the behavior of micromechanical properties and fine structure of explosion welded AD1-MA2-0 magnesium-aluminum composite material has been investigated. It is established that after heat treatment ($t = 300$ and 400 °С, $\tau = 1$ h) explosion welded and bent composite material shows formation of an intermetallic layer, which significantly affects the fine structure characteristics.

Key words: explosion welding, magnesium-aluminum composite, heat treatment microhardness, intermetallic compounds, diffusion, X-ray phase analysis.

Методом сварки взрывом (СВ) можно изготавливать биметаллические и многослойные композиционные материалы (КМ) различных сочетаний с улучшенными прочностными, коррозионными, жаропрочными и другими свойствами для химического машиностроения, нефтегазовой, алюминиевой, электротехнической и других отраслей промышленности. Алюмомагниевого КМ, полученные СВ, применяются в качестве переходных элементов в ответственных конструкциях [1, 2]. Изготовление таких элементов для обеспечения заданных эксплуатационных характеристик состоит из нескольких технологических операций, включающих процессы пластического деформирования (правка, гибка, штамповка, прокатка и т.д.), а их работа под нагрузкой сопряжена с возникновением упругих и пластических деформаций.

Влияние напряженно-деформированного состояния после изгиба на характер упрочнения сва-

ренного взрывом алюмомагниевого композита АД1–МА2-0 изучено в работе [3]. Установлено, что распределение деформаций в его слоях после изгиба имеет следующий вид: в АД1 действуют только растягивающие напряжения, а в МА2-0, через который проходит нейтральная линия, образуются сжимающие напряжения. Послойные деформации преимущественно локализованы в области протяженностью ~20 мм вблизи места приложения нагрузки, а характер соответствующих кривых практически симметричен относительно максимума деформации. Наибольшие значения степени деформации внешних слоев алюминия АД1 и магниевого сплава МА2-0 составили 12 и 14 % соответственно.

В данной работе представлены результаты микроструктурных исследований, микротвердости, рентгеноструктурного анализа образцов композита АД1–МА2-0 после изгиба и последующей термообработки (ТО).

Арисова В.Н. – канд. техн. наук, доцент кафедры материаловедения и композиционных материалов ВолгГТУ (400131, г. Волгоград, пр-т Ленина, 28). Тел.: (8442) 24-80-61.

Трыков Ю.П. – докт. техн. наук, проф., зав. той же кафедрой. Тел.: (8442) 24-80-94. E-mail: mv@vstu.ru.

Пономарева И.А. – вед. инженер той же кафедры.

Мирошникова Е.В. – магистрант той же кафедры.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Сварку взрывом и изгиб осуществляли по методикам, описанным в работе [3], а ТО проводили в печи СНОЛ-1.6.2.51/11-ИЗ при $t = 300$ и 400 °С и времени выдержки $\tau = 1$ ч.

Распределение микротвердости в поперечном сечении КМ определяли в зависимости от удаления границы раздела с помощью прибора ПМТ-3 при нагрузке 0,2 Н. Металлографические исследования микроструктуры выполняли на микроскопе Olympus BX-61 при увеличениях от $50\times$ до $500\times$.

Рентгеновскую съемку проводили на универсальном дифрактометре Дрон-3 в характеристическом K_α -излучении медного анода с никелевым фильтром. Для оценки фазового состава образцов и уширения рентгеновских линий вырезались участки с максимальной степенью деформации при изгибе. Для этого образцы послойно стравливали в 50 %-ном растворе HCl (для Al) и 4 %-ном растворе HNO₃ (для Mg) в этиловом спирте. Рентгенограммы получали в интервале углов $2\theta = 30 \pm 100^\circ$ при скорости движения счетчика 1,0 град/мин, а диаграммной ленты — 720 мм/ч с шагом отметки углов $1,0^\circ$. Идентификацию фаз осуществляли с помощью программы Crystallographica на базе данных Powder Diffraction File-2 (The International Center for Diffraction Data).

