

УДК 538.951

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ МЕДИ И АЛЮМИНИЯ, ПОЛУЧЕННОГО ДЕФОРМАЦИЕЙ СДВИГА ПОД ДАВЛЕНИЕМ

© 2019 г. Р. Р. Кабиров¹, *, К. С. Назаров¹, Г. Ф. Корзникова¹, Р. Х. Хисамов¹, С. Н. Сергеев¹, М. И. Нагимов¹, Р. Р. Мулюков¹

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук, Уфа, Россия

*E-mail: kabirovr@imsp.ru

Поступила в редакцию 10.01.2019 г.

После доработки 13.05.2019 г.

Принята к публикации 27.06.2019 г.

Представлены результаты исследования структуры и механических свойств металломатричного композита Al–Cu–Al, полученного деформацией сдвига под давлением на наковальнях Бриджмена с углублениями. Предел прочности на растяжение составил 485 МПа, что существенно выше предела прочности как чистого алюминия, так и меди. Основным механизмом разрушения являлось вязкое разрушение по Al-матрице без заметного расслоения по межфазным границам.

DOI: 10.1134/S0367676519100132

ВВЕДЕНИЕ

В последние годы к металломатричным композитам (ММК) на основе алюминия приковано внимание многих исследователей, в связи с их высокими значениями удельной прочности, твердости и износостойкости, усталостной прочности [1–5]. Композиты, упрочненные внедрением дисперсных частиц, обычно характеризуются слабой связью частиц с матрицей и неоднородным распределением частиц армирования. Твердорастворное упрочнение алюминия ограничено предельной растворимостью компонент. Известно, что твердорастворные реакции могут стимулироваться не только повышенной температурой, но и интенсивной пластической деформацией [6]. Поэтому в последние годы за рубежом и у нас в стране развиваются деформационные методы получения металломатричных композитов. Существуют различные методы интенсивной пластической деформации для получения соединений из разных металлов: диффузионная сварка, механолегирование порошков, пакетная прокатка, сварка взрывом [7, 8]. В отличие от указанных выше способов, деформация сдвигом давлением позволяет не только формировать наноструктуру, но и соединять металлы, которые по диаграмме состояния не образуют соединений. Причем такой метод позволяет за относительно короткое время, а в ряде соединений даже при комнатной температуре получать в один прием монолитные образцы достаточного размера для аттестации структуры и

физико-механических свойств [9]. В частности, ранее деформацией сдвигом под давлением нами были успешно изготовлены монолитные образцы металломатричных композитов из исходных слоистых компонентов чистых Al и Cu, а также проанализирована их структура [10–12]. Настоящая работа является продолжением предыдущих исследований и в ней приводятся результаты изучения механических свойств металломатричного композита системы Al–Cu, полученного деформацией сдвигом под давлением.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве исходных материалов для получения композита были использованы чистый Al (99.3–99.5 вес. %) и чистый Cu (99.90 вес. %). Заготовки крупнозернистых алюминия и меди были получены отжигом исходных прутков при 400 и 900°C соответственно для получения в них однородной структуры.

Из прутков вырезались диски. Образцы металломатричных композитов получали деформацией сдвигом под давлением на наковальнях Бриджмена с канавкой диаметром 12 мм и глубиной по 0.25 мм, при давлении 5 ГПа, 10 оборотов и скорости 1 оборот в минуту при комнатной температуре. Непосредственно перед деформированием поверхности дисков обезжировали и складывали в стопку с чередованием слоев Al–Cu–Al. На рис. 1а пред-

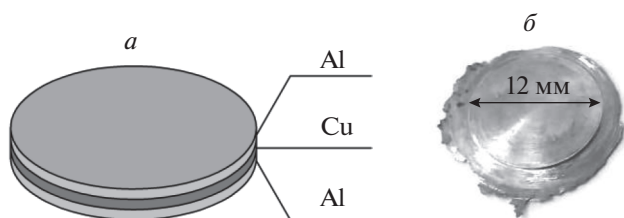


Рис. 1. Схема укладки заготовок Al–Cu–Al (*a*) и общий вид образца композита Al–Cu–Al, полученный деформацией сдвигом под давлением (*б*).

