

УДК 669.018.25.017

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2017-2-22-30

О возможности получения твердых сплавов из смесей порошков карбидов с металлами взрывным прессованием без спекания

© 2017 г. А.В. Крохалев, В.О. Харламов, М.А. Тупицин, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак

Волгоградский государственный технический университет (ВолГТУ)

Статья поступила в редакцию 24.03.16 г., доработана 20.06.16 г., подписана в печать 04.07.16 г.

В работе представлены результаты экспериментальных исследований возможности получения консолидированных порошковых твердых сплавов методом взрывного прессования без последующего спекания. В качестве основных карбидных компонентов сплавов использовались карбиды вольфрама (WC), хрома (Cr_3C_2) и кремния (SiC), в роли металлической связки выступали титан, никель и медь. Давление сжатия порошковой смеси в ударных волнах при взрывном прессовании изменялось в интервале от 5 до 16 ГПа, температура разогрева варьировалась от 250 до 950 °С. Структура, химический и фазовый составы исследовались с помощью оптического (Axiovert 40MAT, «Carl Zeiss»), растрового (FEI Versa 3D) и просвечивающих (FEI Titan 80-300, Tecnai G2 20F) электронных микроскопов. Показано, что порошковые композиции с титановой связкой уплотняются существенно лучше, чем смеси с медью или никелем. Твердость материалов после взрывного прессования достигает 1200 HV. Обнаружен интервал температур, соответствующий $(0,35 \pm 0,4)t_{\text{пл}}$ (где $t_{\text{пл}}$ – абсолютная температура плавления основного карбида сплава), при переходе через который происходит изменение характера излома образцов с межкристаллитного на транскристаллитный. Выявлено, что это связано с образованием прочных границ между карбидными частицами и металлической матрицей, которые представляют собой прослойки толщиной порядка 80–100 нм со своим собственным кристаллическим строением, отличным от строения основных компонентов сплава.

Ключевые слова: твердый сплав, карбид хрома, карбид вольфрама, карбид кремния, титан, взрывное прессование порошков.

Крохалев А.В. – докт. техн. наук, доцент кафедры «Технология материалов» ВолГТУ (400005, г. Волгоград, пр. Ленина, 28). E-mail: kroch@vstu.ru.

Харламов В.О. – канд. техн. наук, вед. инженер Центра коллективного пользования «Физико-химические методы исследования» ВолГТУ. E-mail: harlamov_vo@mail.ru.

Тупицин М.А. – аспирант кафедры «Оборудование и технология сварочного производства» ВолГТУ. E-mail: michael200567@mail.ru.

Кузьмин С.В. – докт. техн. наук, профессор кафедры «Оборудование и технология сварочного производства» ВолГТУ. E-mail: weld@vstu.ru.

Лысак В.И. – докт. техн. наук, чл.-кор. РАН, проф., зав. кафедрой «Оборудование и технология сварочного производства», ректор ВолГТУ. E-mail: lysak@vstu.ru.

Для цитирования: Крохалев А.В., Харламов В.О., Тупицин М.А., Кузьмин С.В., Лысак В.И. О возможности получения твердых сплавов из смесей порошков карбидов с металлами взрывным прессованием без спекания // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2017. No. 2. С. 22–30.
DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2017-2-22-30.

Krokhalev A.V., Kharlamov V.O., Tupitsin M.A., Kuzmin S.V., Lysak V.I.

On the possibility of obtaining hard alloys from mixtures of carbide powders and metals by explosive compacting without sintering

The paper presents experimental results on the possibility of obtaining consolidated powdered hard alloys by the method of explosive compacting without subsequent sintering. Tungsten carbide (WC), chromium (Cr_3C_2) and silicon carbide (SiC) were used as main carbides of alloys; titanium, nickel and copper acted as binder metals. The compression pressure of the powder mixture in shock waves during explosive compacting varied in the range from 5 to 16 GPa, the heating temperature was from 250 to 950 °C. The structure, chemical and phase compositions were studied using optical (Axiovert 40MAT, Carl Zeiss), raster (FEI Versa 3D) and transmission (FEI Titan 80-300, Tecnai G2 20F) electron microscopes. The paper demonstrates that powder compositions with a titanium binder are compacted much better than mixtures with copper or nickel. The hardness of materials after explosive compacting reaches 1200 HV. The paper determines a temperature range corresponding to $((0,35 \pm 0,4)t_{\text{melt}})$ (where t_{melt} is the absolute melting point of the main carbide of the alloy), transition through which changes the fracture pattern of samples from intercrystalline to transcrystalline. The paper determines that this is due to the formation of strong boundaries between carbide particles and the metal matrix, which constitute interlayers with a thickness of the order of 80–100 nm having its own crystalline structure different from the structure of main components of the alloy.

Keywords: hard alloy, chromium carbide, tungsten carbide, silicon carbide, titanium, explosive compacting of powders.

Krokhalev A.V. – Dr. Sci. (Eng.), Assoc. prof., Department of materials technology, Volgograd State Technical University (VSTU) (400005, Russia, Volgograd, Lenin av., 28). E-mail: kroch@vstu.ru.

Kharlamov V.O. – Cand. Sci. (Tech.), Lead engineer, Shared Equipment Center, VSTU. E-mail: harlamov_vo@mail.ru.

Tupitsin M.A. – Postgraduate student, Department of welding equipment and technology, VSTU. E-mail: michael200567@mail.ru.

Kuzmin S.V. – Dr. Sci. (Eng.), Prof., Department of welding equipment and technology, VSTU. E-mail: weld@vstu.ru.

