

УДК 669.018.25.017

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2020-2-4-13

Химический состав и структура межфазных границ в порошковых твердых сплавах $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{--Ti}$ после взрывного компактирования и последующего нагрева

© 2020 г. А.В. Крохалев, В.О. Харламов, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак

Волгоградский государственный технический университет (ВолГТУ)

Статья поступила в редакцию 03.09.19 г., доработана 28.11.19 г., подписана в печать 05.12.19 г.

Представлены результаты исследований тонкой структуры, химического и фазового составов границ между компонентами твердого сплава $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{--Ti}$, содержащего 40 мас.% титановой связки, в состоянии после взрывного прессования, а также после термической обработки. Температура разогрева порошковой смеси в процессе ударно-волнового нагружения составляла 730 °С, давление – 14 ГПа, что обеспечило максимальное уплотнение и консолидацию порошковой смеси без спекания. Термическая обработка компактных образцов проходила при нагреве от 400 до 700 °С и выдержке в печи в течение 1 ч с последующим охлаждением на спокойном воздухе. Равновесный фазовый состав рассчитан путем численного термодинамического моделирования с использованием программного комплекса Thermo-Calc. Исследование структуры и элементного состава проводилось на электронных микроскопах FEI Quanta 3D и Versa 3D с интегрированной системой фокусированного ионного пучка для изготовления фольги, а также просвечивающих электронных микроскопах FEI Tecnai G2 20F и Titan 80-300 с режимом трансмиссионного сканирования фольг. Для проведения рентгеноструктурного фазового анализа использован дифрактометр Bruker D8 Advance. Показано, что формирование прочных межфазных границ при взрывном прессовании смесей порошков титана и карбида хрома сопровождается химическим взаимодействием компонентов с образованием приграничных слоев, имеющих общую толщину порядка 90 нм. В пределах переходного слоя наблюдается непрерывное монотонное изменение содержаний Cr и Ti при практически неизменной концентрации углерода. Фазовый состав слоев соответствует равновесному, рассчитанному при давлении ударно-волнового сжатия 12 ГПа, но является термодинамически неравновесным в нормальных условиях. Нагрев до 400 °С приводит к растворению приграничных слоев и переходу твердых сплавов $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{--Ti}$ в двухфазное состояние. При температуре 700 °С вдоль межфазных границ образуются чередующиеся слои из обедненных углеродом карбидов хрома (Cr_7C_3 , Cr_{23}C_6) и титана (TiC), которые формируются за счет диффузии углерода из исходного карбида хрома (Cr_3C_2) к титану.

Ключевые слова: карбид хрома, титан, взрывное прессование, тонкая структура, межфазные границы.

Крохалев А.В. – докт. техн. наук, декан факультета технологии конструкционных материалов ВолГТУ (400005, 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.

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

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

Для цитирования: Крохалев А.В., Харламов В.О., Кузьмин С.В., Лысак В.И. Химический состав и структура межфазных границ в порошковых твердых сплавах $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{--Ti}$ после взрывного компактирования и последующего нагрева.

Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2020. No. 2. С. 4–13.

DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2020-2-4-13.

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

Chemical composition and structure of interfacial boundaries in $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{--Ti}$ powder hard alloys after explosive pressing and subsequent heating

The paper presents the results of studies of the fine structure, chemical and phase composition of boundaries between the components of the $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{--Ti}$ hard alloy containing 40 wt.% of titanium bond in the state after explosive pressing, as well as after heat treatment. The powder mixture was subjected to shock-wave loading at a heating temperature of 730 °C and pressure of 14 GPa to ensure the maximum compaction and consolidation of the powder mixture without sintering. Compact specimens were heat-treated by heating from 400 to 700 °C and holding in the oven for 1 hour followed by still air cooling. The equilibrium phase composition was calculated by numerical thermodynamic modeling using Thermo-Calc software. The structure and elemental composition were

studied using FEI Quanta 3D and Versa 3D electron microscopes with an integrated focused ion beam system for foil fabrication, as well as FEI Tecnai G2 20F and Titan 80-300 transmission electron microscopes with foil transmission scanning mode. The Bruker D8 Advance diffractometer was used for X-ray phase analysis. It was shown that the formation of strong interfacial boundaries under explosive pressing of titanium and chromium carbide powder mixtures is accompanied by chemical interaction between the components with the formation of boundary layers having a total thickness of about 90 nm. There is a continuous monotonic change in the Cr and Ti content within the transition layer at the almost constant carbon content. The phase composition of layers corresponds to the equilibrium one calculated at the shock-wave compression pressure but it is thermodynamically nonequilibrium under normal conditions. When heated to 400 °C, boundary layers dissolve with the transition of Cr_3C_2 -Ti hard alloys into a two-phase state. When heated to 700 °C, alternating layers of carbon-depleted chromium carbides (Cr_7C_3 , Cr_{23}C_6) and titanium carbide (TiC) form along the interfacial boundaries by carbon diffusion from the original chromium carbide (Cr_3C_2) to titanium.

Keywords: chromium carbide, titanium, explosive pressing, fine structure, interfacial boundaries.

Krokhalev A.V. – Dr. Sci. (Tech.), Dean of the Faculty of technology of structural materials, Volgograd State Technical University (VSTU) (400005, Russia, Volgograd, Lenina pr., 28). E-mail: kroch@vstu.ru.

Kharlamov V.O. – Cand. Sci. (Tech.), Engineer of the Center for collective use «Physico-chemical methods research», VSTU. E-mail: harlamov_vo@mail.ru.

Kuzmin S.V. – Dr. Sci. (Tech.), Professor of the Department «Equipment and technology of welding production», Vice-rector of the VSTU. E-mail: weld@vstu.ru.

Lysak V.I. – Dr. Sci. (Tech.), Prof., Acad of RAS, Head of the Department «Equipment and technology of welding production», Scientific adviser of the VSTU. E-mail: lysak@vstu.ru.