ставлена схема укладки заготовок. Внешний вид одного из образцов композитов после деформирования представлен на рис. 1б.

Как было показано ранее [10–12] методами электронно-микроскопического анализа поперечного сечения композита Al–Cu–Al в деформированном состоянии, образец является монолитным и не содержит пор, однако в зависимости от расстояния от центра образца, перемешивание компонентов оказалось различным (рис. 2)

Наилучшее перемешивание и более однородная структура наблюдается на участке на середине радиуса (рис. 2в). Поэтому образцы для проведения прочностных испытаний на растяжение были вырезаны в зоне середины радиуса. Кроме того, для получения сравнительных результатов образцы для испытаний были вырезаны также из центральной зоны, где наблюдается плохое пере-

мешивание. Таким образом, из каждого композитного диска были вырезаны 3 образца для механических испытаний. Схема раскроя дисков и микроструктура в рабочей зоне образцов на растяжение представлены на рис. 3.

Для получения композитов с включениями интерметаллидных фаз были проведены отжиги. Температуры отжигов 350 и 450°C были выбраны исходя из ДСК-измерений, которые показали наличие широкого пика в интервале температур 150–450°C, и данных рентгеноструктурного анализа, который показал формирование значительной доли интерметаллидов Al_2Cu , $AlCu$, Cu_9Al_4 после отжигов при 350 и 450°C. После термообработки вырезались образцы для исследований механических свойств по схеме, представленной выше. Испытания на разрыв проводились с использованием специально разработанной оснастки (рис. 4) на разрывной машине Instron Model 1185. Использование деформации сдвига под давлением с наковальнями диаметром 12 мм с углублениями общей глубиной 0.5 мм позволило провести испытания на растяжение пропорциональных образцов регламентированными ГОСТ 1497-84. Испытания проводились на скорости растяжения 1 мм/мин до разрушения образца, с записью диаграммы “нагрузка–перемещение” ($P-\Delta l$). В последующем первичные диаграммы обрабатывались. Пластичность композитов ввиду малой рабочей базы образцов не оценивалась.

