

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВЗРЫВНЫХ КОМПАКТОВ МЕДЬ — МОЛИБДЕН

В. И. Мали, Т. С. Тесленко

Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, 630090 Новосибирск
teslenko@hydro.nsc.ru

Исследовались микроструктура, деформационные характеристики и электропроводность композитов из смеси порошков меди и молибдена, полученных методом взрывного компактирования. Обнаружено, что с ростом скорости детонации при взрывной обработке увеличиваются микродеформации кристаллической решетки и дисперсность блочной структуры. Это способствует пластической деформации частиц, в большей степени медных, активации и свариваемости их границ, что повышает проводимость полученных компактов. Найдены оптимальные режимы взрывного компактирования и термообработки для получения композитов с высокой электропроводностью.

Ключевые слова: смесь порошков, планетарная мельница, взрывное компактирование, термообработка, электропроводность, рентгеноструктурный анализ.

Композиты на основе меди и молибдена оказались перспективными материалами для работы в условиях сильноточных дуговых разрядов. Электроды из смеси этих порошков, полученные взрывным компактированием, обладают хорошей эрозионной стойкостью при воздействии плотной плазмы [1]. Оптимальными с этой точки зрения оказались смеси, состоящие из 20 ÷ 80 % порошка Mo и соответствующего количества порошка Cu. Структуры таких композитов и их свойства в зависимости от условий предварительной механической обработки, параметров взрывного компактирования и последующей термообработки являются предметом исследования в данной работе.

Изучение свойств компакта обычно затруднено тем, что методы измерения прочностных свойств и твердости больше отражают условия испытания, чем изменения структуры материала порошка. Особенно это справедливо для мелких порошков, когда даже под индентор микротвердомера попадает несколько частиц, причем разной твердости. Поэтому для изучения процессов, происходящих в материале порошка при компактировании, целесообразно использовать методы рентгеноструктурного анализа. Микродеформации кристаллической решетки, измеряемые с помощью рентгеновской дифракции, в сплошных однофазных металлах обычно коррелируют с микротвердостью. Поэтому уровень микродеформации можно рассматривать как меру упрочне-

ния материалов композита при разных его обработках, причем определяется состояние каждого компонента отдельно. Незначительное количество рентгеновских измерений параметров тонкой структуры взрывных компактов из порошков молибдена, никеля и вольфрама приведено в монографии [2]. Для композитов из смесей порошков такие данные нам не известны.

В работе [3] изучалось воздействие импульсных нагрузок на образцы металлов и сплавов со сложной, насыщенной дефектами структурой, полученной в результате предварительных механических и термических обработок. Показано, что устойчивость таких структур к ударным воздействиям зависит от наличия в них развитой системы субграниц, проявляющейся как блочная структура. Она существенно влияет на пластичность материала.

Условия получения прочных взрывных компактов определяются процессами пластической деформации частиц порошка. В работе [4] введены понятия динамического и квазистатического режимов взрывного компактирования. Первый характеризуется тем, что после закрытия пор остается достаточно макрокINETической энергии для вязкопластического формоизменения частиц. Поэтому при динамическом режиме в деформации участвует большая часть материала порошка, в то время как при квазистатическом режиме активная деформация происходит лишь в окрестности захлоп-

нутых пор и в приграничных областях частиц порошка. Компакт, прочность которого соизмерима с прочностью сплошного материала, можно получить лишь при динамическом режиме, который труднодостижим для тонкого порошка из твердого материала. Однако для получения компактов из смеси порошков бывает достаточно деформировать лишь более мягкую составляющую [5], хотя и в этом случае лучшие результаты получены с фракцией порошков > 10 мкм.

Поскольку мы перемешивали порошки в планетарной мельнице, рассматривался вопрос и о влиянии предварительной механической обработки, приводящей к наклепу исходных частиц порошка, на деформационные процессы при взрывном компактировании.