Citation: Krokhalev A.V., Kharlamov V.O., Kuzmin S.V., Lysak V.I. Chemical composition and structure of interfacial boundaries in Cr_3C_2 -Ti powder hard alloys after explosive pressing and subsequent heating. *Izvestiya Vuzov. Poroshkovaya Metallurgiya i Funktsional'nye Pokrytiya (Universities' Proceedings. Powder Metallurgy and Functional Coatings)*. 2020. No. 2. P. 4–13 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2020-2-4-13.

Введение

Прессование взрывом является одним из перспективных методов порошковой металлургии. Экспериментальному изучению, моделированию и расчету ударно-волновых процессов в порошковых материалах посвящено множество работ [1–4]. Однако, несмотря на большое количество накопленного экспериментального материала и несомненные успехи в области взрывного компактирования порошков, интерес к данному методу не уменьшается, и с каждым годом появляются работы, открывающие новые направления применения этой технологии.

Одним из подобных направлений является получение твердых сплавов и покрытий триботехнического назначения взрывом. Обычно такие материалы изготавливают путем прессования смесей порошков тугоплавких карбидов и металлической связки с последующим спеканием или наносят их на поверхность стальных деталей в виде покрытий газотермическим или плазменным напылением [5–10]. Это накладывает определенные ограничения на подбор составляющих материала, связанные, прежде всего, с появлением в процессе его изготовления жидкой фазы, ускоряющей химическое взаимодействие компонентов порошковой смеси как между собой, так и со средой, в которой производится обработка [7, 11].

Использование взрывного компактирования порошковых смесей карбидов с металлами позволяет обойти данные ограничения. Реализуемые при этом физические условия сжатия [1–4, 12] оказываются достаточными для решения непосредственно на стадии прессования без участия жидкой фазы двух основных задач консолидации: уплотнения порошковой смеси до практически беспористого состояния [4, 13–15] и формирования прочных поверхностей раздела между ее компонентами [4, 16].

Отсутствие принципиальных препятствий на пути решения первой из названных задач обычно вопросов не вызывает: использование конденсированных взрывчатых веществ и схем нагружения с отражением ударных волн от металлических подложек [4] обеспечивает уровень давлений, существенно превышающий твердость карбидной составляющей порошковых смесей. Возможность формирования прочных границ между частицами порошка при взрывном компактировании исследована в существенно меньшей степени. Наиболее обоснованной является точка зрения, что этот процесс связан с появлением на границах соединяемых частиц областей интенсивной пластической деформации, подобных наблюдаемым при сварке взрывом [17–19]. Применительно к

порошковым смесям тугоплавких карбидов с металлической связкой это означает [4, 20] необходимость разогрева порошка при ударно-волновой обработке до температур, превышающих $(0,35–0,4)t_{пл}$ (где $t_{пл}$ — абсолютная температура плавления карбидной фазы материала) и обеспечивающих переход карбидной фазы в пластичное состояние [21]. Выполнение этого условия приводит к активации контактных поверхностей и образованию прочных связей между составляющими материала в соответствии с общими представлениями сварки давлением, что, в свою очередь, может послужить началом взаимной диффузии и химического взаимодействия компонентов.

Физическая природа образующейся при этом границы до сих пор является дискуссионной. Высказывалось предположение [4, 20, 22], что на границе образуются слои специфических «граничных» фаз, имеющие переменный химический состав и собственное кристаллическое строение, отличное от строения карбидной и металлической фаз материала. Однако исследований фазового состава границ не проводилось и гипотез о механизме их образования не выдвигалось.

Целью данной работы было систематическое изучение тонкой структуры, химического и фазового составов границ между карбидной и металлической фазами в порошковых твердых сплавах, полученных взрывным нагружением порошков на режимах, обеспечивающих формирование компактных консолидированных материалов на стадии прессования, а также разработка на этой основе представлений о механизме образования и природе подобных границ.

Материалы и методика экспериментов

В качестве объектов исследования были выбраны порошковые материалы на основе Cr_3C_2 , как наиболее перспективного карбида для работы в условиях трения в воде и окислительных газовых средах при температурах до 300–400 °C [21, 23, 24]. В качестве металлической связки применялся титан, обеспечивающий максимальное уплотнение и твердость материалов и покрытий в случае их получения методом взрывного прессования без спекания [4, 20]. Количество связки составляло 40 мас.%, что обеспечивало 50 % ее объемного содержания и было призвано облегчить изготовление из полученных материалов тонких фольг для изучения средствами электронной микроскопии.

Для проведения взрывной обработки применялась наиболее простая и эффективная в технологическом отношении [4, 20] схема, предусматривающая размещение исходной смеси порошков Cr_3C_2 и металлической связки непосредственно на поверхности стальной подложки (в качестве которой может быть использована заготовка детали в случае нанесения покрытий) и ее нагружение плоской нормально падающей детонационной волной через промежуточную прокладку, отделяющую продукты детонации от порошка (рис. 1).

С целью обеспечения равномерности ударно-волнового воздействия по площади образцов использовали заряды с боковыми нависаниями, равными высоте заряда, а для уменьшения остаточной деформации прессовок — песчаную подушку. Значения максимального давления ударно-волнового сжатия рассчитывали методом (P,u) -диаграмм,

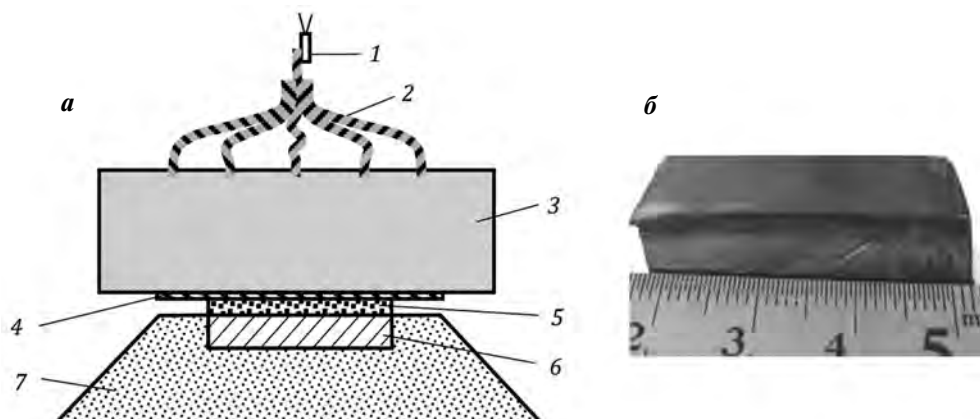


Рис. 1. Схема нагружения (а) и внешний вид полученных образцов (б) [20]

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

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. Температуру разогрева порошка определяли исходя из найденного по значениям массовой скорости частиц порошка приращения его внутренней энергии [25]. Выбор технологических параметров нагружения в опытах обеспечивал температуру разогрева порошковой смеси при ударно-волновом нагружении, равную 730 °С, и давление — 14 ГПа.