Lysak V.I. – Dr. Sci. (Eng.), Prof., Corresponding Member of RAS, Rector of VSTU. E-mail: lysak@vstu.ru.

Citation: Krokhalev A.V., Kharlamov V.O., Tupitsin M.A., Kuzmin S.V., Lysak V.I. O vozmozhnosti polucheniya tverdykh splavov iz smesei poroshkov karbidov s metallami vzryvnym pressovaniem bez spekaniya. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2017. No. 2. С. 22–30. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2017-2-22-30.

Введение

В настоящее время твердые сплавы чаще всего получают путем прессования исходных смесей порошков тугоплавких карбидов с металлами и последующего спекания. Это накладывает определенные ограничения на подбор состава материалов, связанные, прежде всего, с химической совместимостью компонентов сплавов. При этом, как правило, используются квазиэвтектические системы, такие, например, как WC—Co или Cr_3C_2 —Ni. Отличительной особенностью подобных систем является появление жидкой фазы при температурах, существенно меньших, чем температуры плавления исходных компонентов сплава, что, собственно, и обеспечивает качественное спекание и практически полное восстановление исходного фазового состава при охлаждении [1, 2].

Весьма интересной с научной точки зрения является возможность обойти данное ограничение путем использования энергии взрыва при компактировании порошковых смесей карбидов с металлами. Взрывная обработка порошков позволяет одновременно достигать и давлений, достаточных для их уплотнения до практически беспористого состояния, и температур, необходимых для сварки структурных компонентов порошкового материала в единое целое [3–7].

Целью данной работы была разработка принципиальных основ технологии взрывного прессования смесей порошков тугоплавких карбидов с металлами, обеспечивающей практическую реализацию потенциальной возможности получения кондиционных твердых сплавов без последующего спекания.

Методика исследования

Основные исследования были проведены на порошковых материалах, в которых в качестве карбидной составляющей использовался карбид

хрома (Cr_3C_2), как наиболее перспективный для работы в условиях трения в окислительной среде при температурах 300–400 °С [8–11].

В качестве металлической связки были опробованы титан, никель и медь, что позволило ввести в рассмотрение различные факторы, связанные со свойствами металлической составляющей исходной порошковой смеси, такие, как склонность металла связки к карбидообразованию, его плотность и акустическая жесткость. Массовое содержание связки в порошковой смеси подбиралось таким образом, чтобы обеспечить одинаковое объемное содержание карбидной фазы, равное 70 %.

Исходные порошки подвергались просеву через сито с размером ячейки 70 мкм, а затем смешивались в необходимых для получения заданного состава смеси пропорциях. С целью достижения однородности порошковой смеси применялось сухое перемешивание без размольных тел в барабанном смесителе типа «пьяная бочка».

Установленные в ходе исследований закономерности и сформулированные на их основе рекомендации по подбору компонентов порошковых сплавов и назначению режимов их взрывной обработки проверялись на материалах, содержащих в качестве карбидной составляющей карбиды вольфрама (WC) и кремния (SiC).

При проведении исследований исходная порошковая смесь размещалась на поверхности монолитной металлической подложки и нагружалась путем подрыва накладного заряда взрывчатого вещества через промежуточную прокладку, отделяющую продукты детонации от порошка (рис. 1). Чтобы избежать ослабления интенсивности ударно-волнового воздействия на краевых участках обрабатываемого взрывом порошкового слоя, схема нагружения предусматривала боковые нависания заряда, равные его высоте.

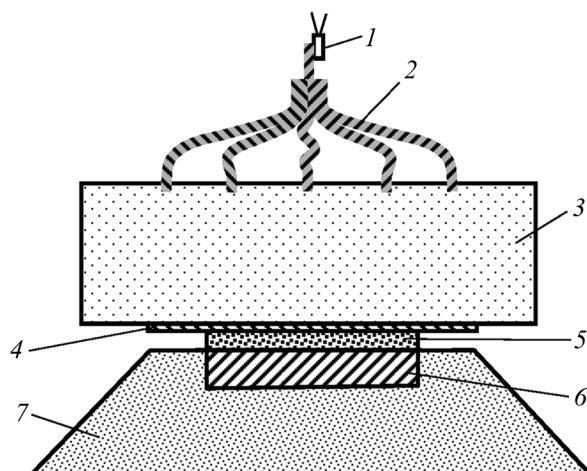


Рис. 1. Схема прессования порошков взрывом

1 — электродетонатор, 2 — детонирующий шнур, 3 — заряд взрывчатого вещества, 4 — промежуточная прокладка, 5 — порошок, 6 — стальное основание, 7 — песчаная подушка

Процесс прессования сопровождался расширением по порошковой смеси падающей ударной волны и ее отражением от поверхности монолитной подложки и промежуточной прокладки. При этом рост температуры порошкового материала происходил в основном в первой волне, движущейся по невозмущенному порошку, а максимальное давление его сжатия достигалось в отраженных ударных волнах, что является оптимальным с точки зрения сварки давлением.

Расчет численных значений максимального давления ударно-волнового сжатия производился методом (P, u) -диаграмм, основанным на поэтапном определении характеристик падающих и отраженных волн путем анализа пересечений ударных адиабат прокладки, порошка, основания и продуктов детонации в координатах «давление — массовая скорость» с использованием специально разработанной программы. Температура разогрева порошка определялась исходя из найденного по значениям массовой скорости частиц порошка приращения его внутренней энергии [12].