При использовании взрывных компактов в качестве материала электродов одним из наиболее важных свойств является их электропроводность. Кроме того, она косвенно характеризует структуру компакта, прежде всего степень сварки межчастичных контактов, чему, в свою очередь, способствует активация их дефектами кристаллической решетки, полученными при механической и взрывной обработках. Поэтому в работе проведены измерения электропроводности образцов.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ МЕТОДЫ

В экспериментах использовали смеси порошков меди (размер частиц $10 \div 30$ мкм) и молибдена (размер частиц $5 \div 10$ мкм) в соотношении 30% Mo+70% Cu (по массе). Порошки смешивали путем помола стальными шарами диаметром 5 мм в планетарной центробежной мельнице АГО-2У в стальных барабанах объемом 150 мл. Ускорение мелющих тел составляло 600 м/с^2 (60 г). Поскольку такой помол существенно изменяет структуру, время помола варьировалось от 2 до 9 мин при сохранении удельной массы шаров и скорости вращения.

Компактирование смеси порошков проводили в стальных цилиндрических ампулах с наружным диаметром 18 мм, внутренним — 10 мм и диаметром центрального медного стержня 3,5 мм. Исходная плотность смеси порошков $4,9 \div 6,4 \text{ г/см}^3$. Ампулы размещали по оси цилиндрических зарядов из различных взрывчатых веществ (ВВ): смесь аммонита с солью 50/50 (диаметр заряда $d = 82$ мм, скорость детонации $D = 1,8 \text{ км/с}$), аммонит 6ЖВ ($d =$

82 мм, $D = 3,8 \text{ км/с}$), смесь аммонита с гексогеном 50/50 ($d = 65$ мм, $D = 5,7 \text{ км/с}$), гексоген ($d = 65$ мм, $D = 6,6 \text{ км/с}$).

Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре ДРОН-3 в $\text{CuK}\alpha$ -излучении с графитовым монохроматором в отраженном луче, что дает снижение фона и позволяет учитывать спадающие части профилей дифракционных линий.

При помоле порошков и последующем взрывном компактировании может появиться примесь железа из шаров, стенок мельницы и стенок ампулы, однако при рентгенофазовом анализе компактов линий железа нами не найдено. Поскольку предел обнаружения железа в наших условиях соответствовал $2 \div 3 \%$, возможное загрязнение им компактов не превышало указанного предела и поэтому не учитывалось.

Метод анализа уширения рентгеновских дифракционных линий [6] позволяет определять такие характеристики тонкой структуры, как уровень остаточных микродеформаций кристаллической решетки $\Delta a/a$ (a — параметр решетки) и дисперсность блочной структуры, причем отдельно для каждого материала композита. Микродеформации связаны в основном с хаотически распределенными дислокациями, а размеры блоков характеризуют количество субграниц внутри зерен с разориентировкой, достаточной для того, чтобы соседние области кристалла (блоки) участвовали в рассеянии рентгеновских лучей некогерентно. Необходимо отметить, что определяемые рентгеновским методом размеры блоков не связаны с размерами зерен в сплошном материале или размерами частиц в порошке: это значительно меньшие образования ($< 0,5$ мкм), характеризующие субзеренную структуру. Все приведенные в работе рентгеновские характеристики структуры соответствуют среднему значению 4–6 измерений по образцу.

Электропроводность компактов измеряли методом вихревых токов [7]. Цилиндрический образец диаметром 7 мм и длиной 70 мм (после механического удаления стальной наружной оболочки) помещали в соленоид, по которому пропускали переменный ток. Магнитный поток в соленоиде изменялся в зависимости от проводимости образца и частоты тока, соответственно изменялись индуктивность и сопротивление соленоида. Используя зависимость индуктивности и сопротивления от частоты,