Структуру и химический состав фаз исходных порошковых смесей и полученных в результате ударно-волнового нагружения консолидированных материалов исследовали с помощью многофункционального растрового электронного микроскопа Versa 3D (FEI, США) с интегрированной системой фокусированного ионного пучка для изготовления фольги, а также просвечивающих электронных микроскопов Теснаі G2 20F и Titan 80-300 (FEI, США) с режимом трансмиссионного сканирования фольг.

Рентгеноструктурный фазовый анализ осуществляли на дифрактометре D8 Advance («Bruker», Германия). Равновесный фазовый состав материалов рассчитывали путем численного термодинамического моделирования с использованием программного комплекса Thermo-Calc («Thermo-Calc Software», Швеция).

Результаты и их обсуждение

Исследование смеси порошков карбида хрома и титана (ПТС, ТУ 14-1-958-74), используемой для взрывного прессования, показало, что частицы Cr_3C_2 имеют округлую конфигурацию и средний размер 3,5 мкм, а титана — губчатую форму и $d = 70$ мкм (рис. 2).

Несмотря на столь значительную разницу в размерах исходных частиц карбида хрома и титана, после взрывной обработки, благодаря низкой акустической жесткости Ti [4, 20], сформировалась структура с равномерным распределением частиц карбидной фазы в металлической матрице (рис. 3, а). При этом твердость полученного материала достигала 650 HV, что с учетом высокого содержания связки (50 об.%) указывает на успешное протекание в нем процесса формирования прочных межфазных границ.

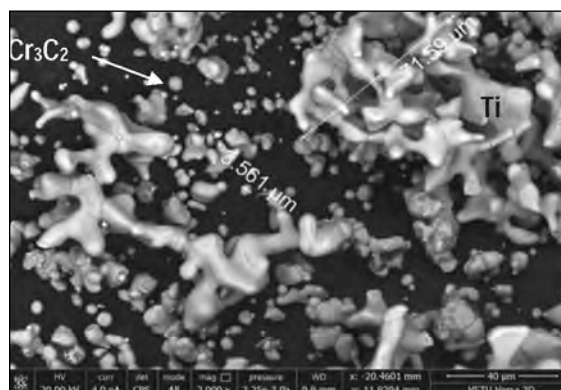


Рис. 2. Вид частиц карбида хрома (мелкие) и титана (крупные) в исходной порошковой смеси

Термодинамический расчет равновесного фазового состава материала, полученного в результате взрывной обработки, показывает (рис. 4), что при используемом в наших опытах содержании титана, равном 40 мас.%, структура прессовки должна состоять из TiC и твердого раствора титана в хроме.

Изучение распределения элементов между фазами вдоль линии (рис. 3, б) и по площади (рис. 3, в—д) свидетельствует, однако, о том, что, как и в исходной смеси порошков, максимальное содержание хрома и углерода в спрессованном материале приходится на карбидные частицы, а титана — на металлическую матрицу. Это позволяет предположить, что процессы, обусловленные диффузией, взаимным растворением компонентов и образованием новых фаз, за столь короткое время, в течение которого длится ударно-волновая обработка порошкового материала, протекать не успевают.

Однако проведенный рентгеноструктурный фазовый анализ (рис. 5, б) данное предположение не подтвердил. В структуре полученного взрывом материала кроме исходных и хорошо различимых Cr_3C_2 и Ti были обнаружены карбиды хрома (Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3) и титана (TiC). Это указывает на тот факт, что в локальных зонах контакта исходных частиц Cr_3C_2 и Ti, между которыми в процессе ударно-волнового сжатия образовалась прочная межфазная поверхность, диффузия элементов все-таки протекает.

Логично предположить, что обнаруженные новые фазы являются результатом диффузии углерода как элемента внедрения, имеющего наибольшую подвижность, а взаимодействие исходных фаз должно приводить к образованию на поверхности их раздела чередующихся слоев обедненных

