

УДК 621.762.4.04

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-11-282-52-57

*А. В. Крохалев, д-р. техн. наук, В. О. Харламов, канд. техн. наук, Д. Р. Черников, аспирант,
Е. А. Косова, старший преподаватель, Г. К. Кузнецов, магистрант,
С. В. Кузьмин, чл.-корр. РАН, В. И. Лысак, академик РАН*

МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ, ПОЛУЧАЕМЫЕ ВЗРЫВНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ СМЕСЕЙ ПОРОШКОВ КАРБИДОВ С ТИТАНОМ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Рассмотрены основные закономерности формирования металлокерамических материалов систем $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$ и SiC-Ti при взрывном прессовании смесей порошков на стальном основании. Установлено, что формирование прочных поверхностей раздела между карбидом (Cr_3C_2 или SiC) и титаном происходит при температуре разогрева порошковой смеси в результате ударно-волнового сжатия до $(0,35...0,4)T_{\text{пл}}$ карбидной фазы. При этом химический состав компонентов сплава не претерпевает изменений, перераспределения элементов между фазами в макрообъемах не происходит, а твердость достигает максимального уровня.

Ключевые слова: карбид хрома, карбид кремния, титан, твердый сплав, металлокерамика, взрывное прессование порошков, межфазные поверхности, пористость, твердость

A. V. Krokhaliev, V. O. Kharlamov, D. R. Chernikov, E. A. Kosova, G. K. Kuznetsov, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak

METAL-CERAMIC MATERIALS PRODUCED BY EXPLOSIVE PRESSING OF MIXTURES OF CARBIDE POWDERS WITH TITANIUM

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The main principles of the formation of metal-ceramic materials of the $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$ and SiC-Ti systems during explosive pressing of powder mixtures on a steel base are considered. It has been established that the formation of strong interfaces between carbide (Cr_3C_2 or SiC) and titanium occurs at the temperature of heating the powder mixture as a result of shock wave compression to $(0.35...0.4)T_m$ of the carbide phase. In this case, the chemical composition of the alloy components does not undergo changes, the redistribution of elements between phases in macrovolumes does not occur, and the hardness reaches its maximum level.

Keywords: chromium carbide, silicon carbide, titanium, hard alloy, cermets, explosive pressing of powders, interfacial surfaces, porosity, hardness

В настоящее время твердые сплавы чаще всего получают путем прессования исходных смесей порошков тугоплавких карбидов с металлами и спекания. Это накладывает определенные ограничения на подбор состава материалов, связанные, прежде всего, с химической совместимостью компонентов сплавов. При этом, как правило, используются квазиэвтектические системы [1], такие, например, как WC-Co (рис. 1).

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.

Весьма интересной с научной точки зрения является возможность обойти данное ограничение путем использования при компактировании порошковых смесей карбидов с металлами энергии взрыва. Взрывная обработка порошков позволяет одновременно достигать и давлений, достаточных для уплотнения порошков до практически беспористого состояния, и температур, достаточных для сварки структурных компонентов порошкового материала в единое целое, что исключает необходимость последующего спекания прессовки.

Отказ от операции спекания твердых сплавов позволяет использовать для их получения компоненты, являющиеся несовместимыми с точки зрения термодинамики, такие, как $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$ или SiC-Ti , т.е. использо-

вать системы, исходный состав которых принципиально отличается от равновесного.

При проведении исследований смесь исходных порошков карбидов с титаном (рис. 2) располагали на поверхности монолитной металлической подложки и нагружали путем подрыва накладного заряда ВВ через промежуточную прокладку, отделяющую продукты детонации от порошка. Используемая схема нагружения достаточно проста и, что самое важное – перспективна в плане получения покрытий на заготовках деталей. Расчет численных значений давления при взрывной обработке проводился методом (P, u)-диаграмм с использованием специально составленной компьютерной программы. Температура разогрева порошка оценивалась по приращению его внутренней энергии при ударно-волновом сжатии [3].