Для металлографических исследований и локального микрорентгеноспектрального анализа полученных прессовок использовались оптический микроскоп Axiovert 40MAT «Carl Zeiss», просвечивающий электронный микроскоп Tesla BS540, многофункциональные растровые электронные микроскопы (РЭМ) FEI Quanta 3D и Versa 3D с интегрированной системой фокусированного ионного пучка для изготовления фольги, а также про-

свечивающие электронные микроскопы (ПЭМ) FEI Tecnai G2 20F и Titan 80-300 с режимом трансмиссионного сканирования фольг.

Результаты и их обсуждение

Металлографические исследования образцов после ударно-волновой обработки смесей порошков на основе карбида хрома показали, что в структуре полученного порошкового материала присутствуют частицы карбидной фазы, форма и размеры которых соответствуют исходным (рис. 2), а между ними располагаются металлическая связка и отдельные микронесплошности. Изучение линейного профиля распределения элементов между фазами твердого сплава, полученного путем ударно-волнового сжатия до давления 11,9 ГПа с одновременным разогревом в ударных волнах до $t = 660^\circ\text{C}$ порошковой смеси карбида хрома (Cr_3C_2) с титановой связкой (рис. 3), выявило отсутствие как следов химического взаимодействия между компонентами исходной порошковой смеси, так и перераспределения элементов между фазами. Это подтверждает предположение о том, что подобные

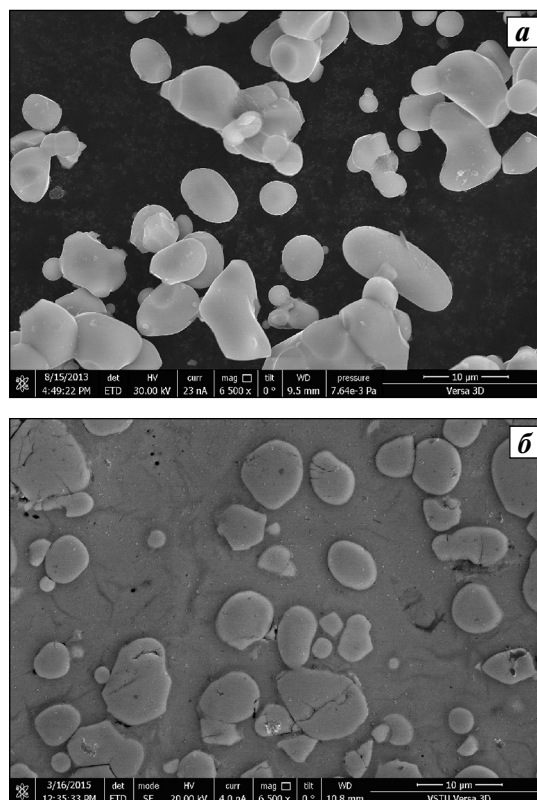


Рис. 2. Вид частиц карбида хрома в исходном состоянии (а) и структура твердых сплавов, полученных взрывом (б) (РЭМ, Versa 3D)

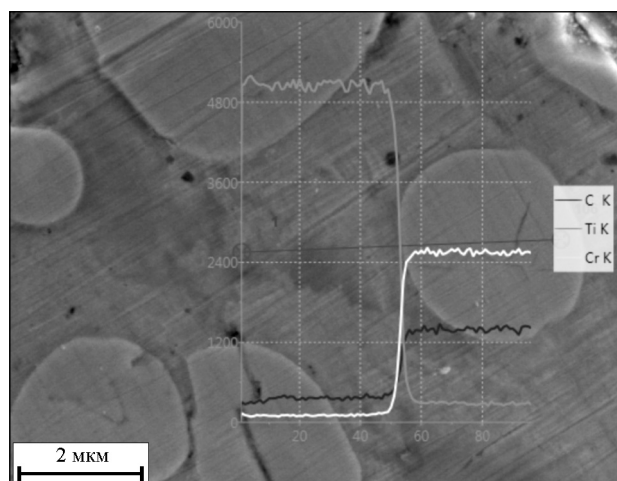


Рис. 3. Распределение элементов между фазами твердого сплава карбида хрома с титаном (РЭМ, Versa 3D)

процессы за столь короткое время, в течение которого длится ударно-волновая обработка порошкового материала, протекать не успевают.

Исследование плотности полученных прессовок показало, что с увеличением интенсивности нагружения их пористость монотонно снижается (рис. 4, а). При этом порошковые композиции с титановой связкой уплотняются существенно лучше, чем смеси с медью или никелем. Это может быть объяснено тем, что титан имеет значительно меньшую акустическую жесткость, чем никель и медь, что обуславливает его лучшее динамическое формоизменение и затекание в промежутки между карбидными частицами при ударно-волновом

взаимодействии последних с частицами металлической связки в процессе взрывного прессования.

Твердость материалов с увеличением интенсивности ударно-волнового воздействия возрастает, причем ее рост с повышением температуры разогрева порошка в ходе обработки при $t = 500 \div \pm 600$ °С существенно интенсифицируется, что свидетельствует о формировании прочного соединения между составляющими исходной порошковой смеси (рис. 4, б). Данный вывод хорошо согласуется с наблюдаемым изменением характера излома образцов при переходе через указанный участок с межкристаллитного на транскристаллитный (рис. 5).

Интервал $t = 500 \div 600$ °С, в котором происходит сварка частиц порошка друг с другом на стадии уплотнения, соответствует температуре $(0,35 \div \pm 0,4)t_{пл}$, при которой карбид хрома переходит в пластичное состояние. По-видимому, наиболее убедительное объяснение этого факта может быть найдено, основываясь на применении к процессам, протекающим при ударно-волновом сжатии порошков, теории сварки в твердой фазе [13]. В соответствии с ее положениями переход карбидной фазы в пластичное состояние делает возможным скольжение дислокаций и их выход в процессе деформирования карбидных частиц на поверхность карбидной фазы, активацию этой поверхности и образование прочных границ между карбидными частицами и металлической матрицей [14, 15].