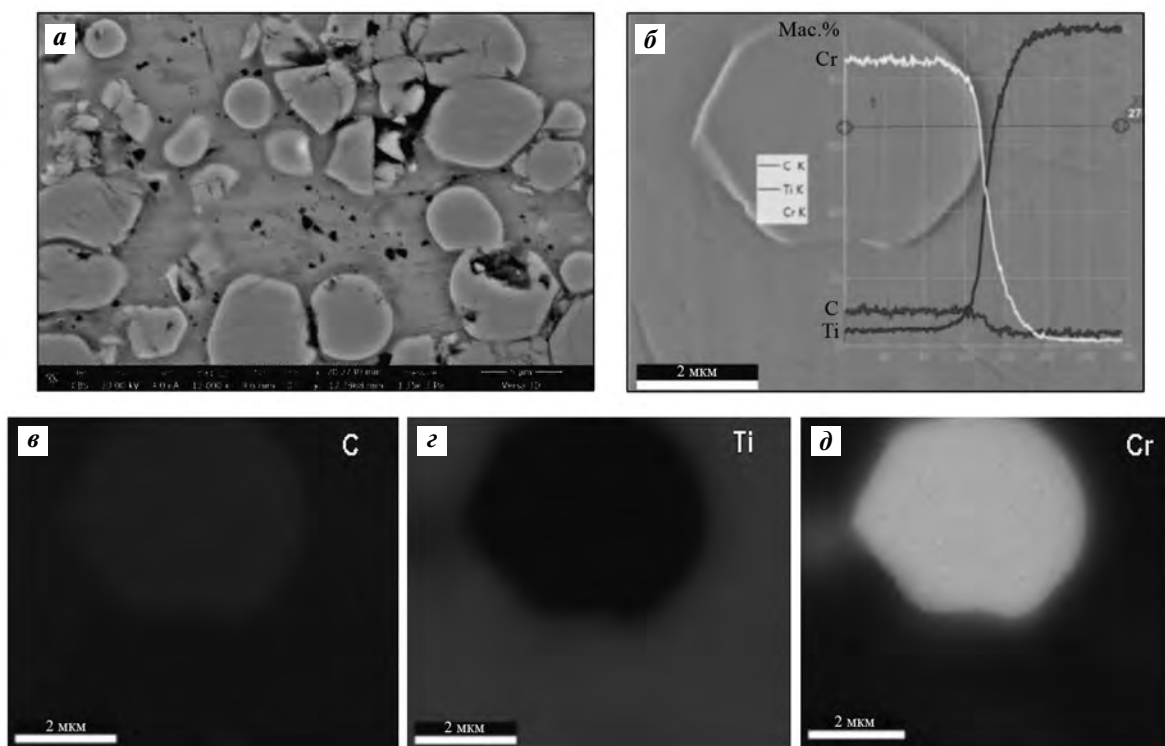


Рис. 3. Микроструктура (а), содержание (б) и карты распределения элементов (в–д) в структурных составляющих твердого сплава $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{—Ti}$, полученного взрывом

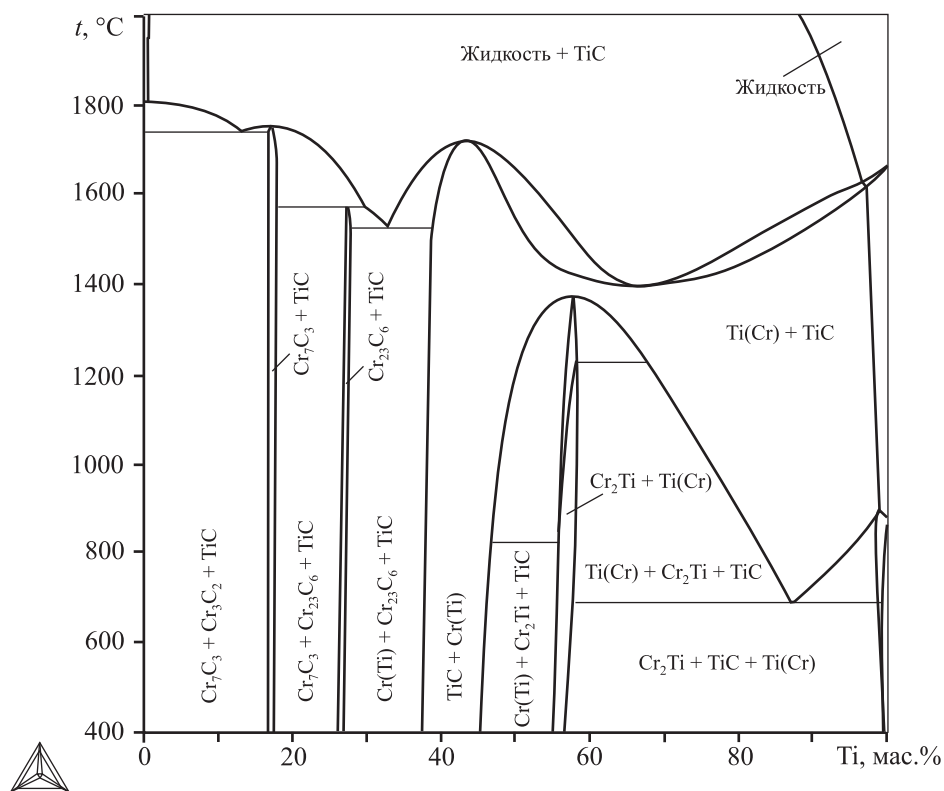


Рис. 4. Квазибинарное сечение $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{—Ti}$ системы Cr–C–Ti