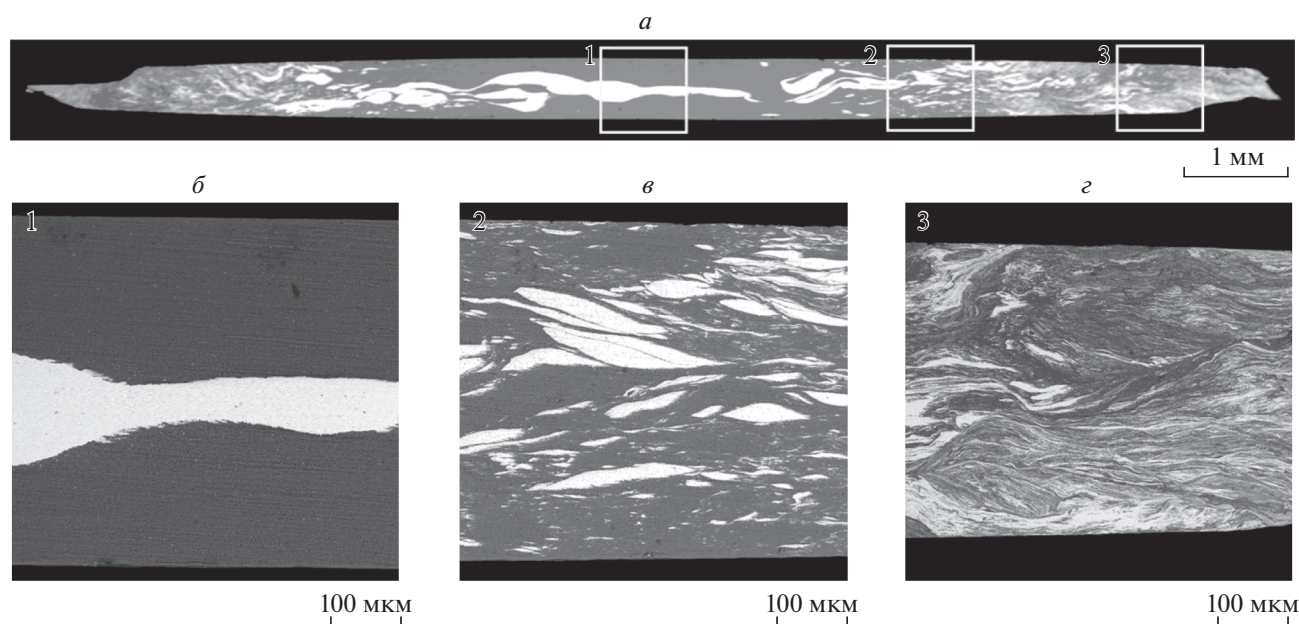


Рис. 2. Микроструктура (режим BSE) поперечного сечения дисков, полученных из композита Al–Cu–Al, при малом увеличении (*a*); увеличенные изображения выделенных на рисунке *a* участков в центре (*б*), на середине радиуса (*в*) и вблизи края (*г*) [7].

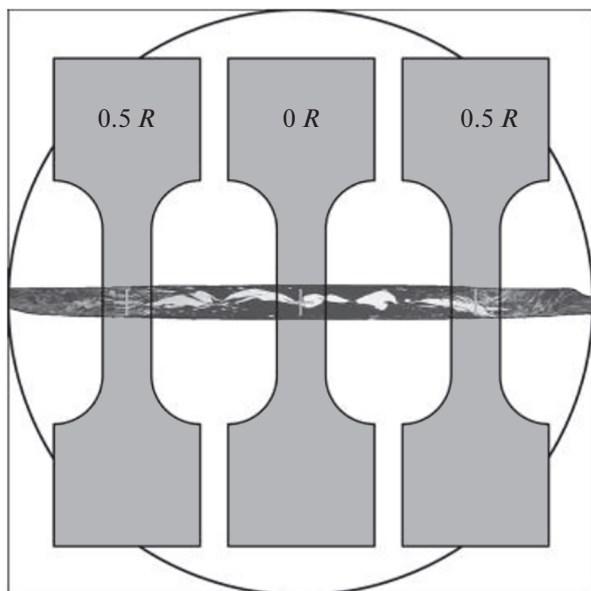


Рис. 3. Схема раскроя образцов на растяжение.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 5 представлены первичные диаграммы зависимости нагрузка–перемещение траверсы при испытании металломатричного композита, полученного деформацией сдвигом под давлением на растяжение без какой-либо термообработки и после термообработки 450°C, 15 мин.

Испытания на растяжение при комнатной температуре металломатричного композита показали, что среднее значение предела прочности образцов, вырезанных со смещением от центральной зоны (рис. 6), достигает уровня 485 МПа, что в несколько раз превышает предел прочности исходных компонентов, полученных при тех же условиях, с такой же степенью и скоростью деформирования в наковальнях Бриджмена с канавкой и испытанных таким же образом чистого Al (~80 МПа) и Cu (~190 МПа). Образцы с рабочей частью, вырезанной из центральной зоны композита, оказались менее прочными: среднее значение прочности оказалось почти вдвое ниже и составило 245 МПа. Отжиг композита при 150°C привел к заметному снижению прочности как в центральной зоне композита, так и на середине радиуса. Увеличение температуры отжига до 450°C привело к еще более существенному снижению прочности (рис. 6) как образцов из центральной части, так и образцов, вырезанных со смещением от центральной зоны.

Высокие значения предела прочности композита связаны с диспергированием структуры алюминиевых слоев, и формированием в алюминиевой матрице дисперсных и более прочных медных слоев за счет перемешивания компонентов в

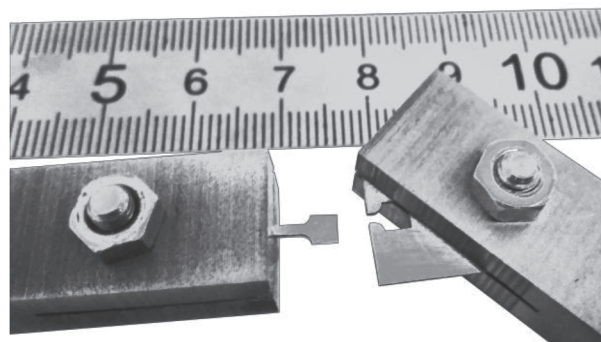


Рис. 4. Оснастка для испытания образцов на растяжение.