В пользу изложенных представлений свидетельствуют результаты исследования фольги, полученной из твердого сплава

системы Cr_3C_2-Ti , с использованием фокусированного ионного пучка в двухлучевой системе FIB/SEM Quanta 3D FEG [16, 17]. Эти данные подтверждают, что на границе карбидных частиц с металлической связкой в случае образования прочного соединения между ними действительно можно наблюдать дислокации в карбидной фазе и их выход на межфазную поверхность (рис. 6). Кроме того, обнаружено, что сама эта поверхность представляет собой хорошо различимую прослойку толщиной порядка 80–100 нм со своим собственным строением, отличным от

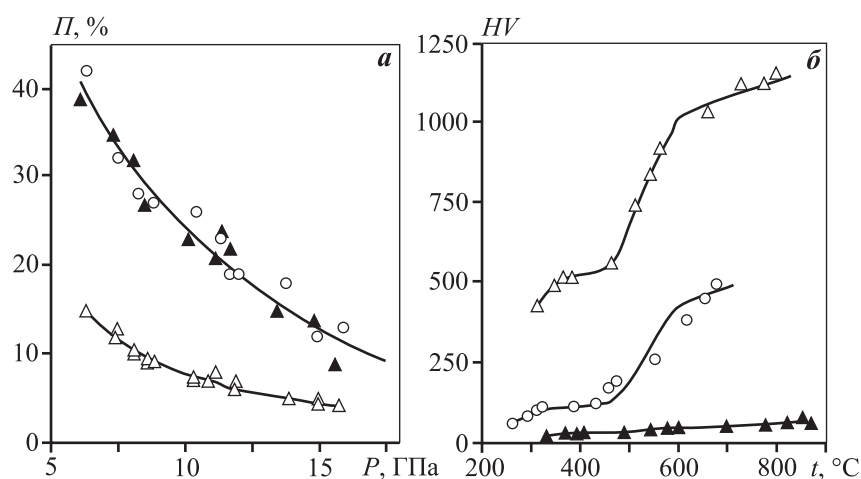


Рис. 4. Зависимости пористости (а) и твердости (б) сплавов от давления ударно-волнового сжатия и температуры разогрева порошка в ударной волне

Δ – Cr_3C_2-Ti , \circ – Cr_3C_2-Ni , \blacktriangle – Cr_3C_2-Cu

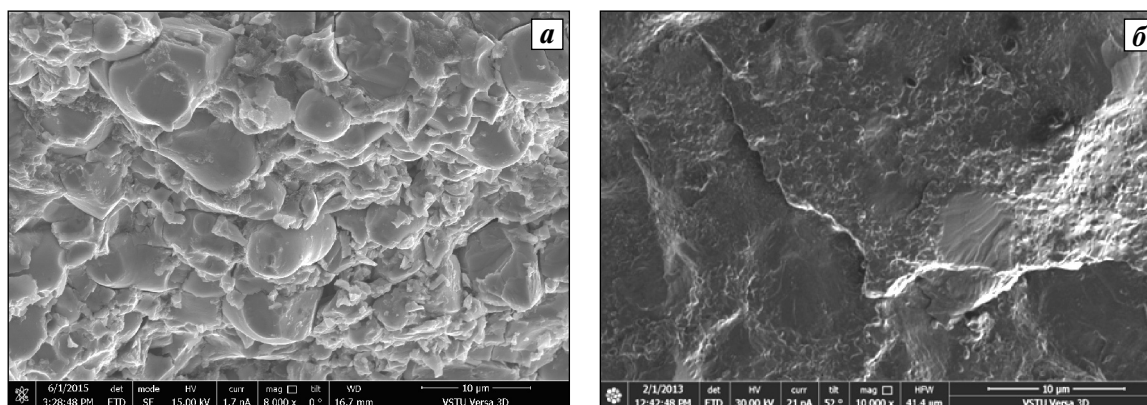


Рис. 5. Вид изломов сплавов системы $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{—Ti}$ (РЭМ, Versa 3D)

a — межкристаллитный, *б* — транскристаллитный

строения карбида хрома и используемого в качестве связки титана.

Результаты исследования распределения химических элементов сплава на границе раздела карбидной и металлической фаз с применением рентгеновской энергодисперсионной спектроскопии представлены на рис. 7. Их анализ показывает, что характерной особенностью прослойки на границе карбида хрома с титаном является плавное, непрерывное изменение ее химического состава от максимально возможного содержания одного металла до максимально возможного содержания другого при неизменной по сечению концентрации углерода. Все это происходит на участке толщиной 80—100 нм (рис. 6), что в точности соответствует толщине наблюдаемых прослоек.