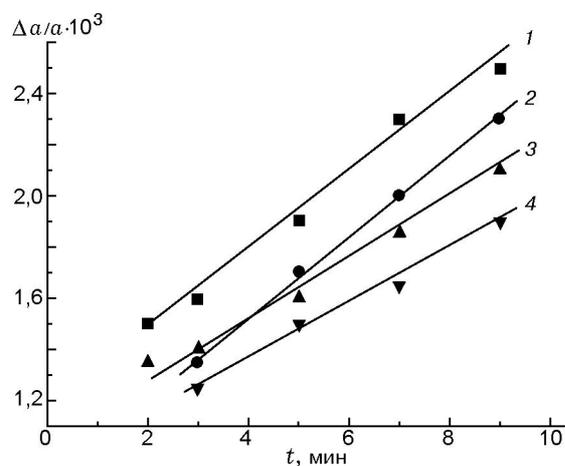


Рис. 1. Зависимость микродеформации компонентов исходной смеси порошков и компактов от времени предварительного помола:

2 — Cu, 4 — Mo до компактирования; 1 — Cu, 3 — Mo после компактирования

определяли электропроводность исследуемого образца. Проведенные измерения электропроводности образцов показали хорошую повторяемость, и приведенные результаты соответствуют осредненным по двум экспериментам значениям.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Измерения характеристик субструктуры порошков меди и молибдена после помола в мельнице показали, что микродеформации в обоих порошках растут примерно пропорционально времени помола, причем в меди несколько быстрее, чем в молибдене. «Насыщения» за время помола $t = 9$ мин не достигнуто (рис. 1, линии 2, 4). Размеры блоков при помоле практически не меняются по сравнению с размерами блоков в исходных порошках (0,09 мкм для Cu, 0,11 мкм для Mo). Блочная структура становится лишь менее выраженной из-за большей плотности дислокаций внутри блоков.

Порошки после помола компактировали взрывом со скоростью детонации 1,8 км/с. Прирост уровня микродеформаций во всех случаях был примерно одинаковый (см. рис. 1, линии 1, 3), размер блоков изменялся незначительно. Это говорит о том, что взрывное компактирование со скоростью $D = 1,8$ км/с в основном повышает плотность хаотически распределенных дефектов в структуре, не создавая новых субграниц, как это было и при воздействии

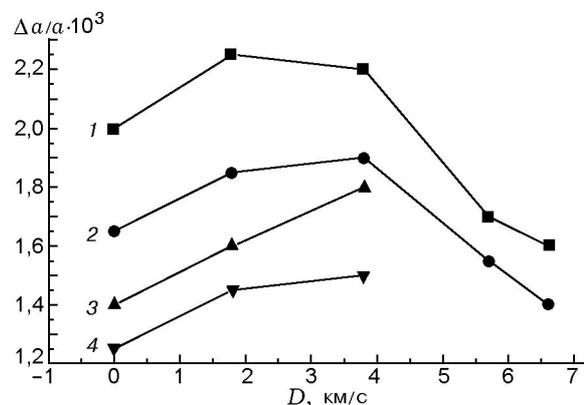


Рис. 2. Зависимость микродеформации компонентов компактов от скорости детонации при времени предварительного помола 3 мин (3 — Cu, 4 — Mo) и 7 мин (1 — Cu, 2 — Mo)

ударных волн на монолитные металлы. Такая субструктура энергетически невыгодна, высок уровень запасенной внутренней энергии, которая может проявиться как энергия активации, облегчая схватывание на межчастичных контактах (известен эффект повышения реакционной способности и спекаемости частиц после их механической активации [8]).