Металлографические исследования образцов после ударно-волновой обработки смесей порошков на основе карбида хрома с титаном показали, что в структуре полученных порошковых материалов присутствуют частицы карбидной фазы (рис. 3, а), между которыми располагаются металлическая связка и отдельные микронесплошности (поры).

Линейный профиль распределения элементов при этом указывает на отсутствие следов вторичного химического взаимодействия между компонентами исходной порошковой смеси и перераспределения элементов между фазами. Этот факт позволяет предположить, что процессы, обусловленные диффузией, взаимным растворением компонентов и образованием новых фаз, и ведущие в конечном счете к формированию промежуточных слоев той или иной толщи-

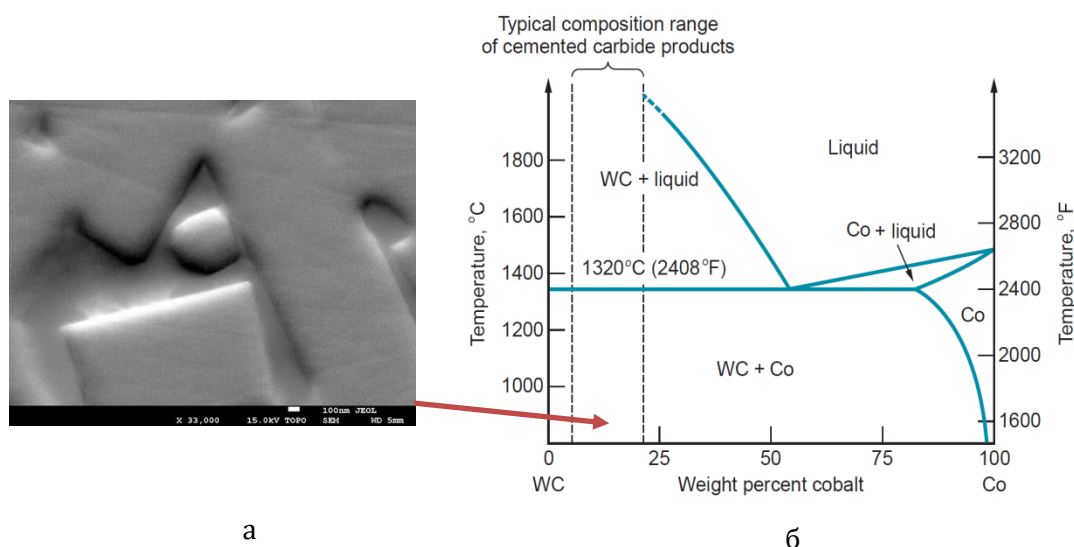


Рис. 1. Микроструктура сплава BK8 (а) и диаграмма состояния WC-Co (б) [1]

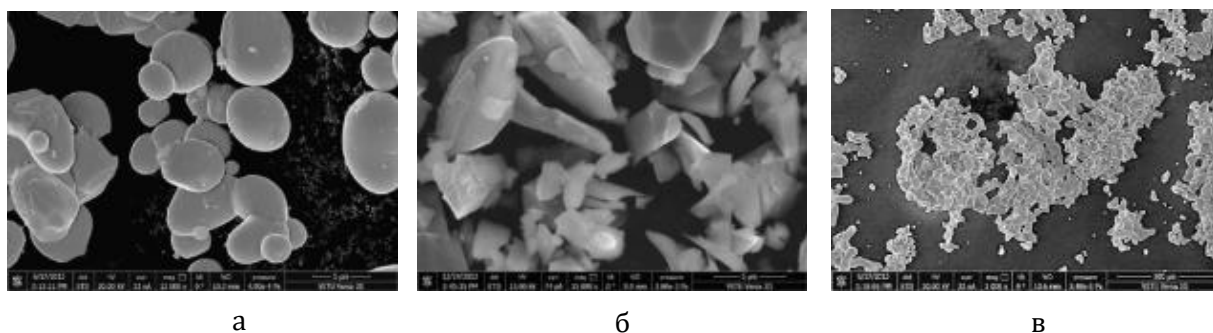


Рис. 2. Исходные порошковые материалы: а – Cr_3C_2 , б – SiC , в – Ti

ны со свойствами, отличными от свойств исходных соединяемых материалов, 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. 3, б). При этом порошковые смеси с более высоким содержанием титановой связки уплотняются существенно лучше, чем смеси с меньшим ее содержанием.