В системе Cr—C—Ti не существует стабильных фаз с такой широкой областью гомогенности (за исключением высокотемпературной жидкой фазы, о которой в данном случае говорить не прихо-

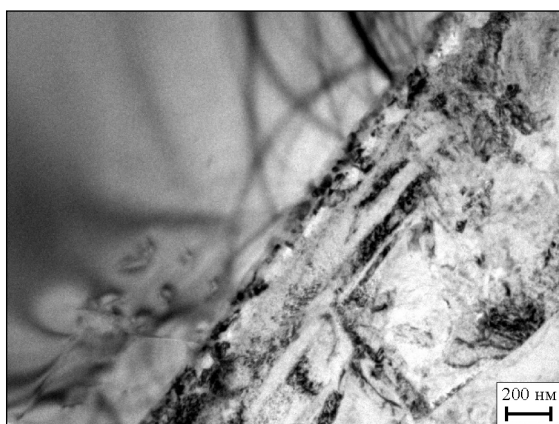


Рис. 6. Микроструктура зоны соединения карбидной и металлической фаз в твердых сплавах системы $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{—Ti}$ (фольга, ПЭМ, Tescan G2 20F)

дится). Следовательно, при формировании прочных межфазных поверхностей в рассматриваемых сплавах следует констатировать образование специфической «зернограничной фазы» [18, 19] со своим собственным кристаллическим строением и составом, промежуточным по отношению к строению карбида и металла связки.

Интересно отметить, что подобного рода выводы делались и другими авторами [20, 21]. Так, например, при исследовании поверхности соединения титан—сталь была описана прослойка толщиной менее 200 нм, имеющая строение, близкое к аморфному, и химический состав 80—56 ат.% Ti и 20—44 ат.% Fe [22].

Установленные особенности строения и химического состава межфазных границ позволяют объяснить влияние типа металлической связки на твердость полученных порошковых твердых спла-

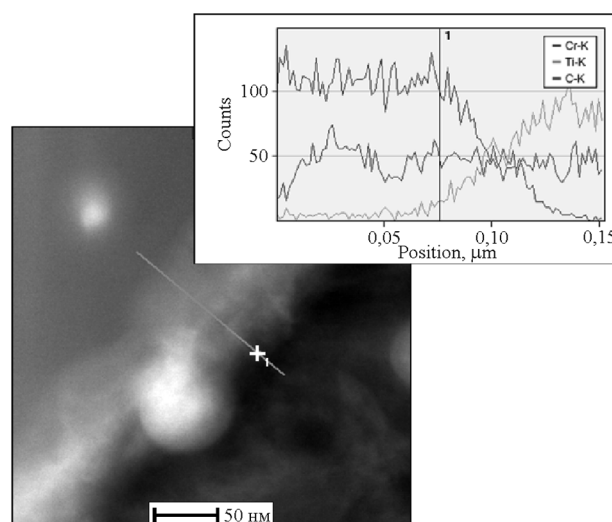


Рис. 7. Распределение элементов на границе между фазами (фольга, ПЭМ, Titan 80-300)

вов. В соответствии с ними в состав граничной фазы (в случае ее образования) должны входить атомы карбидной фазы (в нашем варианте — хром и углерод) и атомы металлической фазы (титан, никель или медь). Очевидно, что энергия межатомных связей, а как следствие, и их прочность при этом должны зависеть от склонности металлов, входящих в эту фазу, к карбидообразованию.

Титан, никель и медь в этом отношении значительно отличаются друг от друга: титан — более сильный карбидообразователь, чем хром, карбид которого используется в качестве основы твердого

сплава, никель — более слабый, а медь — вообще не образует карбидов. Поэтому тот факт, что прочность межфазных поверхностей, а следовательно, и максимальная твердость сплавов на основе карбида хрома с титановой связкой оказываются существенно больше, чем для сплавов с никелевой связкой и, тем более, медной (см. рис. 4, б), представляется вполне оправданным и закономерным.

Подобный подход может объяснить также, почему даже после того, как создаются благоприятные условия для активации поверхности карбидной фазы (за счет обеспечения ее разогрева в процес-