Для определения физического уширения рентгеновских линий проводили съемку профилей дифракционных линий (200) и (400) алюминия, (100) и (200) магния после СВ, изгиба и ТО. Для разделения общего уширения на физическое и геометрическое, а также для расчета относительной деформации решетки и областей когерентного рассеяния использовали метод аппроксимации [4].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Характерным для большинства сваренных взрывом композитов является волновой профиль границы соединения, амплитуда и шаг которого зависят от параметров взрывного нагружения [1]. На рис. 1 представлена микроструктура изучаемого композита АД1—МА2-0 после СВ и изгиба. Из его данных видно, что в последнем случае волновой профиль границы соединения претерпевает существенные изменения по сравнению с состоянием после СВ: амплитуда волн уменьшалась, а длина увеличивалась по мере роста степени деформации (см. рис. 1,

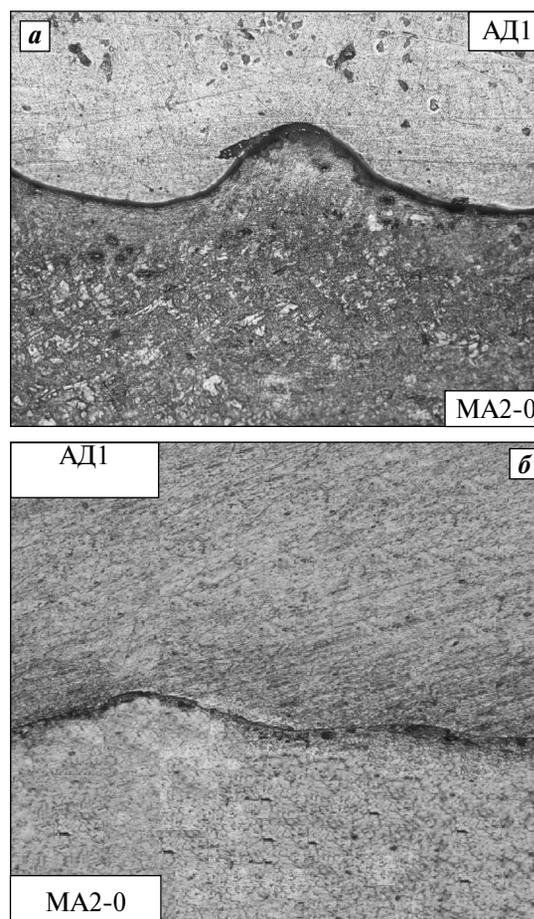


Рис. 1. Микроструктуры композиционного материала АД1—МА2-0

a — после СВ ($\times 100$); *б* — после изгиба ($\times 200$)

a и *б*). В работе [3] показано, что деформации при изгибе до 5—7 % приводят к разупрочнению составляющих композита в околошовной зоне (ОШЗ) на расстоянии 100 мкм от зоны соединения, причем этот эффект более ярко выражен в алюминии ($H_{0,2} = 700 \div 900$ МПа). В растянутых и сжатых от 7 до 14 % областях наблюдается упрочнение слоев КМ.

После ТО микротвердость в ОШЗ увеличивается вследствие образования интерметаллидной прослойки (рис. 2), а при удалении от границы соединения — она уменьшается. Диффузия осуществляется преимущественно из магния в алюминий. Толщина диффузионной прослойки термообработанного образца после изгиба практически идентична таковой после СВ при той же ТО и составляет 100 мкм. При нагреве до 300 °С в течение 1 ч происходит снижение микротвердости в слоях алюминия до 400 МПа и магния до 600 МПа. Повышение температуры до 400 °С практически не влияет на твердость обоих