процессе деформации сдвигом под давлением. Снижение предела прочности при росте температуры отжига связано с выделением на межфазных границах Al/Cu интерметаллидных частиц, которые в значительной мере делают материал более хрупким.

На рис. 7 приведены снимки поверхностей излома образцов композита без отжига, с рабочей частью вблизи середины радиуса (рис. 7а) и в центральной зоне диска композита (рис. 7б). В целом, характер излома в обоих образцах смешанный, причем в Al-матрице наблюдается вязкий излом, что проявляется как равномерный ямочный рельеф при больших увеличениях, а участки Cu разрушались по хрупкому типу. Идентификация Al и Cu проводилась методом энерго дисперсионной спектроскопии (EDS). В образце, вырезанном вблизи середины радиуса, участки вязкого излома Al-компоненты перемежаются с небольшими, равномерно распределенными участками Cu-компоненты, где разрушение сопровождалось расщеплением как внутри Cu-компоненты, так и на границах соединения с Al (рис. 7а). В целом структура этого образца однородна и анализ изломов показал, что наличие межфазных границ соединения Al/Cu способствовало диссипации энергии разрушения за счет отклонения и разветвления трещин вдоль границ раздела Al/Cu и вязкого разрушения Al-матрицы, что обеспечило максимальное значение прочности данного образца.

В образце, вырезанном из центральной зоны (рис. 7б), где перемешивание компонентов Al и Cu было незначительным, разрушение произошло по границе сопряжения металлов. В Cu произошло расщепление по плоскостям, в основном, параллельным поверхности композита (рис. 7б). В Al-фазе наблюдаются ямки, свидетельствующие о его вязком разрушении. Поверхности разрушения медной компоненты находятся глубже поверхности разрушения Al-компоненты в обеих частях разрушенного образца, что говорит о том,

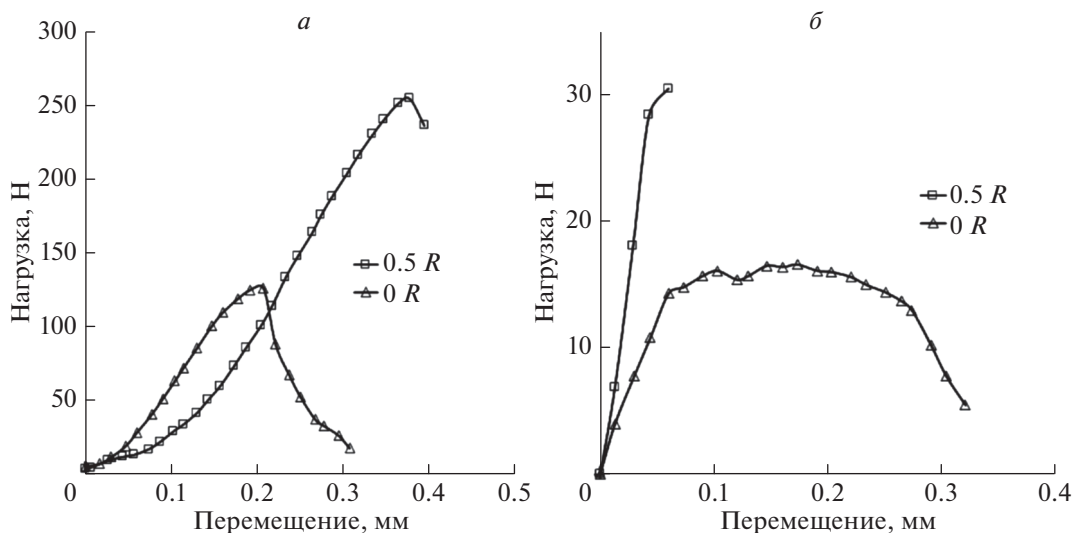


Рис. 5. Диаграммы прочности разрушения образцов металломатричного композита. *а* – Без термообработки, *б* – термообработка 450°C, 15 мин.

