

5. Wally P., Binder S., Ettmayer P., Lengauer W. // J. Alloys and Compd. 1995. Vol. 230, № 1. P. 53.
6. Zackrisson J., Rolander U., Andren H.-O. // Metall. Mater. Trans. 2001. Vol. 32, № 1. P. 85.
7. Yanaba Y., Takahashi T., Hayashi K. A. // J. Jap. Soc. Powder and Powder Metall. 2004. Vol. 51, № 5. P. 374.
8. Жиляев В. А., Патраков Е. И. // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2014. № 3. С. 49.
9. Жиляев В. А., Патраков Е. И. // Там же. № 1. С. 39.
10. Жиляев В. А., Патраков Е. И. // Конструкции из композ. материалов. 2006. № 4. С. 199.

УДК 669.716 : 621.785

Диффузионные процессы на межслойной границе сваренного взрывом трехслойного композита системы Cu–Ti

© 2014 г. **В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов, А. О. Таубе**

Волгоградский государственный технический университет (ВолгГТУ)

Статья поступила в редакцию 04.02.14 г., доработана 12.04.14 г., подписана в печать 15.04.14 г.

В. Г. Шморгун – докт. техн. наук, профессор кафедры материаловедения и композиционных материалов ВолгГТУ (400131, г. Волгоград, пр. Ленина, 28). Тел.: (8442) 24-80-61. E-mail: mv@vstu.ru.

О. В. Слаутин – канд. техн. наук, доцент той же кафедры. E-mail: mv@vstu.ru.

Д. А. Евстропов – аспирант этой кафедры. E-mail: ar.changel@yandex.ru.

А. О. Таубе – аспирант этой кафедры. E-mail: alekstaube@yandex.ru.

Исследовано влияние длительных высокотемпературных отжигов на структуру и фазовый состав диффузионной зоны в медно-титановом композите, полученном сваркой взрывом с последующей прокаткой.

Ключевые слова: слоистый композит, интерметаллиды, фазовый состав.

There was investigated influence of long-term high temperature annealing on structure and phase composition of diffusion zone in copper-titanium composite, receiving by means of explosion welding and subsequent rolling.

Key words: laminated composite, intermetallide, phase composition.

Введение

Как отдельный класс материалов слоистые интерметаллидные композиты (СИК) обладают рядом уникальных характеристик и свойств: хорошая высокотемпературная прочность, высокая устойчивостью к коррозии и окислению, высокая жесткость и хорошее сопротивление ползучести [1, 2].

Технология получения СИК предусматривает сварку взрывом (СВ) многослойных пакетов и их последующую прокатку на толщину, обеспечивающую после завершающей высокотемпературной термообработки (ТО) заданное объемное соотношение основных и формирующихся в результате диффузии интерметаллидных слоев [1]. Температурно-временные условия образования и роста интерметаллидных фаз в интервале тем-

ператур 400–700 °С на межслойных границах сваренных взрывом слоистых композиционных материалов (СКМ) системы Ti–Cu исследованы в работе [3]. Создание СИК определило необходимость углубленного изучения влияния режимов диффузионного отжига при температурах «интенсивной» диффузии ($t = 750 \div 850$ °С) на толщину и фазовый состав формирующихся интерметаллидных слоев.

Методика проведения исследований

В качестве исходных материалов использовали медь М1 и титан ВТ1-0 толщиной 1 мм. Трехслойные композиты состава М1 + ВТ1-0 + М1 были получены СВ по одновременной плоскопараллельной схеме на режиме (скорость соударения

на межслойных границах 580 м/с, скорость точки контакта 1900 м/с), обеспечивающем при разрывных испытаниях нормально границе соединения стабильное разрушение композиционных образцов при напряжениях 95–100 МПа.

Прокатку осуществляли на стане ДУО (диаметр валков 130 мм) в 12 проходов при $t = 450 \div 550$ °С без натяжения и правки с общим высотным обжатием 50 % (0,45 мм – М1 и 0,6 мм – ВТ1-0).

Отжиг образцов проводили в воздушной атмосфере печи SNOL8,2/1100 при $t = 750 \div 850$ °С.

Металлографические исследования выполняли с применением оптической микроскопии (микроскоп «Olympus BX61») и растровой электронной микроскопии на установке «Versa 3D Dual Beam». Микротвердость измеряли на микротвердомере ПМТ-3М. Обработку экспериментальных данных проводили с помощью специализированных пакетов прикладных программ.