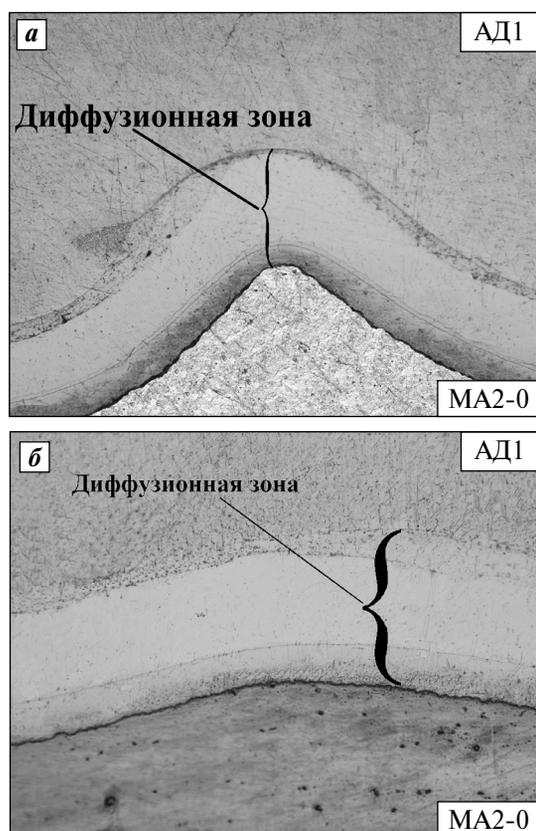


Рис. 2. Микроструктуры композиционного материала АД1–МА2-0 после СВ (а) и изгиба (б) и последующей ТО при $t = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 1\text{ ч}$ ($\times 500$)

слоев. Отметим, что в ОШЗ алюминия твердость превышает 2000 МПа.

Послойный рентгенофазовый анализ показал, что после СВ и последующего изгиба образования интерметаллидов не происходит. Термообработка

при $t = 300\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к формированию интерметаллида Al_3Mg_2 возле самой зоны соединения, а при $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ происходит увеличение области взаимодействия компонентов на расстоянии $d = 100\text{ мкм}$ от зоны соединения в глубь алюминия с образованием фаз: твердого раствора на основе Al , Al_3Mg_2 и $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$. Следует отметить незначительное изменение их количественного соотношения при приближении к зоне соединения. Аналогичный фазовый состав определяется при вакуумной диффузионной сварке вблизи границы соединения алюминия с магнием [5]. Рост диффузионной прослойки после изгиба и ТО, так же как после СВ и ТО, происходит преимущественно в сторону Al , а в магний она практически не идет [6].

Обобщенные результаты изучения фазового состава диффузионной прослойки в композите АД1–МА2-0, подвергнутом изгибу и последующей ТО, приведены в таблице.

В работе [3] установлено, что распределение физических уширений линий (β) компонентов КМ АД1–МА2-0 после сварки и последующего изгиба коррелирует с изменением микротвердости. Так, при степенях деформации до 5 % величины $\beta_{200(\text{Al})}$, $\beta_{400(\text{Al})}$ и $\beta_{100(\text{Mg})}$, $\beta_{200(\text{Mg})}$ уменьшаются, что связано с протеканием дислокационных реакций и частичной аннигиляцией дислокаций. Большой градиент значений наблюдается в ОШЗ АД1. Упругая деформация решетки снижается на 20 %, размер блоков мозаики увеличивается с 750 до 910 Å. Повышение степени деформации до 14 % приводит к росту β , т.е. растет плотность дислокаций, происходит развитие блочной структуры (размер блоков мозаики

Фазовый состав по толщине диффузионной прослойки композиционного материала АД1–МА2-0 после сварки взрывом, изгиба и термической обработки

Место съемки	ТО 300 °С, 1 ч		ТО 400 °С, 1 ч	
	Расстояние от границы соединения, мкм	Фазовый состав	Расстояние от границы соединения, мкм	Фазовый состав
Со стороны АД1	270	Al	400	Al
	140	Al	100	Al, Al_3Mg_2 , $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$
	60	Al, Al_3Mg_2	50	Al, Al_3Mg_2
	20	Al, Al_3Mg_2	20	Al, Al_3Mg_2
Зона соединения	0	Al, Mg, Al_3Mg_2	0	Mg, Al_3Mg_2
Со стороны МА2-0	20	Mg	20	Mg
	50	Mg	50	Mg
	170	Mg	150	Mg
	400	Mg	400	Mg