что медная компонента разрушилась в первую очередь.

Отжиг композита при температуре 150°C привел к некоторому уменьшению вязкости Al-компоненты в образце, вырезанном вблизи середины радиуса, количество участков с ямочным разрушением уменьшается. Однако принципиального различия изломов в образцах с отжигом при 150°C и без отжига не наблюдается. Некоторое сниже-

ние предела прочности после отжига, по-видимому, связано с началом распада твердого раствора Al, сформировавшегося при деформации сдвигом под давлением на участках сопряжения Al и Cu и формирования зон Гинье–Престона, малый размер которых не позволяет различить их на изломах. Как и в образце без отжига, в образце из центральной зоны разрушение произошло на границе сопряжения Al и Cu, причем в Al-компоненте

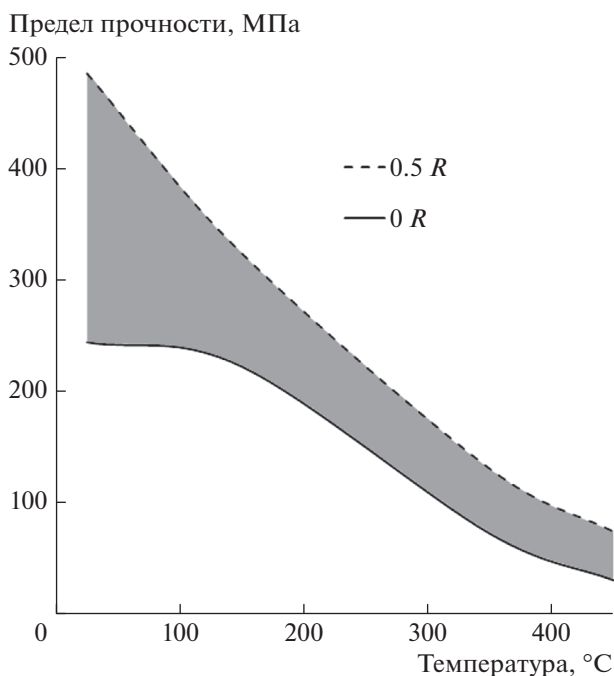


Рис. 6. График зависимости прочности металломатричного композита Cu–Al от температуры отжига.

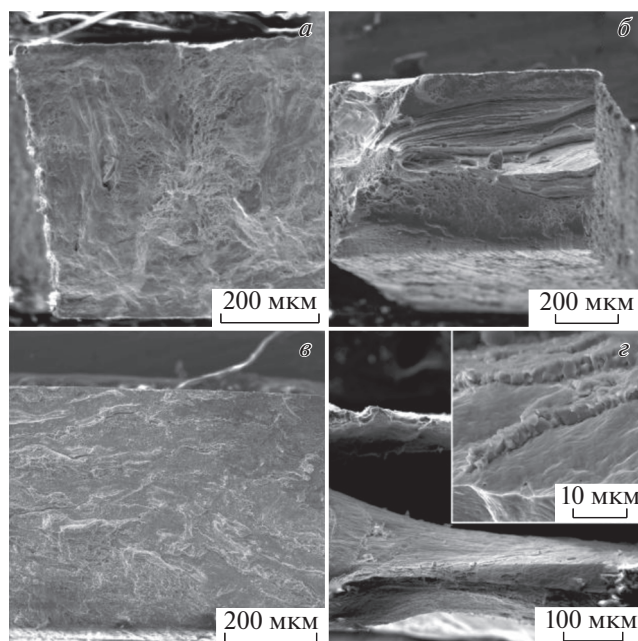


Рис. 7. Фрактография образцов композита Al–Cu–Al без отжига (*а, б*) и после отжига при 450°C (*в, г*) с рабочей частью вблизи середины радиуса (*а, в*) и в центральной зоне диска композита (*б, г*).

разрушение происходило по вязкому механизму с формированием ямок, и предел прочности до и после отжига практически не отличается (рис. 6).