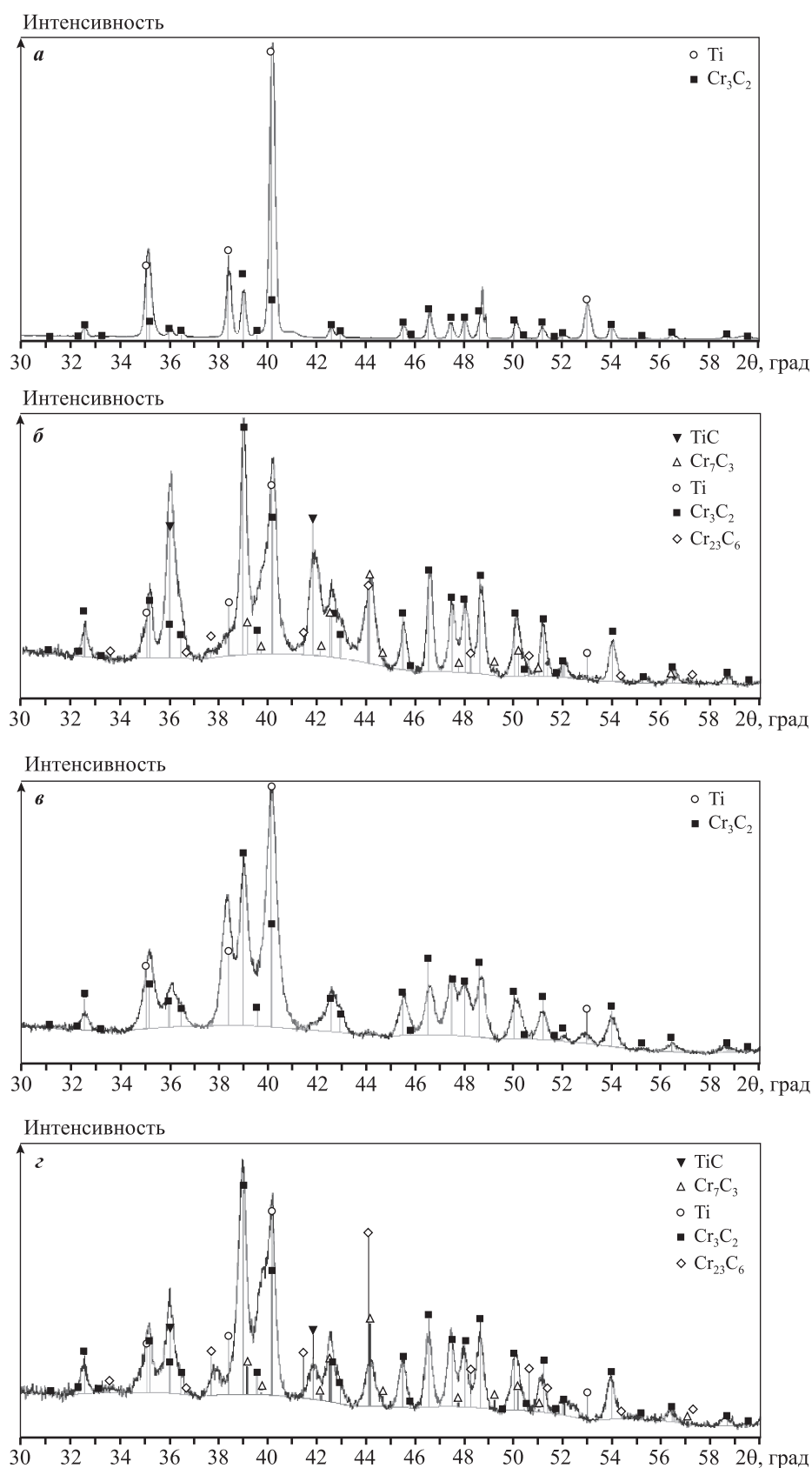


Рис. 5. Результаты рентгеноструктурного фазового анализа исходной порошковой смеси (*a*), твердого сплава Cr_3C_2 –Ti, полученного взрывом (*b*), после нагрева до 400 °C (*v*) и 700 °C (*z*)

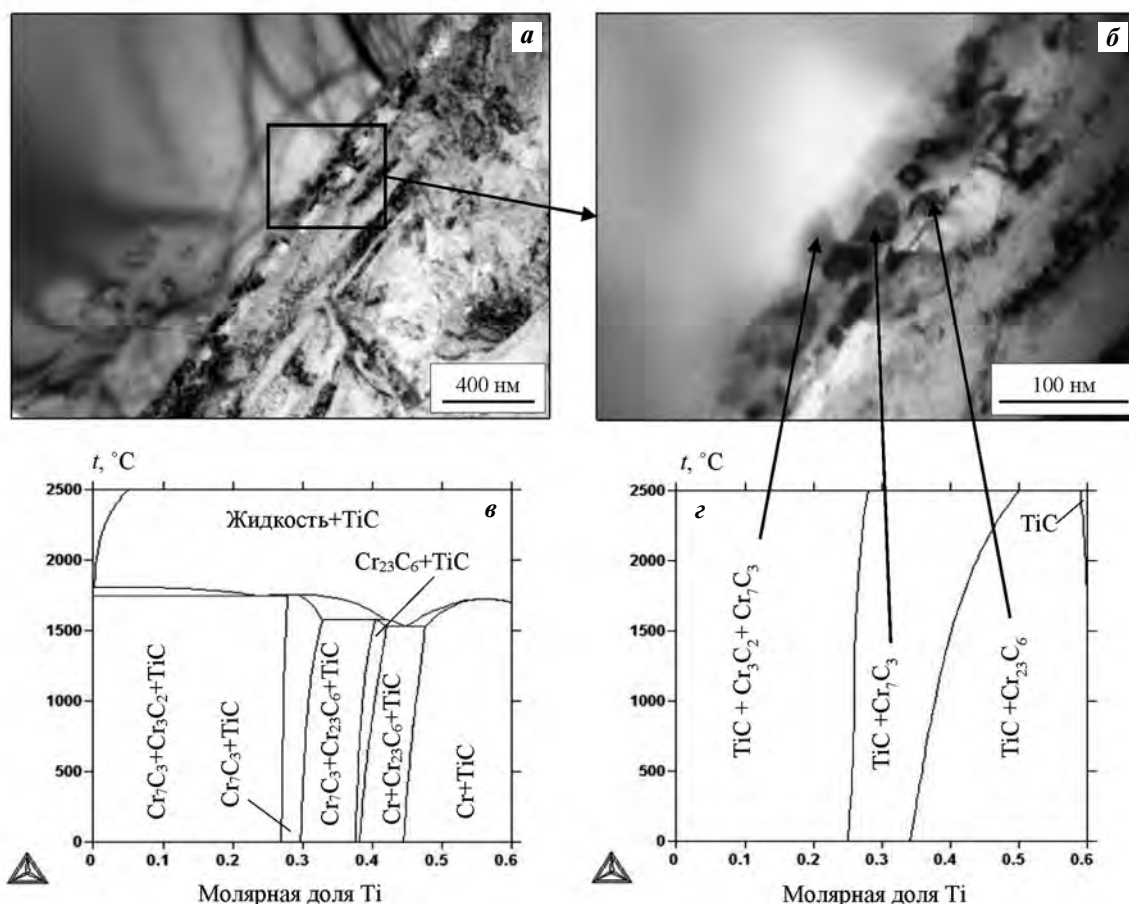


Рис. 6. Микроструктура зоны соединения карбидной и металлической фаз в твердых сплавах Cr_7C_3 –Ti, полученных взрывом (**а**, **б**), и политермические сечения диаграммы состояния тройной системы Cr–C–Ti с содержанием углерода 40 ат. % при давлениях $1 \cdot 10^{-4}$ ГПа (**в**) и 12 ГПа (**г**)

углеродом карбидов Cr_7C_3 , Cr_{23}C_6 и TiC. Однако исследование микроструктуры границ средствами просвечивающей электронной микроскопии фольг данное предположение не подтвердило. Оказалось, что эти границы имеют толщину порядка 90 нм (рис. 6, **а**) и действительно состоят из трех слоев (рис. 6, **б**), но каждый из них не является однофазным, а содержит в своем составе несколько фаз, что принципиально отличает их от границ, формирующихся в классических твердых сплавах системы WC–Co [26–29].