Твердость материалов с увеличением интенсивности ударно-волнового воздействия увеличивается (рис. 3, в), причем на ее плавный рост при увеличении температуры разогрева порошка в процессе обработки при 500-600 °С накладывается скачек, свидетельствующий о формировании прочного соединения между составляющими исходной порошковой смеси.

Температура 500 ... 600 °С, при которой наблюдается сварка частиц порошка друг с другом на стадии уплотнения, соответствует температуре (0,35 ... 0,4) $T_{пл}$ используемого

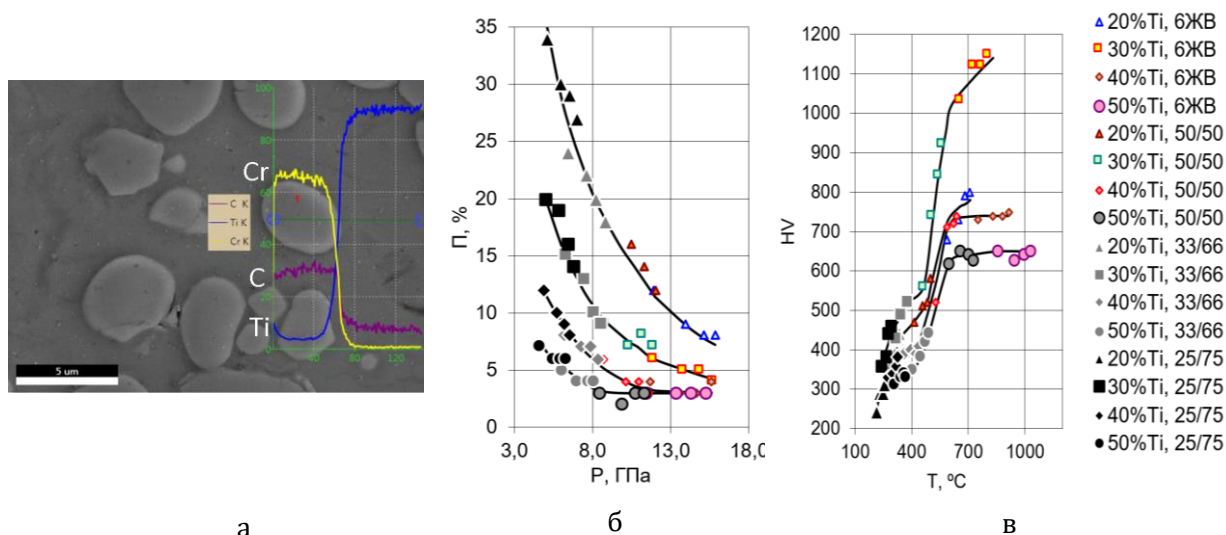


Рис. 3. Микроструктура твердого сплава системы Cr_3C_2 -Ti (а) и его свойства: б – пористость, в – твердость в зависимости от давления и температуры взрывного прессования