В другой серии экспериментов порошки одинаковой степени помола компактировали взрывом с различной скоростью детонации. При малом времени предварительного помола (3 мин) уровень микродеформаций в частицах компактов растет с увеличением скорости детонации (рис. 2, линии 3, 4). В случае большего времени помола (7 мин) при компактировании со скоростью $D = 3,8$ км/с и, еще более, при $D = 5,7$ км/с величины микродеформаций заметно снижаются (см. рис. 2, линии 1, 2). Одновременно увеличивается количество субграниц, что повышает дисперсность блочной структуры. После нагружения при $D = 5,7$ км/с размер блоков в меди становится равным 0,06 мкм, в молибдене — 0,09 мкм (вместо соответственно 0,09 и 0,11 мкм до компактирования). Благодаря избыточной плотности дефектов появляются дополнительные субграницы, что приводит к снижению внутренней энергии субструктуры. Изменение дисперсности субструктуры заметнее в меди, что связано с более интенсивным пластическим течением в ней и с большей относительной температурой нагрева в процессе компактирования, хотя признаков рекристаллизации медной матрицы

не наблюдалось.

Существенные изменения в структуре происходят при термообработке полученных компактов. После отжига при температуре 900 °С в вакууме в течение 30 мин уровень микродеформаций снижался на 20 ÷ 40 %, а после отжига в течение 2 ч все изменения в меди и молибдене, внесенные обработками, снимались полностью.

Остаточную пористость полученных компактов исследовали как по фотографиям микрошлифов, так и методом взвешивания. Эти методы дают отличающиеся результаты, поскольку первый характеризует только структурную пористость, т. е. поры, распределенные в самой структуре компакта. При взвешивании кроме этих пор вклад в измеряемую пористость дают также трещины в центральном стержне и материале компакта. Так, структурная пористость композитов, компактированных взрывом с наименьшей скоростью детонации (1,8 км/с), была 5 ÷ 8 %, т. е. этот режим дает недостаточно спрессованные образцы. При $D > 3,8$ км/с структурная пористость меньше 2 %, но при этом появляются трещины в центральном стержне и вблизи него в композите. Поэтому пористость образца в целом, измеренная методом взвешивания, получалась на уровне 8 ÷ 10 %. Уменьшение микродеформаций образцов, нагруженных при $D = 5,7$ км/с и 6,6 км/с (см. рис. 2), также указывает на то, что в этих режимах взрывной обработки возникают большие напряжения, релаксация которых может осуществляться в виде образования трещин. Вероятно, что часть трещин в композите появляется также во время снятия стальной оболочки за счет перераспределения внутренних напряжений.

На рис. 3 приведены зависимости электропроводности композитов от времени предварительного помола при фиксированной скорости детонации компактирования (1,8 км/с). Видно, что проводимость компактов растет с увеличением времени помола смеси порошков. Эта зависимость не поддается простому объяснению, так как насыщение структуры дефектами должно слабо увеличивать электрическое сопротивление материала. Очевидно, что на проводимость значительно сильнее влияют состояние межчастичных контактов (в первую очередь, в меди), их активация при помоле и способность свариваться при взрывном компактировании. Кроме того, при помоле могут

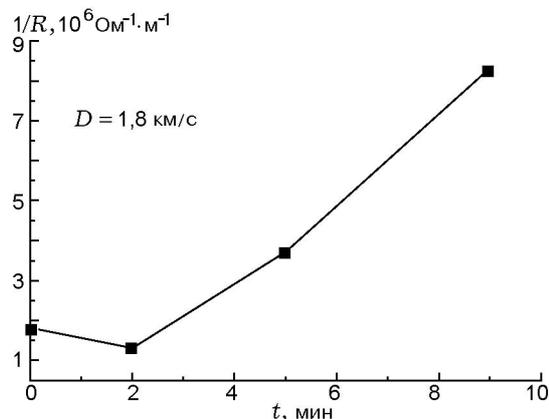


Рис. 3. Зависимость проводимости компактов от времени предварительного помола смеси порошков

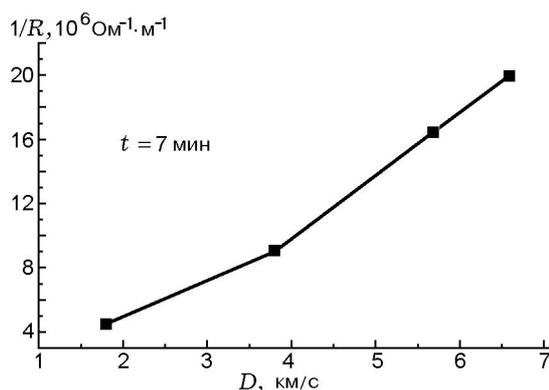


Рис. 4. Зависимость проводимости компактов от скорости детонации ВВ при компактировании

разрушаться оксидные пленки на частицах порошков, что также будет способствовать их дальнейшему схватыванию.