Исследование химического состава прослойки на границе карбида хрома с титаном (рис. 7, **б**) выявило плавное, непрерывное изменение ее химического состава от максимально возможного содержания одного металла до максимально возможного содержания другого при практически неизменной по сечению концентрации углерода. Это свидетельствует о протекании в зоне соединения диффузии не только углерода, но и хрома и титана.

В пользу данного предположения свидетельствует также вид карт распределения элементов (см. рис. 3, **в–г**). Диффузия Cr и Ti является существенно более медленной и в связи с этим лимитирует, по-видимому, весь процесс роста промежуточной прослойки, в различных областях которой содержание углерода успевает выравняться за счет своей большей скорости диффузии.

Термодинамический расчет равновесного фазового состава, выполненный для зафиксированного по сечению граничного слоя химического состава при различных давлениях (см. рис. 6, **в**, **г**), показал, что три структурные многофазные зоны, обнаруженные при изучении микроструктуры границ, могли образоваться только при повышенном давлении, реализуемом в процессе взрывной обработки (см. рис. 6, **г**).

Данный факт означает, что при нормальных условиях (т.е. после снятия давления и быстрого охлаждения за счет теплоотвода в подложку) зафикс-

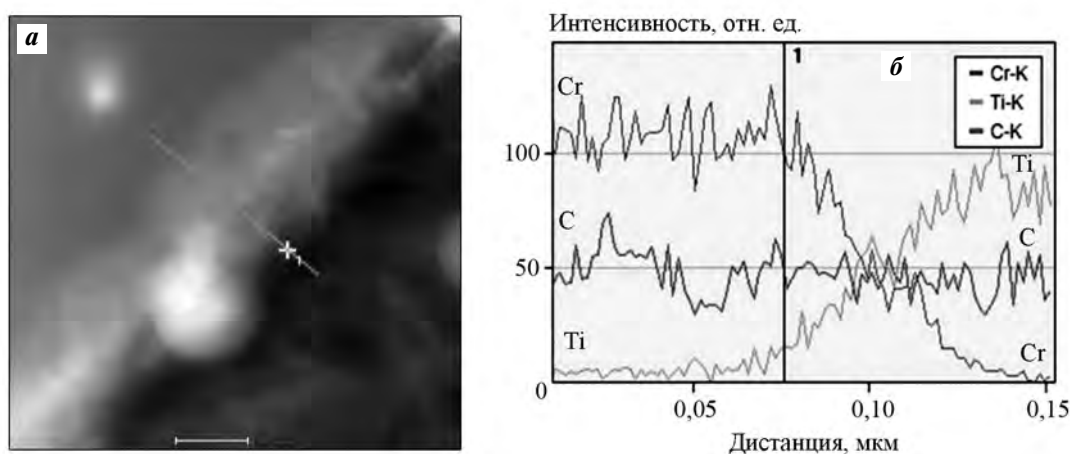


Рис. 7. Линия сканирования состава (а) и распределение элементов между фазами на межфазных границах в твердых сплавах $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{—Ti}$, полученных взрывом (б)

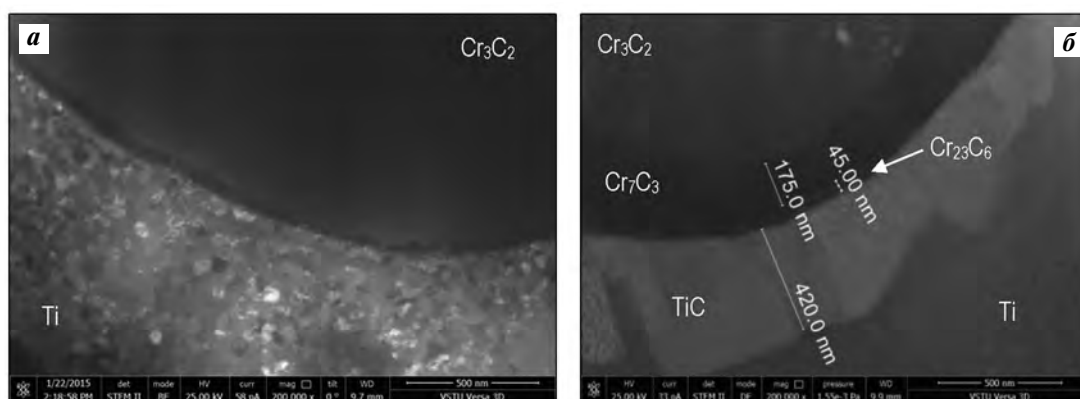


Рис. 8. Микроструктура зоны соединения карбидной и металлической фаз в твердых сплавах $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{—Ti}$ после нагрева до 400 °С (а) и 700 °С (б)

сированный фазовый состав и структура границ являются неравновесными так же, как и структура полученного материала в целом.

С целью выяснения последствий подобной ситуации образцы, полученные взрывом, подвергли нагреву до 400 и 700 °С. Результаты их рентгеноструктурного фазового анализа (см. рис. 5, в, г) показывают, что неравновесные фазы, образовавшиеся на границе между Cr_3C_2 и Ti, при последующем нагреве до 400 °С растворяются (рис. 8, а), и твердый сплав карбида хрома с титаном становится, как и исходная порошковая смесь, двухфазным (см. рис. 5, в), по крайней мере в рамках погрешности использованных методов исследования.