Результаты и их обсуждение

После сварки граница соединения титана с медью имела волнообразный профиль с включениями оплавленного металла в его завихрениях. По сравнению со значениями для исходных металлов (у меди 0,8 ГПа, у титана 1,5 ГПа) микротвердость меди и титана у границ соединения увеличилась и составила соответственно 1,4–1,5

и 3,3–3,4 ГПа. После прокатки этот показатель у медных слоев практически не изменился, а в титановом слое – повысился до 3 ГПа в его центральной части. После отжига микротвердость слоев понизилась: медных – до 0,9–1,0 ГПа, что соответствует уровню отожженной меди, а титанового – до 2,6–2,7 ГПа (рис. 1).

Исследование кинетики формирования диффузионной зоны на межслойных границах трехслойного СКМ показало, что ее рост начинается с образования локальных участков, которые с повышением температуры и времени нагрева увеличиваются в размерах и срastaются в сплошную прослойку. Количественные результаты опытов представлены на рис. 2, из которого следует, что температурно-временная зависимость для периода ($\tau_{л}$), предшествующего образованию локальных участков диффузионной зоны, численное значение которого определяли по методике, изложенной в работе [4], подчиняется экспоненциальному закону, характерному для взаимной концентрационной диффузии [5]:

$$\tau_{л} = \tau_0 \exp[E/(RT)], \quad (1)$$

где τ_0 – постоянная величина, с; E – энергия активации процесса образования новой фазы, Дж/моль; R – газовая постоянная, Дж/(К·моль); T – абсолютная температура, К.

Интенсивность роста диффузионной зоны определяется в основном температурой нагрева, а зависимость ее толщины (h) от времени выдержки (τ) подчиняется параболическому закону (рис. 3).

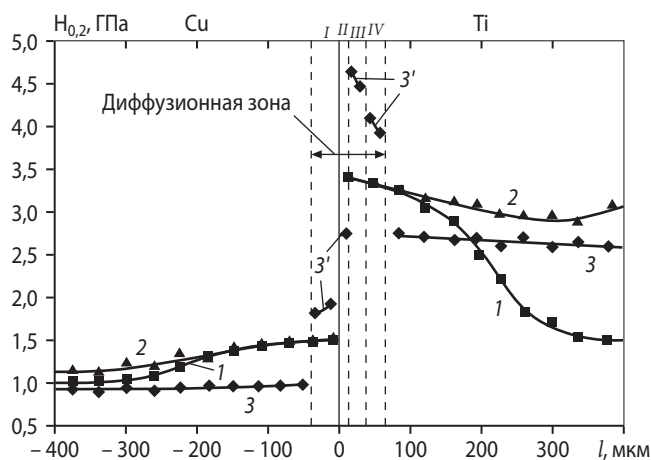


Рис. 1. Характер распределения микротвердости у межслойной границы СКМ М1 + ВТ1-0 + М1
1 – после СВ; 2 – после прокатки; 3, 3' – после отжига (850 °С, 10 ч)
I, II, III, IV – прослойки с фазовым составом соответственно $Cu_{\alpha} + \beta TiCu_4$, Ti_3Cu_4 , $TiCu$ и $Ti_{\alpha} + Ti_2Cu$, входящие в состав диффузионной зоны

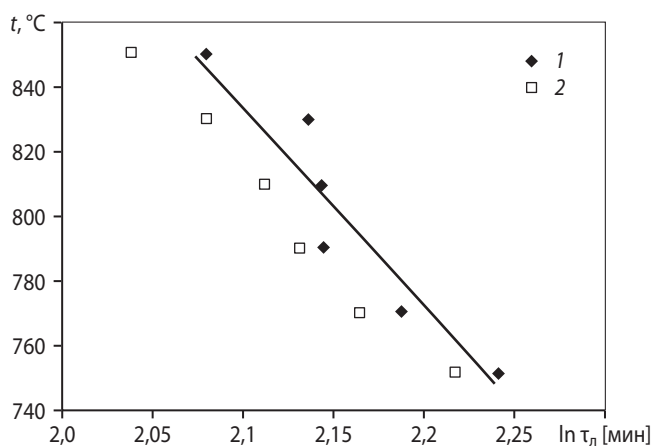


Рис. 2. Температурно-временные условия формирования диффузионной зоны
1 – диффузионная зона есть; 2 – диффузионной зоны нет