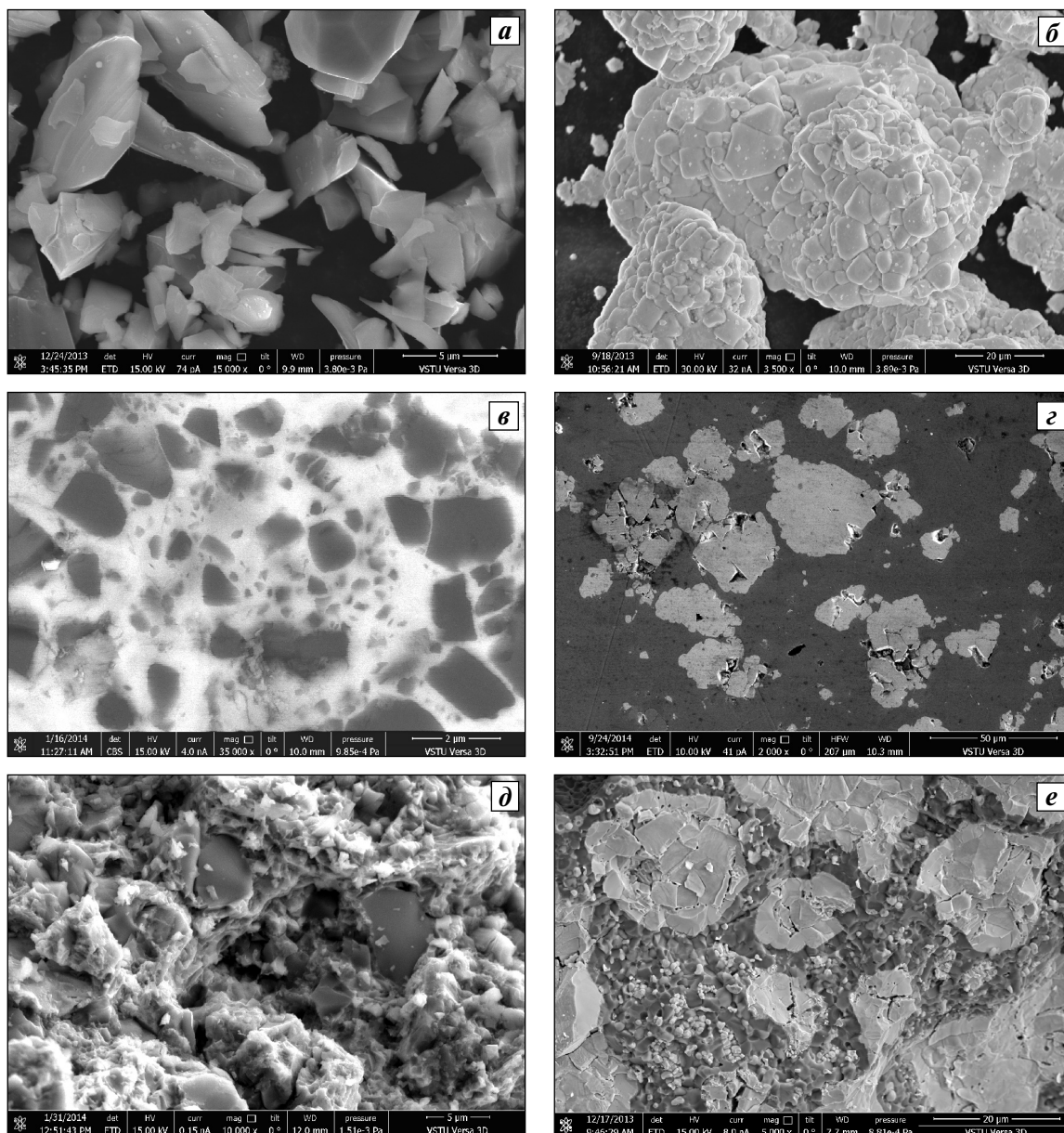


Рис. 8. Вид частиц карбидной фазы в исходном состоянии (а, б), микроструктура (в, г) и вид излома (д, е) материалов, полученных взрывом (РЭМ, Versa 3D)

а, в, д — SiC—Ti; б, г, е — WC—Ti

Составы, условия нагружения и твердость полученных материалов

Смесь порошков	Исходное состояние порошка	Содержание связки		Параметры сжатия		Плотность		Твердость, HV
		об. %	мас. %	P, ГПа	t, °C	Абс., г/см ³	Отн., %	
WC + Ti	Утряска	50	22	10	950	9,69	96	670
SiC + Ti	Свободная засыпка	40	48	15,5	800	3,66	98	655

се ударно-волнового нагружения до 500—600 °C), твердость сплавов с медной связкой не возрастает (см. рис. 4, б). Это связано, по-видимому, с тем, что медь является некарбидообразующим элементом, и прочных поверхностей раздела ее с карбидом хрома не возникает даже в случае остальных благоприятных условий.

Таким образом, проведенные исследования позволяют утверждать, что необходимыми условиями формирования твердого сплава на стадии прессования являются обеспечение температуры разогрева не менее $(0,35 \pm 0,4)t_{пл}$ (где $t_{пл}$ — абсолютная температура плавления основного карбида сплава) и использование в качестве металлической связки сильного карбидообразователя с низкой акустической жесткостью.

С целью экспериментальной проверки данного заключения была предпринята попытка получения твердых сплавов системы WC—Ti и композиционных материалов SiC—Ti. Содержание связки, параметры нагружения и твердость полученных материалов приведены в таблице.

Достигнутые значения твердости свидетельствуют о достаточно полном протекании процессов консолидации порошкового материала на стадии прессования. Исследование микроструктуры и вида изломов полученных композиций (рис. 8), проведенное методами РЭМ, подтвердило, что порошковые смеси были уплотнены практически до беспористого состояния (рис. 8, в, г). При этом частицы карбида кремния сохранили осколочную форму (рис. 8, а, в), а карбида вольфрама — поликристаллическое строение (рис. 8, б, г).

Средние размеры частиц карбида вольфрама практически не изменились, а частиц карбида кремния стали в 3—4 раза меньше исходного, что говорит об их дроблении в процессе взрывного прессования. Вид излома полученных материалов свидетельствует, что их разрушение происходит преимущественно по транскристаллитному механизму: для композиций на основе карбида кремния — в основном по титану (см. рис. 8, д), а для сплавов на основе карбида вольфрама — по карбидной и металлической фазам (рис. 8, е).

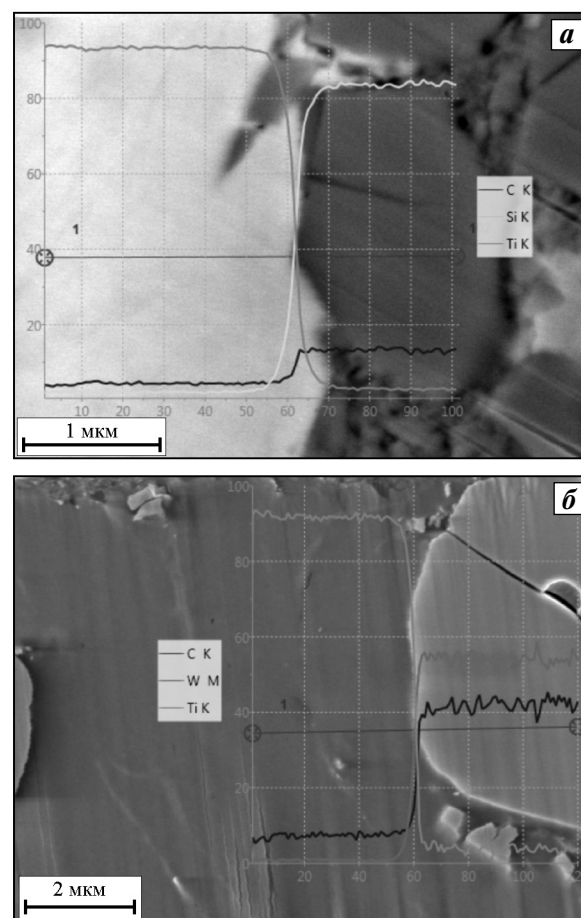


Рис. 9. Распределение элементов между фазами твердых сплавов карбида кремния (а) и карбида вольфрама (б) с титаном (РЭМ, Versa 3D)