На рис. 4 представлены результаты измерения проводимости образцов, полученных при компактировании с разной скоростью детонации при одинаковом времени предварительного помола смеси порошков (7 мин). Рост проводимости образцов с увеличением скорости детонации при компактировании соответствует большей пластической деформации, в первую очередь меди. При совместном пластическом течении частиц происходит разрушение оксидных пленок, возникших уже после помола, и образуются чистые поверхности, соединение которых дает проводимость через границы частиц [9].

После термообработки компактированных

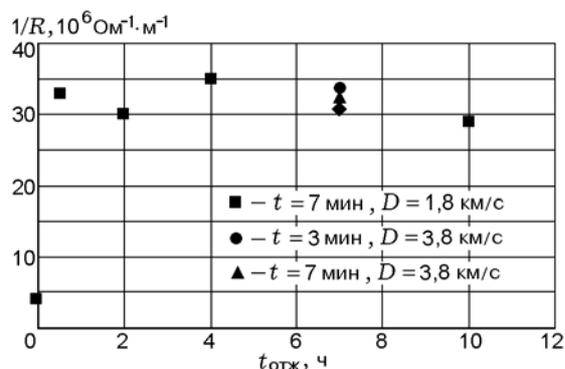


Рис. 5. Зависимость проводимости композитов от времени отжига при температуре 900 °С

взрывом образцов при температуре 900 °С в вакууме их электрическая проводимость возросла до $(30 \div 35) \cdot 10^6 \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$ (рис. 5). При времени отжига $t_{отж} > 0,5 \text{ ч}$ (см. рис. 5) электропроводность компактов одинакова независимо от режимов их механической и взрывной обработки. Поэтому очевидно, что с применением термообработки нет необходимости использовать при компактировании взрывчатые вещества с большими скоростями детонации, так как это приводит к появлению трещин. Поэтому оптимальной скоростью детонации для компактирования исследуемых нами порошков следует считать 3,8 км/с. Небольшая структурная пористость, получаемая в этом случае, способна «залечиваться» при температуре 900 °С за сравнительно короткое время. Однако следует отметить, что даже после 7 ч отжига электропроводность компактов в наших экспериментах составила лишь $0,6 \div 0,7$ от расчетной величины электропроводности для смеси 30 % Мо+70 % Си, что, по-видимому, связано с наличием оксидов и других загрязняющих примесей на контактных границах порошков.

На рис. 6 показана фотография типичной микроструктуры компакта без отжига, полученная с помощью сканирующего электронного микроскопа LEO-420. Видно, что при компактировании смеси порошков деформируются преимущественно более мягкие частицы меди, они полностью теряют исходную форму. Для меди режим компактирования следует, по-видимому, считать динамическим, а для молибдена — квазистатическим, поскольку большая часть деформационной энергии приходится на медную составляющую компактируемой смеси. Более того, при взрывном прессовании

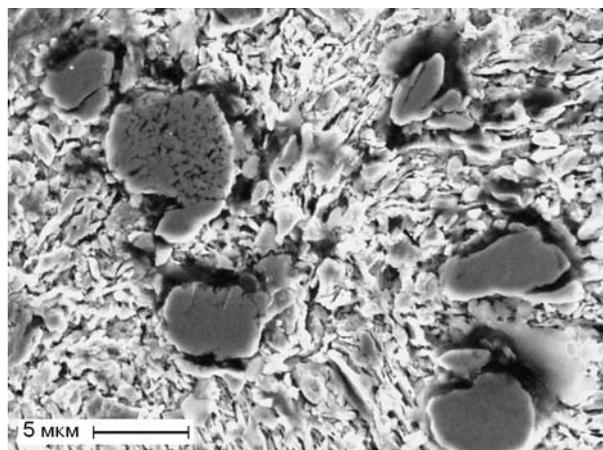


Рис. 6. Фотография микроструктуры компакта медь — молибден:

темные частицы — молибден

смеси порошков появляется относительное движение разнородных частиц и реализуется механизм, подобный экструзии более мягкой меди между твердыми частицами молибдена. Поэтому видимое пластическое течение меди гораздо более интенсивно, чем при компактировании в аналогичном режиме 100 %-й меди, когда частицы остаются приблизительно симметричными, как при квазистатическом прессовании.

На частицах молибдена следов деформации мало, лишь иногда наблюдаются трещины. Достаточно большие значения прироста микродеформации кристаллических решеток обоих металлов получаются, следовательно, при прохождении импульса давления. Последующее пластическое течение меди мало увеличивает значение $\Delta a/a$ или даже может несколько снижать, «организуя» дислокации в блочную структуру. С подобным эффектом мы уже сталкивались в [10] при коллапсе медных цилиндров, предварительно нагруженных плоской ударной волной. Интенсивная высокоскоростная деформация так преобразует предварительно насыщенную хаотически дислокациями структуру, что это проявляется в уменьшении микродеформации и появлении блочности. При этом может несколько снижаться микротвердость. Блочная структура проявляет себя при деформации аналогично структуре с очень мелким зерном, сохраняя достаточную пластичность материала при больших деформациях. При пластическом течении медной составляющей композита, где частицы сильно деформируются и режим компакти-

рования динамической, сформированная блочная структура помогает обеспечивать необходимую деформируемость медной матрицы материала.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Shvetsov G. A., Maly V. I., Anisimov A. G., et al.** High-current ARC erosion of explosively compacted Mo/Cu and W/Cu electrodes // IEEE Trans. Magnetics. 1997. V. 33, N 1. P. 410–412.
2. **Прюммер Р.** Обработка порошкообразных материалов взрывом. М.: Мир, 1990.
3. **Тесленко Т. С.** Взрывное воздействие на материалы со структурой, насыщенной дефектами // Физика горения и взрыва. 1991. Т. 27, № 6. С. 134–139.
4. **Нестеренко В. Ф.** Импульсное нагружение гетерогенных материалов. Новосибирск: Наука, 1992.
5. **Thadhani N. N., Dunbar E., Graham R. A.** Characteristics of shock-compressed configuration of Ti and Si powder mixture // High-Pressure Science and Technology. Samara, Ross., 1993. Pt 2. P. 1307–1310.
6. **Кристаллография**, рентгенография и электронная микроскопия / Я. С. Уманский, Ю. А. Скаков, А. И. Иванов, Л. Н. Расторгуев. М.: Металлургия, 1982.
7. **Shvetsov G. A., Maly V. I., Solovov A. V., et al.** New materials and technologies for pulsed power research and applications // 12 IEEE Intern. Pulsed Power Conf., Monterey, California. 1999. V. 2. P. 765–768.
8. **Аввакумов Е. Г.** Механические методы активации химических процессов. Новосибирск: Наука, 1979.
9. **Злобин С. Б., Пай В. В., Яковлев И. В., Кузьмин Г. Е.** Взрывное компактирование алюминиевого порошка и исследование структуры компактов // Физика горения и взрыва. 2000. Т. 36, № 2. С. 105–109.
10. **Бондарь М. П., Тесленко Т. С.** Влияние степени дефектности исходного материала на деформационную структуру, формируемую при взрывном коллапсе полых толстостенных цилиндров // Физика горения и взрыва. 1997. Т. 33, № 6. С. 108–120.

Поступила в редакцию 1/VII 2001 г.
