

после четырех часов испытаний видны еще следы покрытия и образовавшихся вторичных пленок, ответственных за снижение усилий трения (рис. 12а).

Для алюминия и меди влияние покрытия на усилия трения – незначительное (рис. 8 и 9). На мягком алюминиевом образце тонкий слой покрытия был разрушен уже в начале исследования, после чего наступило интенсивное изнашивание, как и для материала без покрытия. На обоих образцах видны следы усталостного износа пластичного материала (рис. 14 а и 14 б). Микрофотографии медных образцов показали различный характер износа (рис. 15). На не модифицированном материале видны следы усталостного износа (рис. 15а), а на образце серии с покрытием (5-D) – абразивный износ (рис. 16 б). Большие величины усилий трения и износа меди с покрытием можно объяснить абразивным действием частиц износа, остающихся в зоне трения (рис. 17).

Наиболее положительное влияние покрытия получено при трении алюминиевой бронзы ВА93 (серия 6-D) – 30% снижение усилий трения (рис. 10) и значительное уменьшение износа по сравнению с непокрытым материалом. Микрофотографии поверхностей после трения подтвердили различный характер процессов изнашивания. Следы трения непокрытого материала показывают усталостный износ (рис. 16 б). На поверхности образца 6-D видны еще следы покрытия (рис. 16 а), несмотря на плохую его начальную адгезию. Наверно в начале трения образовались вторичные защитные пленки с участием углеродного покрытия.

УДК 622.24.051

Монтик С.В.

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ МЕХАНОТЕРМИЧЕСКОГО ФОРМИРОВАНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ ТВЕРДОГО СПЛАВА

Твердые сплавы типа ВК (сплавы карбида вольфрама с кобальтом) обладают высокой твердостью, прочностью и износостойкостью, что обусловило их широкое применение для оснащения режущего, горного и бурового инструментов. Одним из способов экономии твердого сплава является использование биметаллических изделий, состоящих из твердосплавной рабочей части и стального основания. Для изготовления биметаллических (твердый сплав – сталь) изделий можно применять метод электроконтактного механотермического формирования (МТФ), разработанный в Государственной академии нефти и газа имени И. М. Губкина (г. Москва). МТФ характеризуется спеканием порошка твердого сплава и получением монолитного соединения его со сталью за счет выделения теплоты при пропускании электрического тока и формирующего давления.

Биметаллические (твердый сплав – сталь) изделия, изготовленные МТФ, эксплуатируются в различных условиях работы, поэтому возникает задача исследовать влияние технологии МТФ на микроструктуру твердого сплава. Это позволит определять оптимальные параметры технологии МТФ в зависимости от конкретных условий работы твердого сплава, т. к. именно микроструктура оказывает существенное влияние на износостойкость и прочность твердого сплава.

Для исследования влияния технологии МТФ на микроструктуру твердого сплава были изготовлены биметаллические изделия в виде зубков формы Г26 по ГОСТ 880-75 для шарошек буровых долот. Использовались твердые сплавы ВК8-В и ВК10-КС по ГОСТ 3882-74 и сталь 45 по ГОСТ 1050-74. Для изготовления биметаллических изделий применялась одно- и двухстадийная технология МТФ.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Диесперова И.И., Слепцов В.В. Научно-технические технологии инженерии поверхности: положение сегодня и перспективы развития российского рынка. //Справочник. Инженерный журнал. 2001. №1. С 59 – 62.
2. Блинов Л.М., Гуляев Ю.В., Долголаптев А.В., Шклов И.П.. Алмазные пленки: перспективные направления использования и их получение в плазме ВЧ- и СВЧ- разрядов пониженного давления.// Радиотехника и электроника. 1996 г.41. №4. С.389-403
3. Matsumoto S., Chattopadhyay K.K.. A New RF+DC Plasma CVD Method for Diamond Deposition // Proceedings of 12th Intern. Symposium on Plasma Chemistry (Minneapolis, University of Minnesota) 1995 Edited by J.V. Heberlein, D.W. Ernie, J.T. Roberts Minneapolis, University of Minnesota, 1995. vol.4 P. 2315-2320
4. Сазонов М.И., Хвисевич М.И., Кузмич В.А., Пекун А.И., Каролинский В.Г., Цыганов Д.Л. Осаждение из газовой фазы алмазоподобных пленок с применением вакуумно-плазменной установки ВПУ-2 // 2000. Материалы и технологии :Тез. 4-ой респуб. конф. Гомель. С.87.
5. Grib V.N., Gusakov G.A., Karolinsky V.G., Sazonov M.I., Solovyov V.S. A study into the processes of depositing diamond-like films by using plasma jets. Межд. конф. "Физика плазмы и плазменные технологии", г. Минск. 2000. С.487-490.