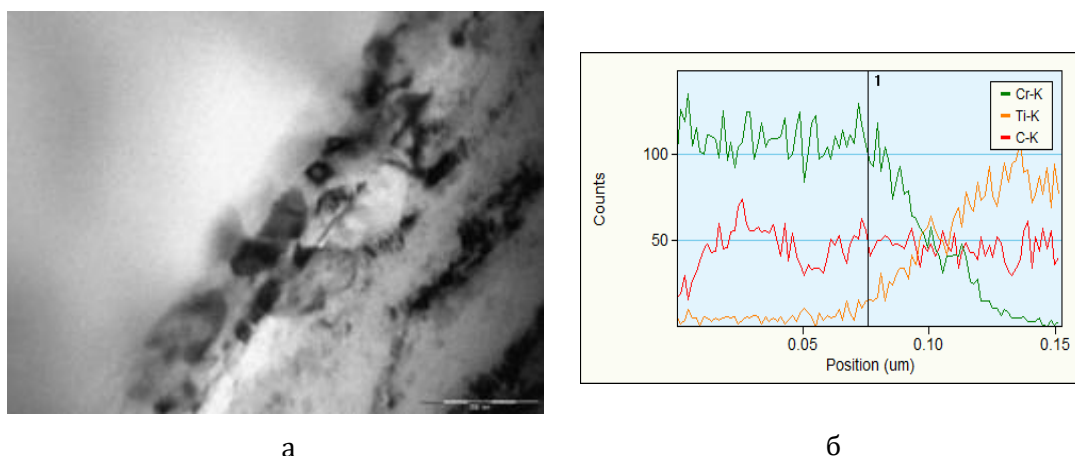


Рис. 4. Микроструктура на границе раздела фаз твердого сплава системы Cr_3C_2 -Ti (а) и распределение элементов вдоль нее (б)

карбида, что вполне согласуется с современной теорией сварки в твердой фазе керамики с металлом [2].

Было обнаружено, что граница между компонентами твердого сплава представляет собой хорошо различимую прослойку толщиной порядка 80 ... 100 нм со своим собственным строением, отличным от строения карбида хрома и используемого в качестве связки титана (рис. 4, а). По толщине прослойки хорошо различимы две зоны, отличающиеся друг от друга по электронно-оптической плотности и фрагментированности субмикроструктуры.

Характерной особенностью этой прослойки является непрерывное изменение ее химического состава от максимально возможного содержания одного металла до максимально возможного содержания другого при практически неизменном по сечению содержанию углерода (рис. 4, б).

Как показало изучение образцов твердых сплавов, подвергнутых последующему нагреву, их исходное двухфазное состояние и описанное выше строение межфазных границ сохраняются в неизменном виде вплоть до температур порядка 600 °С (рис. 5, а).

Единственным превращением, которое удается зафиксировать в данном температурном интервале, является рекристаллизация титана при 400°С (рис. 5, б) и интенсивный рост рекристаллизованного зерна до температур порядка 600°С.

С увеличением температуры нагрева сплава после взрывной обработки до 650 °С внутри межфазного граничного слоя наблюдается появление мелкодисперсных зародышей новых фаз, которые при 700°С сливаются и образуют два отдельных диффузионных слоя (рис. 5, в), которые растут в противоположных направлениях. За счет их

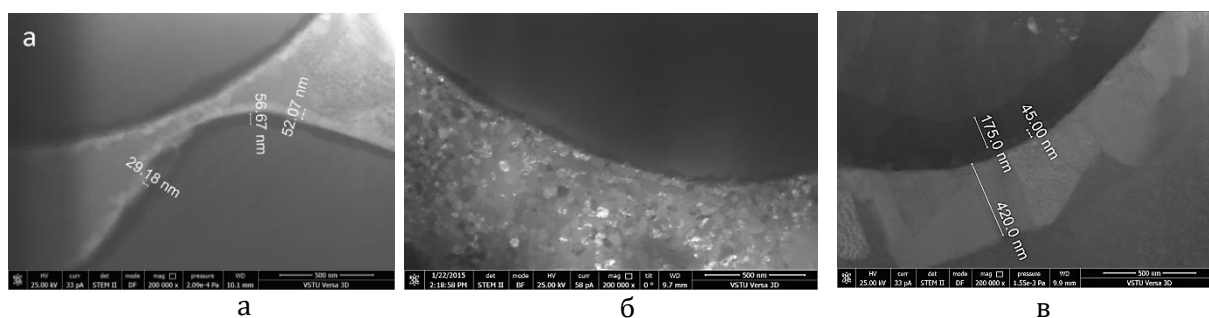


Рис. 5. Микроструктура твердого сплава системы $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$ в состоянии после взрывного прессования (а) и после нагрева до 400°С (б) и 700 °С (в)