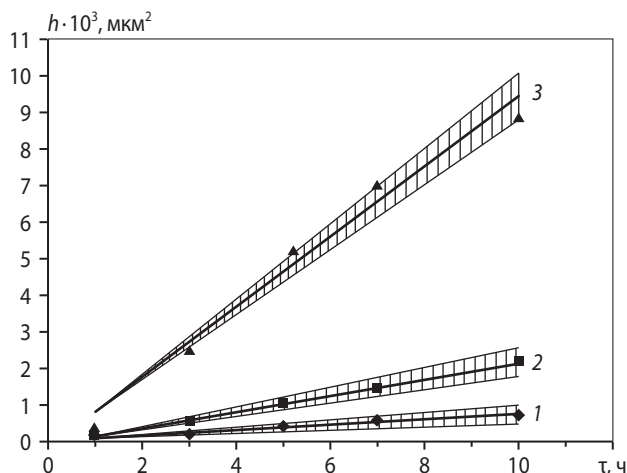


Рис. 3. Зависимость толщины диффузионной зоны от времени выдержки при температуре 750 (1), 800 (2) и 850 (3) °C

Результаты сравнительного анализа массива экспериментальных данных по кинетике формирования диффузионной зоны в сваренных взрывом и прокатанных в изученном диапазоне обжатий образцах свидетельствуют, что кинетика практически идентична.

Исследование трансформации участков оплавленного металла в процессе термической обработки показало, что формирующаяся со стороны меди диффузионная прослойка на первом этапе повторяет контур оплава, а затем, по мере увеличения времени ТО, «поглощает» его.

Выполненный качественный и количественный микрорентгеноспектральный анализ распределения химических элементов в оплавленном металле и диффузионной зоне позволил установить следующее. Структура сформировавшихся при сварке взрывом участков оплавленного металла представляет собой механическую смесь меди и интерметаллидных включе-

Результаты микроанализа химического состава в различных точках оплава (см. рис. 4, б) после отжига в течение 0,5 ч

| Время ТО, ч | Точка | Содержание, мас.% (ат.%) | | Погрешность, % | | Фаза |
|-------------|-------|--------------------------|-------------|----------------|-----|--------------------|
| | | Ti | Cu | Ti | Cu | |
| 0,5 | 1 | 40 (48) | 60 (52) | 1,6 | 1,5 | CuTi |
| | 2 | 0,7 (0,9) | 99,3 (99,1) | 5,0 | 1,0 | Cu _α |
| | 3 | 17 (21) | 83 (79) | 1,9 | 1,2 | Cu ₄ Ti |

ний с микротвердостью 6,1–7,4 ГПа, имеющих состав, близкий к 77–79 ат.% Cu и 18–21 ат.% Ti, что согласно диаграмме состояния Ti–Cu [6] соответствует интерметаллиду TiCu₄ (рис. 4, таблица).

Установлено, что формирование диффузионной зоны при нагреве сваренного взрывом медно-титанового композита начинается с образования на границе соединения интерметаллидной прослойки TiCu твердостью 4,4–4,7 ГПа (см. рис. 4, б), которая с увеличением времени термообработки растет по толщине. При выдержках 1 и 5 ч между медным слоем и прослойкой TiCu была обнаружена прослойка Ti₃Cu₄ твердостью 2,6–2,8 ГПа, а между TiCu и титановым слоем – Ti_α + Ti₂Cu (рис. 5, а, б) твердостью 3,9–4,2 ГПа (см. прослойки II и IV на рис. 1). Участок оплава в слое TiCu перестал выявляться. После 10-часовой выдержки в составе диффузионной зоны со стороны меди наблюдалась еще одна прослойка, состоящая из твердого раствора Cu_α и интерметаллида βTiCu₄ твердостью 1,8–2,1 ГПа (см. рис. 5, в). Дальнейшее увеличение времени выдержки приводило к росту диффузионной зоны без изменения ее фазового состава и твердости.

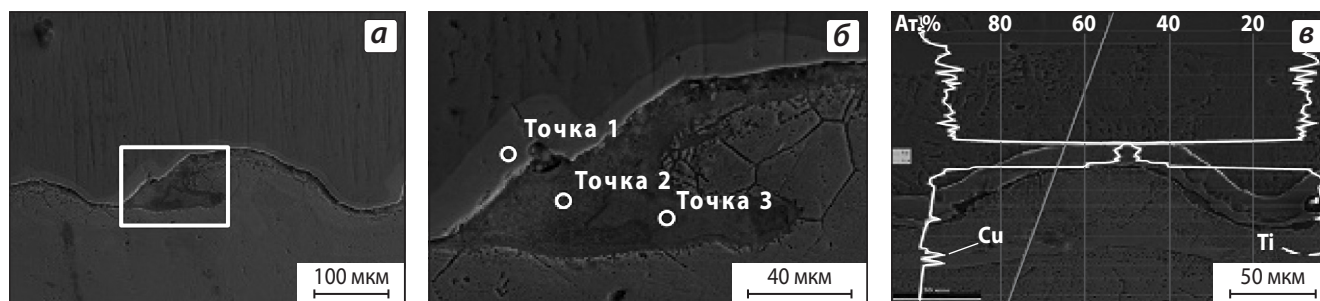


Рис. 4. Трансформация оплава на границе соединения **а** – ТО (850 °C, 0,5 ч); **б** – определение элементного состава объектов по точкам; **в** – после ТО (850 °C, 10 ч)