Двухстадийная технология МТФ заключается в спекании под давлением в керамической пресс-форме порошка твердого сплава при одновременном его соединении со стальным основанием за счет теплоты, выделяемой при пропускании электрического тока, с использованием медного, а затем графитового электрода-пуансона. Параметры процесса: давление прессования 25 - 50 МПа, плотность тока 8 - 20 А/мм², время процесса 5 - 7 с для каждой стадии.

При одностадийной технологии МТФ спекание осуществляется под давлением в графитовой пресс-форме за счет нагрева при прохождении электрического тока через порошок твердого сплава, стальное основание и пресс-форму. Давление прессования составляет 9 МПа, плотность тока 4 - 5 А/мм², длительность процесса от 10 до 200 с.

Исследование микроструктуры твердых сплавов проводилось по ГОСТ 9391-80 [1] на оптическом микроскопе НЕОР-НОТ 30.

Определение стереологических параметров твердых сплавов - среднего размера карбидных зерен d_{WC} , среднего размера участка Со-фазы l_{Co} , смежности C_{WC-WC} . проводилось методом случайных секущих [2,3] на фотографиях травления шлифов при увеличении в 1250 и 2000 раз. Средний размер карбидных зерен определялся как отношение суммарной длины секущей, приходящейся на зерна WC, к числу зерен, через которые проходит секущая. Аналогично определялся и средний размер участка кобальтовой фазы. Смежность C_{WC-WC} (относительная доля контактной поверхности) вычислялась по формуле:

Монтик Сергей Владимирович. Доцент каф. машиноведения Брестского государственного технического университета. Беларусь, БГТУ, 224017, г. Брест, ул. Московская, 267.

Таблица 1 – Микроструктура твердых сплавов.

Марка сплава	Технология изготовления	Средний размер зерен WC d_{WC} , мкм	Средний размер участка Co-фазы l_{Co} , мкм	Смежность зерен WC C_{WC-WC}	Содержание, % об.		
					пор	включений графита	η_I -фазы
BK8-B	Свободное спекание	4,2	1,6	0,54	0,1	нет	нет
	Двухстадийное МТФ	2,7	0,9	0,61	0,04	нет	включения у границы со сталью
	Одностадийное МТФ	4,2	1,5	0,55	0,08	нет	нет
BK10-KC	Свободное спекание	4,3	1,9	0,40	0,1	0,2	нет
	Двухстадийное МТФ	1,7	0,7	0,60	0,08; 0,1; 0,04*	нет	нет
	Одностадийное МТФ	4,2	1,9	0,41	0,04	0,1	нет

Примечание: * - пористость изменяется по высоте твердосплавной части.

$$C_{WC-WC} = \frac{2N_{LWC-WC}}{N_{LWC-Co} + 2N_{LWC-WC}},$$

где N_{LWC-WC} - число сечений контактов зерен WC-WC на единицу случайной секущей;

N_{LWC-Co} - число сечений контактов WC-Co на единицу длины случайной секущей.

Определялись объемные доли кобальтовой и карбидной фаз твердых сплавов. При этом также использовался метод случайных секущих [2].

Технология МТФ оказывает определяющее влияние на микроструктуру твердого сплава.

Анализ микроструктуры твердого сплава показывает, что после двухстадийного МТФ в сплаве отсутствуют включения графита (см. таблицу 1), что обусловлено отсутствием пластифицирующих добавок в порошок твердого сплава, необходимого при свободном спекании.

В некоторых случаях в сплаве после двухстадийного МТФ обнаруживаются включения η_I -фазы (двойной карбид вольфрама и кобальта W_3Co_3C) у границы со сталью. Их наличие вызвано обезуглероживанием сплава вследствие диффузии углерода в сталь и высокой скоростью охлаждения после МТФ.

Проведение двух стадий процесса МТФ обуславливает разную пористость по высоте твердого сплава биметаллического зубка. На первой стадии спекаются слои твердого сплава, прилегающие к стали. При проведении второй стадии МТФ нагрев твердого сплава происходит в основном за счет теплопередачи от графитового электрода. Первоначально спекается твердый сплав на поверхности головки биметаллического зубка. Газы, выделяющиеся при спекании, не имеют возможности выхода и скапливаются в средней части твердого сплава, вызывая там повышение пористости.