Нагрев до 700 °С приводит к появлению обедненных углеродом карбидов хрома Cr_7C_3 , Cr_{23}C_6 и титана TiC (см. рис. 5, г), которые на этот раз образуют чередующиеся слои толщиной 175, 45 и 420 нм соответственно (рис. 8, б) и формируются, по-ви-

димо, за счет диффузии углерода из исходного карбида хрома Cr_3C_2 к титану, как это и предполагалось ранее.

Выводы

1. При получении твердых сплавов $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{—Ti}$ взрывным нагружением смесей порошков титана и карбида хрома на режимах, обеспечивающих формирование прочных межфазных границ на стадии прессования, в целом удается сохранить фазовый состав порошковой смеси неизменным. Химическое взаимодействие компонентов ограничено приграничными слоями, имеющими общую толщину порядка 90 нм.

2. Образующиеся при взрывном компактировании порошковых смесей $\text{Cr}_3\text{C}_2 + \text{Ti}$ приграничные слои представляет собой переходные зоны, содержащие три подслоя, каждый из которых состоит

из нескольких фаз. В пределах переходного слоя наблюдается непрерывное монотонное изменение содержаний Cr и Ti при практически неизменной концентрации углерода. Фазовый состав слоев соответствует равновесному, рассчитанному при давлении ударно-волнового сжатия 12 ГПа.

3. Формирование переходных слоев при ударно-волновом воздействии определяется взаимной диффузией хрома и титана. При этом содержание углерода по сечению слоя успевает выравняться за счет его повышенной скорости диффузии.

4. Образующиеся при взрывном компактировании приграничные слои являются термодинамически неравновесными в нормальных условиях. Нагрев до 400 °C приводит к их растворению и переходу твердых сплавов Cr_3C_2 —Ti в двухфазное состояние.

5. Фазовый состав твердых сплавов Cr_3C_2 —Ti в целом является термодинамически неравновесным. Нагрев до 700 °C приводит к появлению вдоль межфазных границ обедненных углеродом карбидов хрома (Cr_7C_3 , Cr_{23}C_6) и титана (TiC), которые образуют чередующиеся слои и формируются за счет диффузии углерода из исходного Cr_3C_2 к Ti.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 18-19-00518.

Литература/References

1. Nesterenko V.F. Dynamics of heterogeneous materials. New York: Springer Science, 2001.
2. Рогозин В.Д. Взрывная обработка порошковых материалов. Волгоград: Политехник, 2002.
Rogozin V.D. Explosive treatment of powder materials. Volgograd: Politehnik, 2002 (In Russ.).
3. Prummer R. Explosive compaction of powders and composites. Boca Raton: CRC Press, 2006.
4. Крохалев А.В., Харламов В.О., Кузьмин С.В., Лысак В.И., Пай В.В. Уплотнение смесей порошков карбида хрома и металлической связки при взрывном пресовании. *Физика горения и взрыва*. 2019. Т. 55. No. 4. С. 129—137.
Krokhalev A.V., Kharlamov V.O., Kuz'min S.V., Lysak V.I., Pai V.V. Explosive compaction of chromium carbide powders with a metallic binder. *Combustion, Explosion and Shock Waves*. 2019. Vol. 55. No. 4. P. 491—499.
5. Агеев Е.В., Латыпов Р.А., Агеева Е.В. Исследование свойств электроэрозионных порошков и твердого сплава, полученного из них изостатическим пресованием и спеканием. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2014. No. 6. С. 51—55.
6. Панов В.С., Зайцев А.А. Тенденции развития технологии ультрадисперсных и наноразмерных твердых сплавов WC—Co. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2014. No. 3. С. 38—48.
Panov V.S., Zaitsev A.A. Development trends of technology of ultrafine and nanosized hard alloys WC—Co. *Izvestiya Vuzov. Poroshkovaya Metallurgiya i Funktsional'nye Pokrytiya (Universities' Proceedings. Powder Metallurgy and Functional Coatings)*. 2014. No. 3. С. 38—48 (In Russ.).
7. Kear B.H., Skandan G., Sadangi R.K. Factors controlling decarburization in HVOF sprayed nano-WC/Co hard coatings. *Scripta Mater*. 2001. Vol. 44. No. 8-9. P. 1703—1707.
8. Калита В.И., Радюк А.А., Комлев Д.И., Иванников А.Ю., Благовещенский Ю.В., Григорович К.В., Шибеева Т.В., Умнова Н.В., Молоканов В.В., Умнов П.П., Мельник Ю.И. Плазменные покрытия WC—Co из механически легированного порошка. *Физика и химия обработки материалов*. 2014. No. 5. С. 22—29.
Kalita V.I., Radyuk A.A., Komlev D.I., Ivannikov A.Yu., Blagoveshchenskii Yu.V., Grigorovich K.V., Shibaeva T.V., Umnova N.V., Molokanov V.V., Umnov P.P., Mel'nik Yu.I. Mechanically alloy powder plasma WC—Co coatings. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*. 2014. No. 5. P. 22—29 (In Russ.).
9. Mrdak M.R. Mechanical properties and microstructure of vacuum plasma sprayed Cr_3C_2 —25 (Ni₂₀Cr) coatings. *Vojnotehnički glasnik*. 2015. Vol. 63. No. 2. P. 47—63.
10. Pirso J., Viljus M. Structure formation of Cr_3C_2 -based cermets during sintering. *Proceedings of Powder Metallurgy World Congress*. 2000. P. 1265—1268.
11. Duran C., Eroglu S. Liquid-phase sintering and properties of Cr_3C_2 /NiCr cermets. *J. Mater. Proces. Technol*. 1998. Vol. 74. No. 1-3. P. 69—73.
12. Альтшулер Л. В., Трунин Р.Ф., Урлин В.Д., Фортков В.Е., Фунтиков А.И. Развитие в России динамических методов исследований высоких давлений. *Успехи физических наук*. 1999. Т. 169. No. 3. С. 323—344.
Al'tshuler L.V., Trunin R.F., Urlin V.D., Fortov V.E., Funtikov A.I. Development of dynamic high pressure research methods in Russia. *Uspekhi fizicheskikh nauk*. 1999. Vol. 169. No. 3. P. 323—344 (In Russ.).
13. Lee S.H., Hokamoto K. WC/Co coating on a mild steel substrate through underwater shock compaction using a self combustible material layer (WC/Co coating through underwater shock compaction). *Mater. Trans*. 2007. Vol. 48. No. 1. P. 80—83.