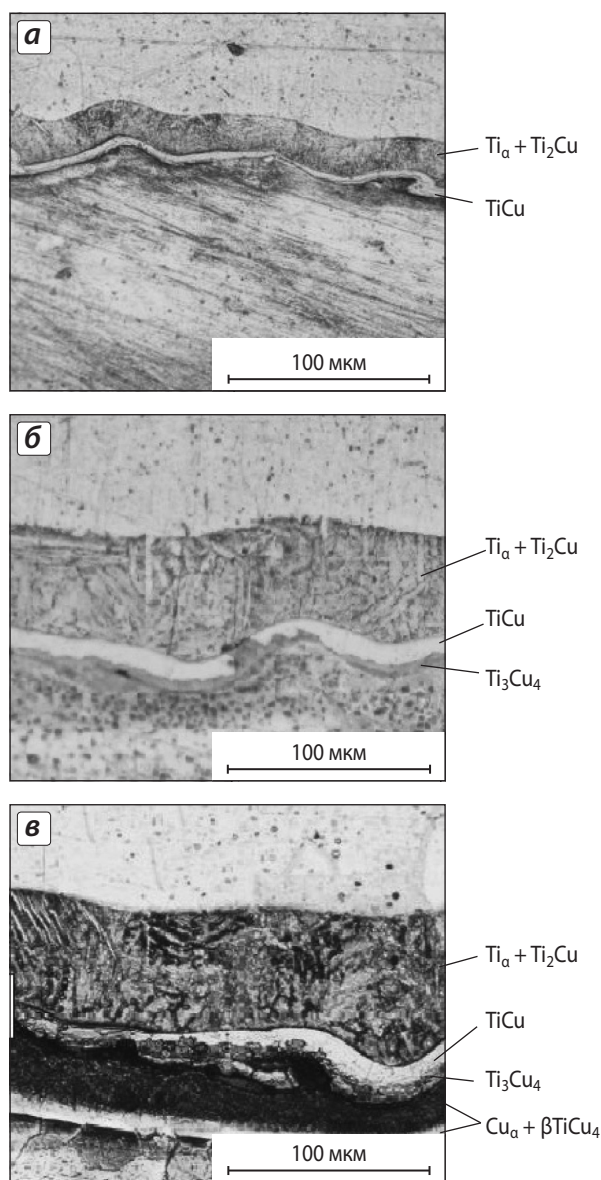


Рис. 5. Микроструктура диффузионной зоны в сваренном взрывом и прокатанном СКМ после отжига при 850 °С в течение 1 (а), 5 (б) и 10 (в) ч

Выводы

1. Диффузионные прослойки, возникающие при ТО сваренного взрывом СКМ состава М1 + ВТ1-0 + М1 на межслойной границе с участками оплавленного металла, на первом этапе повторяют контур оплава, а затем, по мере увеличения времени выдержки, «поглощают» его.

2. При температуре интенсивной диффузии (850 °С) фазовый состав диффузионной зоны зависит от продолжительности ТО. При малых временах выдержки (до 1 ч) в этой зоне обнаружены две прослойки с фазовым составом $Ti_{\alpha} + Ti_2Cu$ и $TiCu$. При более длительной выдержке (до 10 ч) формируются еще две сплошные прослойки с фазовым составом Ti_3Cu_4 и $Cu_{\alpha} + \beta TiCu_4$.

*Результаты были получены
в рамках выполнения государственного задания
Минобрнауки России № 11.1865.2014/К.*

Литература

1. Шморгун В. Г., Трыков Ю. П., Слаутин О. В. // Конструкции из композ. материалов. 2005. № 3. С. 3.
2. Трыков Ю. П., Шморгун В. Г., Гуревич Л. М. // Там же. 2006. № 4. С. 132.
3. Devoino D. G., Kasperovich V. B. // Metal Sci. Heat Treatment. 1983. Vol. 25, № 3. P. 228.
4. Седых В. С. // Сварка взрывом и свойства сварных соединений. Волгоград: Изд-во ВолГТУ, 1995. С. 36.
5. Ларииков Л. Н., Рябов В. Р., Фальченко В. М. Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке. М.: Машиностроение, 1975.
6. Konieczny M. // Composites. 2006. № 4. P. 52.