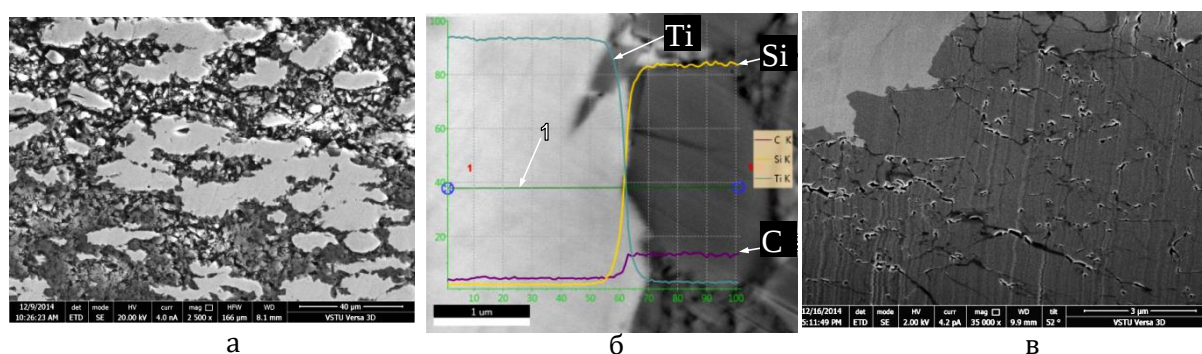


Рис. 6. Микроструктура (а), распределение элементов вдоль фаз (б) и спрессованные взрывом частицы SiC (в) металлокерамического материала системы SiC-Ti

роста при температуре 1200°C исходные фазы в сплаве полностью исчезают.

При использовании порошковых смесей SiC и Ti в структуре прессовок так же остаются хорошо различимыми исходные фазы смеси, не прореагировавшие друг с другом химически (рис. 6, а, б). При этом уплотнение порошка сопровождается измельчением частиц карбида кремния за счет его дробления (рис. 6, в).

Увеличение давления прессования ведет к уменьшению остаточной пористости прессовок (рис. 7, б). При этом лучшее уплотнение наблюдается при меньших содержаниях металлической связки, т.е. увеличение содержания в исходной порошковой смеси карбидной составляющей, имеющей высокие значения твердости, не ухудшает, а наоборот улучшает её прессуемость. Подобный эффект связан скорее всего с увеличением (при одном и том же давлении) значе-

ний температуры разогрева в ударных волнах в случае уменьшения содержания в исходной порошковой смеси титановой связки (рис. 7, а).

Анализ зависимости твердости сплавов с различным содержанием металлической связки от достигнутого при ударно-волновой обработке давления (рис. 7, в) показывает, что с ростом интенсивности нагружения и содержания карбида кремния в составе исходной порошковой смеси твердость материалов увеличивается.

При температуре 780°C, соответствующей нижней границе начала перехода SiC в пластичное состояние, на кривой зависимости твердости прессовок от температуры разогрева при взрывной обработки (рис. 7, в) имеется излом, свидетельствующий о существенной интенсификации процесса консолидации и формировании прочных границ между компонентами спрессованного мате-