Анализ стереологических параметров твердого сплава, изготовленного двухстадийным МТФ, показывает (см. таблицу 1), что средний размер карбидных зерен d_{WC} и средняя величина кобальтовой прослойки l_{Co} меньше, а смежность C_{WC-WC} больше, чем у сплава той же марки, изготовленного свободным спеканием. Такое изменение стереологических параметров объясняет падение трещиностойкости K_{IC} после двухстадийного МТФ.

Величины d_{WC} , l_{Co} , C_{WC-WC} в значительной степени определяют максимальную деформацию и работу разрушения сплава при сжатии, что в свою очередь характеризует его способность воспринимать большие динамические нагрузки не разрушаясь [4]. Рост d_{WC} , l_{Co} и снижение смежности C_{WC-WC} увеличивает работу разрушения сплава.

Исследование объемного содержания Co-фазы показывает, что в отличие от горячего прессования одностадийное МТФ биметаллического изделия в графитовой пресс-форме не ведет к потере кобальта в твердом сплаве и изменению его первоначального состава. Нужно отметить, что поверхность твердого сплава, контактирующая с графитовой формой, оказывается обедненной кобальтом и насыщенной углеродом. В слое твердого сплава высотой 20 мкм у границы со сталью содержание связующей фазы увеличивается в 1,5-2 раза за счет диффузии из стали в сплав.

После одностадийного МТФ микроструктура сплава характеризуется низкой пористостью, отсутствием включений η_I -фазы. Содержание графита находится в допустимых пределах. По сравнению с твердым сплавом, полученным двухстадийным МТФ, сплав после одностадийного МТФ имеет значительно большие d_{WC} , l_{Co} , а его смежность C_{WC-WC} ниже. На фотографиях шлифа видно, что зерна WC в сплаве после одностадийного МТФ имеют скругленные углы и меньше точек контакта.

Одностадийное МТФ позволяет изменять структуру получаемого твердого сплава и изготавливать сплавы с заданными свойствами. Проведение процесса при высокой плотности тока и малой длительности позволяет получать сплавы с мелким зерном WC (см. рисунок 1). Структура такого сплава близка структуре сплава после двухстадийного МТФ (см. рисунок 2). Данные сплавы будут обладать высокой износостойкостью при абразивном изнашивании. Увеличение длительности процесса при меньшей плотности тока ведет к росту зерен WC (см. рисунок 1). При этом средний размер карбидных зерен линейно возрастает, а относительная доля контактной поверхности линейно уменьшается (см. рисунок 3, 4). Получаемая структура твердого сплава (крупнозернистый сплав с низкой смежностью карбидных зерен) обеспечивает высокую пластичность сплава, что должно повысить его долговечность при ударном нагружении.

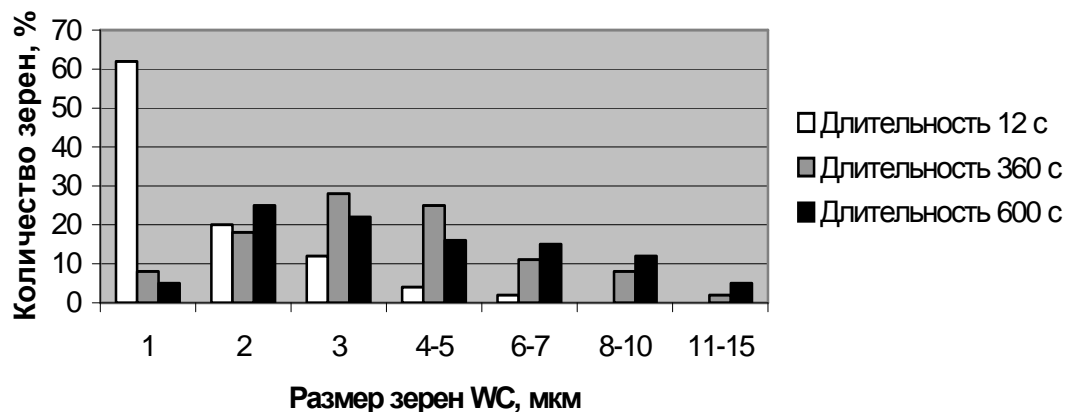


Рисунок 1 – распределение зерен WC по размерам в сплаве BK10-KC, изготовленном одностадийным МТФ.