Изучение линейного профиля распределения элементов между фазами полученных материалов, проведенное с помощью энергодисперсионного микрорентгеноспектрального анализа (рис. 9), не выявило следов химического взаимодействия между компонентами исходных порошковых смесей: титан целиком остался в составе металлической связки сплава, а кремний, вольфрам и углерод — в составе карбидной фазы.

Заключение

Приведенные результаты можно расценивать как экспериментальное доказательство возмож-

ности получения с использованием взрывного прессования нового класса твердых сплавов, состав которых принципиально отличается от термодинамически равновесного и полностью соответствует исходному составу используемой для их получения порошковой смеси.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 14-29-00158.

Литература

1. *Schwarzkopf P., Kieffer R.* Cemented carbides. Macmillan, 1960.
2. *Groover M.P.* Fundamentals of modern manufacturing: materials, processes and systems. 4-th ed. John Wiley & Sons, 2010.
3. *Gourdin W.H.* Dynamic consolidation of metal powders // *Progr. Mater. Sci.* 1986. Vol. 30. P. 39—80.
4. *Prummer R.A.* Explosive compaction of powders, principle and prospects // *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. 1989. Bd. 20. S. 410—415.
5. *Murr L.E., Staudhammer K.P., Meyers M.A.* Metallurgical applications of shock-wave and high-strain-rate phenomena. N.Y., 1986.
6. *Prummer R.A., Balakrishna Bhat T., Siva Kumar K., Hokamoto K.* Explosive compaction of powders and composites. Enfield, 2006.
7. *Крохалев А.В., Харламов В.О., Кузьмин С.В., Лысак В.И.* Закономерности формирования твердых сплавов из смесей порошков карбида хрома с титаном с использованием энергии взрыва // *Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия*. 2012. No. 1. С. 32—37.
8. *Kayuk V.G., Masljuk V.A., Kostenko A.D.* Tribological properties of hard alloys based on chromium carbide // *Powder Metall. Met. Ceram.* 2003. Vol. 42. P. 257—261.
9. *Hussainova I., Jasiuk I., Sardela M., Antonov M.* Micromechanical properties and erosive wear performance of chromium carbide based cermets // *Wear*. 2009. Vol. 267. P. 152—159.
10. *Da-Yung Wang, Ko-Wei Weng, Chi-Lung Chang, Wei-Yu Ho* Synthesis of Cr_3C_2 coatings for tribological applications // *Surf. Coat. Technol.* 1999. Vol. 120. P. 622—628.
11. *Petrova A.M., Shtern M.B.* The influence of nanostructural oxide films on wear-resistance of titanium materials // *Carbon nanomaterials in clean energy hydrogen systems*. Netherlands, Springer, 2008. P. 851—856.
12. *Крохалев А.В., Харламов В.О., Кузьмин С.В., Лысак В.И.* Компьютерный расчет параметров сжатия при нанесении порошковых покрытий взрывом // *Изв. ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений*. 2010. No. 5. С. 110—116.
13. *Красулин Ю.Л., Назаров Г.З.* Микросварка давлением. М.: Металлургия, 1976.
14. *Красулин Ю.Л.* Дислокации как активные центры в топохимических реакциях // *Теор. и экспер. химия*. 1967. Т. 3. No. 1. С. 58—65.
15. *Красулин Ю.Л., Шоршоров М.Х.* О механизме образования соединения разнородных материалов в твердом состоянии // *Физика и химия обработки материалов*. 1967. No. 1. С. 89—97.
16. *Ушанова Э.А., Нестерова Е.В., Петров С.Н., Рыбин В.В., Кузьмин С.В., Гринберг Б.А.* Разработка технологии подготовки образцов для электронно-микроскопических исследований нанокристаллических зон сцепления в разнородных соединениях на основе методов ионной полировки // *Вопросы материаловедения*. 2011. No. 1. С. 110—117.
17. *Focused ion beam systems: Basics and applications* / Ed. by Nan Yao. Cambridge: University Press, 2007.
18. *Шабашов В.А., Овчинников В.В., Мулюков Р.Р., Валиев Р.З., Филиппова Н.П.* Об обнаружении «зернограничной фазы» в субмикрокристаллическом железе мессбауэровским методом // *Физика металлов и материаловедение*. 1998. Т. 85. No. 3. С. 100—112.
19. *Шевченко В.Я., Хасанов О.Л., Юрьев Г.С., Похолков Ю.П.* Наблюдение особенностей структуры ультрадисперсного состояния диоксида циркония методом дифракции синхротронного излучения // *ДАН*. 2001. Т. 377. No. 6. С. 797—799.
20. *Лысак В.И., Кузьмин С.В., Крохалев А.В., Гринберг Б.А.* Строение границ в композиционных материалах, полученных с использованием взрывного нагружения // *Физика металлов и материаловедение*. 2013. No. 11. С. 10—26.
21. *Haubold T., Birringer R., Lengeler B., Gleiter H.* Exafs studies of nanocrystalline materials exhibiting a new solid state structure with randomly arranged atoms // *Phys. Lett. A*. 1989. Vol. 135. P. 461—466.
22. *Song J., Kostka A., Veehmayer M., Raabe D.* Hierarchical microstructure of explosive joints: Example of titanium to steel cladding // *Mater. Sci. Eng. A*. 2011. Vol. 528. P. 2641—2647.