После отжига при 350°C картина излома существенно меняется. Излом образца с рабочей частью вблизи середины радиуса является хрупким, наряду с Al и Cu видны четко ограненные зерна интерметаллидных включений, расположенных в матрице Al-фазы, которая остается вязкой, о чем свидетельствуют ямки и изогнутые линии отрыва. При этом внутри ямок при больших увеличениях видны зерна интерметаллидов. Однако в целом даже небольшое количество интерметаллидных частиц на межфазных границах Al/Cu в этом образце привело к падению предела прочности почти в три раза (рис. 6).

После отжига при 450°C (рис. 7в, 7г) произошло укрупнение интерметаллидных частиц и увеличение их объемной доли, как это следует из данных рентгенофазного анализа. Это привело к разрушению образцов, вырезанных вблизи середины радиуса и из центральной зоны по границам зерен интерметаллидных частиц (интеркристаллитное разрушение).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Деформирование растяжением образцов композита Al–Cu–Al типа “сэндвич”, полученных деформацией сдвигом под давлением исходных крупнозернистых пластин алюминия и меди продемонстрировало существенную зависимость предела прочности от степени перемешивания компонентов. В центральной зоне, где перемешивание было слабым, предел прочности оказался почти вдвое ниже, чем в области середины радиуса, где при деформации сдвигом под давлением произошло равномерное перемешивание компонентов. Значение предела прочности составило 485 МПа, что оказалось существенно выше предела прочности как чистого алюминия, так и меди. При испытаниях на растяжение основным механизмом являлось вязкое разрушение по Al-матрице без заметного расслоения по межфазным границам, в то время как в образцах с плохим перемешиванием разрушение происходило преимущественно за

счет расслоения по границе раздела Al/Cu. Отжиг при 150, 350 и 450°C привел к снижению предела прочности за счет фазовых превращений и выпадения интерметаллидных фаз на границах раздела Al/Cu. Разрушение в отожженных образцах композитов происходило за счет хрупкого расщепления по интерметаллидным зернам на межфазных границах.

Работа выполнена по государственному заданию ИПСМ РАН (№ АААА-А17-117041310213-0) в части получения материалов деформационными методами и поддержана РНФ (грант № 18-12-00440) в части микроструктурных исследований металломатричного композита и измерения его механических свойств. Исследования выполнены на базе Центра коллективного пользования научным оборудованием Института проблем сверхпластичности металлов РАН “Структурные и физико-механические исследования материалов”.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. An X., Lin Q., Wu Sh., Zhang Zh. // Mater. Res. Lett. 2015. V. 3. № 3. P. 135.
2. Mehr V.Y., Toroghinejad M.R., Rezaeian A. // Mater. Sci. Engin. A. 2014. V. 601. P. 40.
3. Wei X.Z., Zhou Q., Xu K.W. et al. // Mater. Sci. Engin. A. 2018. V. 726. P. 274.
4. Khisamov R.Kh., Nazarov K.S., Sergeev S.N. et al. // Lett. Mater. 2015. V. 5. № 2 P. 119.
5. Phuong D.D., Trinh P.V., An N.V. et al. // J. Alloys Compounds. 2014. V. 613. P. 68.
6. Ohishi K., Edalati K., Kim H.S. et al. // Acta Mater. 2013. V. 61. P. 3482.
7. Fronczea D.M., Chulisa R., Litynska-Dobrzynska L. et al. // Mater. Design. 2017. V. 130. P. 120.
8. Nazarov A.A., Mulyukov R.R. Handbook of NanoScience, Engineering and Technology. Boca Raton: CRC Press, 2002. P. 22.
9. Ahna B., Zhilyaev A.P., Leef H.-J. et al. // Mater. Sci. Engin. A. 2015. V. 635. P. 109.
10. Korznikova G.F., Mulyukov R.R., Zhilyaev A.M. // AIP Conf. Proc. 2018. V. 2053. Art. № 030028.
11. Korznikova G.F., Zhilyaev A.P., Sergeev S.N. // IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng. 2018. V. 447. Art. № 012021.
12. Danilenko V.N., Sergeev S.N., Baimova J.A. et al. // Mater. Lett. 2019. V. 236. P. 51.