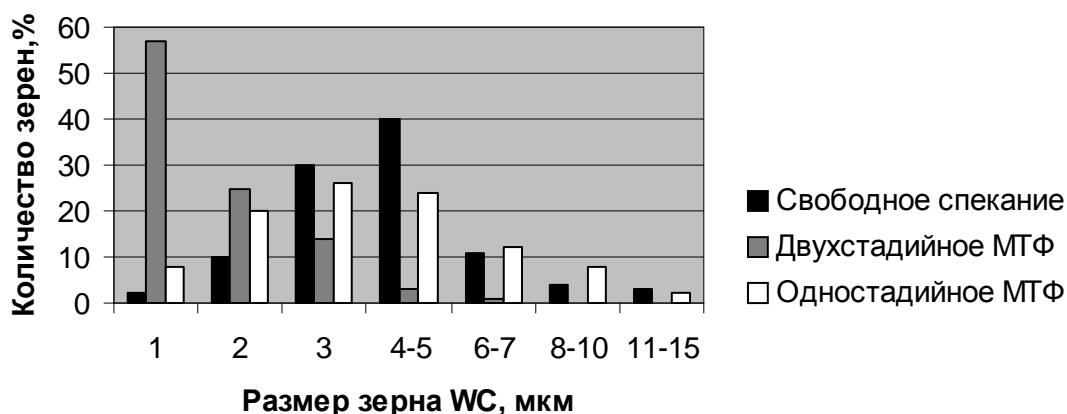


Рисунок 2 – Распределение зерен WC по размерам в сплаве BK10-KC.

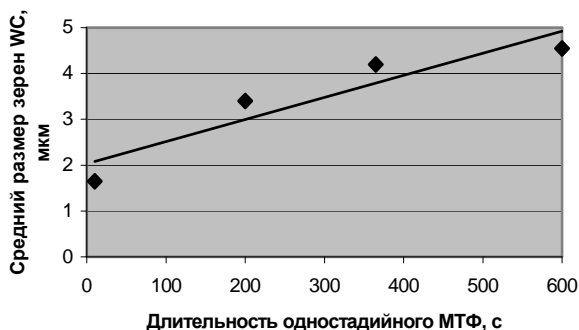


Рисунок 3 – Зависимость среднего размера зерен карбида вольфрама от времени одностадийного МТФ (сплав BK10-KC).

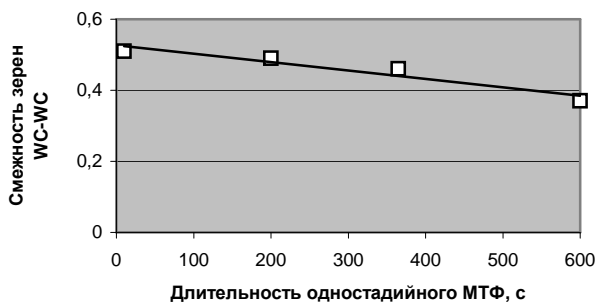


Рисунок 4 – Зависимость относительной доли контактной поверхности (смежности) зерен карбида вольфрама от длительности одностадийного МТФ (сплав BK10-KC).

Длительность одностадийного процесса МТФ существенно влияет на содержание углерода в сплаве. При длительности процесса 10-12 с в твердом сплаве у границы со сталью возможно возникновение η_I -фазы, вызванное недостатком углерода. С ростом длительности МТФ включения η_I -фазы исчезают и возможно возникновение включений графита. При длительности процесса более 600 секунд содержание графита в сплаве превышает допустимые пределы.

Проведенные исследования позволяют сделать вывод, что для обеспечения микроструктуры твердого сплава, соответствующей ГОСТ 9391-80, необходимо использовать одностадийную технологию МТФ в графитовой пресс-форме с длительностью от 50 до 200 секунд. Изготовленные по данной технологии твердые сплавы обладают способностью воспринимать большие динамические нагрузки не разрушаясь. Для обеспечения высокой износостойкости при абразивном изнашивании необходимо использовать твердые сплавы, изготовленные двухстадийным МТФ, который обеспечивает мелкозернистую структуру сплава и малую величину Co-фазы.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. ГОСТ 9391-80. Сплавы твердые спеченные. Методы определения пористости и микроструктуры. – М.: Стандарты, 1985. – 11с.
2. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1970. – 376с.
3. Чернявский К. С. Стереология в металловедении. – М.: Металлургия, 1977. – 280 с.
4. Лошак М. Г. Прочность и долговечность твердых сплавов. – Киев: Наук. думка, 1984. – 328 с.