14. Яковлев И.В., Оголихин В.М., Шемелин С.Д. Взрывное изготовление металлокерамических защитных контейнеров. *Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение*. 2012. Т. 14. С. 55—60.
Yakovlev I.V., Ogolikhin V.M., Shemelin S.D. Explosive manufacturing of ceramic-metal protective containers. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie*. 2012. Vol. 14. P. 55—60 (In Russ.).
15. Buzyurkin A.E., Kraus E.I., Lukyanov Y.L. Explosive compaction of WC + Co mixture by axisymmetric scheme. *Journal of Physics: Conf. Ser.* 2015. Vol. 653. No. 1. P. 012036.
16. Крохалев А.В., Харламов В.О., Тупицын М.А., Кузьмин С.В., Лысак В.И. О возможности получения твердых сплавов из смесей порошков карбидов с металлами взрывным прессованием без спекания. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2017. No. 2. С. 22—30.
Krokhalev A.V., Kharlamov V.O., Tupitsin M.A., Kuz'min S.V., Lysak V.I. Revisiting the possibility of formation of hard alloys from powder mixtures of carbides with metals by explosive compacting without sintering. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2018. Vol. 59. No. 5. P. 550—556.
17. Бондарь М.П., Нестеренко В.Ф. Деформации на контактах и критерии образования соединения при импульсных воздействиях. *Физика горения и взрыва*. 1991. Т. 27. No. 3. С. 103—117.
Bondar' M.P., Nesterenko V.F. Contact deformation and bonding criteria under impulsive loading. *Combustion, Explosion and Shock Waves*. 1991. Vol. 27. Iss. 3. P. 364—376.
18. Бондарь М.П. Компактирование взрывом: тип микроструктуры контактных границ, созданный при образовании прочной связи. *Физика горения и взрыва*. 2004. Т. 40. No. 4. С. 131—140.
Bondar' M.P. Explosive compaction: the type of microstructure of contact boundaries produced by formation of a strong bond. *Combustion, Explosion and Shock Waves*. 2004. Vol. 40. Iss. 4. P. 489—497.
19. Бондарь М.П., Ободовский Е.С., Псахье С.Г. Изучение особенностей микроструктуры зоны контактного взаимодействия частиц порошков при динамическом прессовании. *Физическая мезомеханика*. 2004. Т. 7. No. 3. С. 17—23.
Bondar' M.P., Obodovskii E.S., Psakh'e S.G. A study into the microstructure features of the zone of contact interaction between powder particles at dynamic pressing. *Fizicheskaya mezomekhanika*. 2004. Vol. 7. No. 3. P. 17—23 (In Russ.).
20. Крохалев А.В., Харламов В.О., Кузьмин С.В., Лысак В.И. Основы технологии получения износостойких покрытий из смесей порошков карбида хрома с металлической связкой взрывным прессованием. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2018. No. 3. С. 68—83.
Krokhalev A.V., Kharlamov V.O., Kuz'min S.V., Lysak V.I. Foundations of the fabrication technology of wear-resistant coatings made of mixtures of chromium carbide powders with a metallic binder by explosive pressing. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2018. Vol. 59. Iss. 4. P. 419—432.
21. Ткаченко Ю.Г. Трение и износ бескислородных тугоплавких соединений и материалов на их основе при высоких температурах. *Трение и износ*. 1981. Т. 2. No. 5. С. 864—876.
Tkachenko Yu.G. Friction and wear of oxygen-free refractory compounds and materials based on them at high temperatures. *Trenie i iznos*. 1981. Vol. 2. No. 5. P. 864—876 (In Russ.).
22. 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. Т. 114. No. 11. С. 1026—1031.
Lysak V.I., Kuz'min S.V., Krokhalev A.V., Grinberg B.A. Structure of boundaries in composite materials obtained using explosive loading. *Physics of Metals and Metallography*. 2013. Vol. 114. No. 11. P. 947—952.
23. Wang D.Y., Weng K.W., Chang C.L., Ho W.Y. Synthesis of Cr₃C₂ coatings for tribological applications. *Surf. Coat. Technol.* 1999. Vol. 120. P. 622—628.
24. Li J.F., Huang J.Q., Zhang Y.F., Ding C.X. Tribological properties of plasma-sprayed coatings under water-lubricated sliding. *J. Inorg. Mater.* 1998. Vol. 13. No. 4. P. 519—520.
25. Лысак В.И., Крохалев А.В., Кузьмин С.В., Рогозин В.Д., Каунов А.М. Прессование порошков взрывом. Москва: Машиностроение, 2015.
Lysak V.I., Krokhalev A.V., Kuz'min S.V., Rogozin V.D., Kaunov A.M. Explosive pressing of powders. Moscow: Mashinostroenie, 2015 (In Russ.).
26. Konyashin I., Sologubenko A., Weirich T., Ries B. Complexion at WC—Co grain boundaries of cemented carbides. *Mater. Lett.* 2017. Vol. 187. P. 7—10.
27. Konyashin I., Straumal B.B., Ries B., Bulatov M.F., Kolesnikova K.I. Contact angles of WC/WC grain boundaries with binder in cemented carbides with various carbon content. *Mater. Lett.* 2017. Vol. 196. P. 1—3.
28. Konyashin I., Zaitsev A.A., Sidorenko D., Levashov E.A., Ries B., Konischev S.N., Sorokin M., Mazilkin A.A., Herrmann M., Kaiser A. Wettability of tungsten carbide by liquid binders in WC—Co cemented carbides: Is it complete for all carbon contents? *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2017. Vol. 62. P. 134—148.
29. Konyashin I., Zaitsev A., Meledin A., Mayer J., Loginov P., Levashov E., Ries B. Interfaces between model Co—WC alloys with various carbon contents and tungsten carbide. *Materials*. 2018. Vol. 11. No. 3. 404.