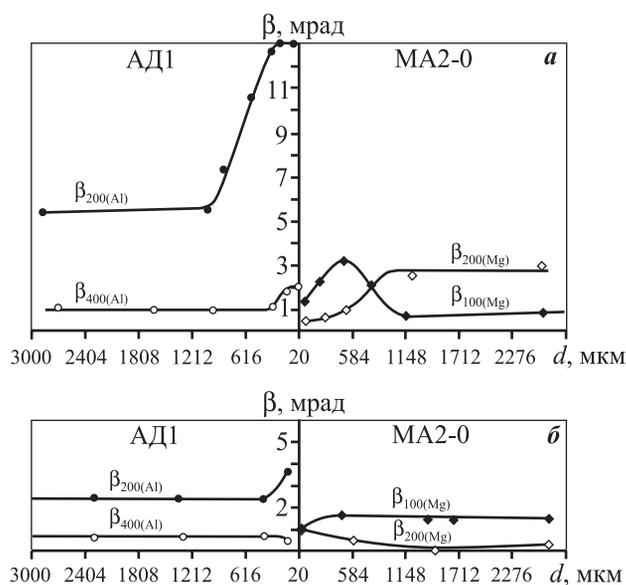


Рис. 3. Зависимость значений физических уширений от расстояния до зоны соединения после изгиба и ТО при $t = 300\text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 1\text{ ч}$ (а) и $400\text{ }^\circ\text{C}$, 1 ч (б)

достигает 680 \AA), что, в свою очередь, приводит к возникновению высокого уровня упругой деформации решетки. Кроме того, в ОШЗ (до $200\text{ }\mu\text{m}$) поведение β -линий носит сложный характер, который связан с определенной перестройкой атомных слоев.

Нагрев КМ, подвергнутого изгибу, до $300\text{ }^\circ\text{C}$ приводит к образованию диффузионной прослойки в АД1, состоящей из твердого раствора на основе Al и интерметаллидных фаз. На рис. 3 представлены результаты рентгеноструктурных исследований характеристик тонкой структуры. Из его данных видно, что на расстоянии до $100\text{ }\mu\text{m}$ от зоны соединения происходят искажения решетки алюминия и, как следствие, резкое увеличение $\beta_{200(\text{Al})}$ до 13 мрад . В магнии физическое уширение $\beta_{200(\text{Mg})}$ несколько повышено на расстоянии до $20\text{--}25\text{ }\mu\text{m}$ от зоны соединения, а при $d > 25\text{ }\mu\text{m}$ оно соответствует равновесному состоянию (см. рис. 3, б).

При ТО $400\text{ }^\circ\text{C}$ образуется диффузионная прослойка шириной $20\text{--}30\text{ }\mu\text{m}$, состоящая из одних

интерметаллидов, структурные искажения в алюминии и магнии полностью релаксируют, что сказывается на уменьшении физического уширения рентгеновских линий на всем протяжении от зоны соединения, при этом микронапряжения достигают минимальных значений с увеличением размеров блоков мозаики до 1500 \AA .

ВЫВОДЫ

1. Термообработка алюмомagneзиевого композита после СВ и изгиба приводит к образованию диффузионной прослойки в АД1, толщина которой зависит от температурно-временных параметров. Профиль диффузионной прослойки повторяет волновой профиль зоны соединения после изгиба.

2. В ходе термообработки при $t = 400\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 1 ч образуются твердый раствор на основе Al, а также фазы Al_3Mg_2 и $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ на расстоянии $100\text{ }\mu\text{m}$ от зоны соединения в глубь алюминия, а структурные искажения в Al и Mg полностью релаксируют, что сказывается на уменьшении физического уширения рентгеновских линий на всем протяжении от зоны интерметаллидов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Трыков Ю.П., Шморгунов В.Г., Гуревич Л.М. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов. М.: Metallurgizdat, 2004.
2. Трыков Ю.П., Гуревич Л.М., Проничев Д.В. Композиционные переходники. Волгоград: ВолгГТУ, 2007.
3. Арисова В.Н., Трыков Ю.П., Самарский Д.С. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 3. С. 14–19
4. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ.: Учеб. пос. для вузов. 4-е изд. доп. и перераб. М.: МИСиС, 2002.
5. Ли Яцзян, Ю.А. Пучков, Лю Пэн // Заготовительные производства в машиностроении. 2007. С. 14–17
6. Арисова В.Н., Трыков Ю.П., Шморгунов В.Г., Самарский Д.С. // Металловедение. 2007. № 10. С. 29–33.