References

1. *Schwarzkopf P., Kieffer R.* Cemented carbides. Macmillan, 1960.
2. *Groover M.P.* Fundamentals of modern manufacturing: materials, processes and systems. 4-th ed. John Wiley & Sons, 2010.
3. *Gourdin W.H.* Dynamic consolidation of metal powders. *Progr. Mater. Sci.* 1986. Vol. 30. P. 39—80.

4. Prummer R.A. Explosive compaction of powders, principle and prospects. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. 1989. Bd. 20. S. 410—415.
5. Murr L.E., Staudhammer K.P., Meyers M.A. Metallurgical applications of shock-wave and high-strain-rate phenomena. N.Y., 1986.
6. Prummer R.A., Balakrishna Bhat T., Siva Kumar K., Hokamoto K. Explosive compaction of powders and composites. Enfield, 2006.
7. Krokhalev A.V., Kharlamov V.O., Kuz'min S.V., Lysak V.I. Features for formation of solid alloys of chromium carbide and titanium powder mixtures by explosion energy. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2013. Vol. 54. P. 522—526.
8. Kayuk V.G., Masljuk V.A., Kostenko A.D. Tribological properties of hard alloys based on chromium carbide. *Powder Metall. Met. Ceram.* 2003. Vol. 42. P. 257—261.
9. Hussainova I., Jasiuk I., Sardela M., Antonov M. Micro-mechanical properties and erosive wear performance of chromium carbide based cermets. *Wear*. 2009. Vol. 267. P. 152—159.
10. Da-Yung Wang, Ko-Wei Weng, Chi-Lung Chang, Wei-Yu Ho Synthesis of Cr_3C_2 coatings for tribological applications. *Surf. Coat. Technol.* 1999. Vol. 120. P. 622—628.
11. Petrova A.M., Shtern M.B. The influence of nanostructural oxide films on wear-resistance of titanium materials. In: *Carbon nanomaterials in clean energy hydrogen systems*. Netherlands, Springer, 2008. P. 851—856.
12. Krokhalev A.V., Kharlamov V.O., Kuz'min S.V., Lysak V.I. Komp'yuternyy raschot parametrov szhatiya pri nanese-nii poroshkovykh pokrytiy vzryvom [Computer calculation of parameters of compression at drawing of powder coverings by explosion]. *Izvestiya VolgGTU. Ser. Svar-ka vzryvom i svoystva svarnykh soyedineniy*. 2010. No. 5. P. 110—116.
13. Krasulin Yu.L., Nazarov G.Z. Mikrosvarka davleniem [Pressure microwelding]. Moscow: Metallurgia, 1976.
14. Krasulin Yu.L. Dislocations as active centers in topochemical reactions. *Theor. Exper. Chem.* 1969. Vol. 3. No. 1. P. 31—35.
15. Krasulin Yu.L., Shorshorov M.Kh. O mekhanizme obraz-zovaniya soedineniya raznorodnykh materialov v tver-dom sostoyanii [The mechanism of formation of a com-pound of dissimilar materials in the solid state]. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*. 1967. No. 1. P. 89—97.
16. Ushanova E.A., Nesterova E.V., Petrov S.N., Rybin V.V., Kuz'min S.V., Greenberg B.A. Razrabotka tekhnologii podgotovki obraztsov dlya elektronno-mikroskopicheskikh issledovaniy nanokristallicheskikh zon stsepleniya v raznorodnykh soedineniyakh na osnove metodov ionnoi polirovki [Development of a technology for preparation of samples for electron microscopic studies of nanocrys-talline bonding zones in dissimilar compounds based on ion-polishing method]. *Voprosy materialovedeniya*. 2011. No. 1. C. 110—117.
17. Focused ion beam systems: Basics and applications. Ed. By Nan Yao. Cambridge: University Press, 2007.
18. Shabashov V.A., Filippova N.P., Ovchinnikov V.V., Mulyukov R.R., Valiev R.Z. Determination of the «grain-boundary phase» in submicrocrystalline iron by mössbauer spectroscopy. *Phys. Met. Metallograph.* 1998. Vol. 85. No.3. P. 318—326.
19. Shevchenko V.Ya. Khasanov O.L., Yur'ev G.S., Pokholkov Yu.P. Observation of structure features of zirconium dioxide ultradispersed state probes by synchrotron radiation dif-fraction. *Doklady Akademii Nauk*. 2001. Vol. 377. No. 6. P. 797—799.
20. Lysak V.I., Kuz'min S.V., Krokhalev A.V., Grinberg B.A. Structure of boundaries in composite materials obtained using explosive loading. *Phys. Met. Metallograph.* 2013. Vol. 114. P. 947—952.
21. Haubold T., Birringer R., Lengeler B., Gleiter H. Exafs studies of nanocrystalline materials exhibiting a new solid state structure with randomly arranged atoms. *Phys. Lett. A*. 1989. Vol. 135. P. 461—466.
22. Song J., Kostka A., Veehmayer M., Raabe D. Hierarchi-cal microstructure of explosive joints: Example of tita-nium to steel cladding. *Mater. Sci. Eng. A*. 2011. Vol. 528. P. 2641—2647.