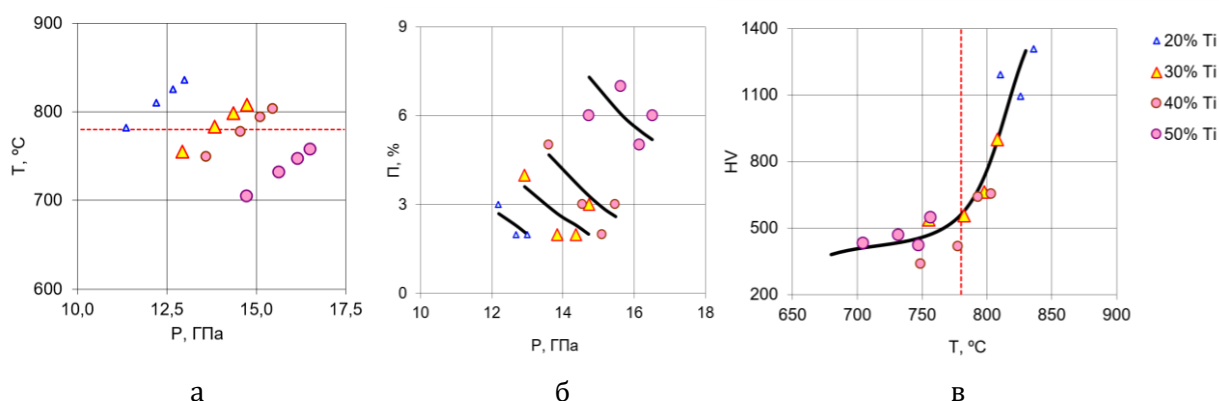


Рис. 7. Условия сжатия при взрывном прессовании (а), остаточная пористость (б) и твердость (в) металлокерамических материалов системы SiC-Ti

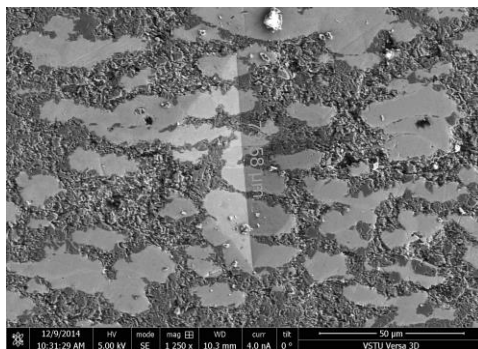


Рис. 8. Вид отпечатка пирамиды Виккерса на поверхности материалов SiC-Ti

риала, что так же, как и для материалов системы $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$, хорошо согласуется с общими представлениями сварки давлением [2].

Образование прочных межфазных поверхностей между SiC и Ti при переходе через указанную температурную границу обеспечивает высокие значения твердости (превышающие 1300HV при использовании 20 об.% титановой связки – см. рис. 7, в) и проявляется в отсутствии межчастичных разрушений в области индентирования при испытаниях на твердость (рис. 8).

Выводы

1. Использование взрывного нагружения смесей порошков тугоплавких карбидов с металлами обеспечивает возможность сохранения их фазового состава и получение консолидированных металлокерамических материалов без последующего спекания.

2. Формирование прочных поверхностей раздела между составляющими порошкового материала происходит в том случае, когда температура разогрева порошка при ударно-волновом сжатии превышает $(0,35...0,4) T_{пл}$, где $T_{пл}$ – температура плавления основного карбида сплава.

Библиографический список

1. Groover, M. P. Fundamentals of Modern Manufacturing: Materials, Processes, and Systems / M. P. Groover. – Fourth Edition. – John Wiley & Sons, Inc. – 2010. – 1012 p.
2. Красулин, Ю. Л. Микросварка давлением / Ю. Л. Красулин, Г. В. Назаров ; Под ред. Э. С. Каракозова. – Москва : Металлургия, 1976. – 160 с.
3. Прессование порошков взрывом: монография / В. И. Лысак, А. В. Крохалев, С. В. Кузьмин, В. Д. Rogozin, А. М. Каунов. – Москва, 2015. – 252 с.
4. Уплотнение смесей порошков карбида хрома и металлической связки при взрывном прессовании / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, В. В. Пай // Физика горения и взрыва. – 2019. – Т. 55. – № 4. – С. 129-137.