

УДК 621.791.76: 621.7.044.2

*А. В. Крохалёв, к-т техн. наук, В. О. Харламов, инженер,
С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, В. И. Лысак, д-р техн. наук*

ПОЛУЧЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ ИЗ СМЕСЕЙ ПОРОШКОВ КАРБИДА ХРОМА С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ СВЯЗКОЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ВЗРЫВНОГО НАГРУЖЕНИЯ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

В работе рассмотрены вопросы подбора металлической связки и режимов нагружения при получении износостойких покрытий из твердых сплавов на основе Cr_3C_2 взрывным прессованием порошков без спекания. Приведены результаты исследования микроструктуры и свойств полученных материалов.

Ключевые слова: взрывное прессование порошков, износостойкие покрытия, металлическая связка.

A. V. Krokhalev, V. O. Kharlamov, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak

RECEPTION OF WEAR-RESISTANT COVERINGS FROM MIXES OF POWDERS OF CARBIDE OF CHROME WITH A METAL SHEAF USING EXPLOSIVE LOADING

Volgograd state technical university, weld@vstu.ru

The paper considers the problems of metal binder and loading conditions selection while producing of Cr_3C_2 -based hard-alloy wear-resistant coatings by explosive compacting of powders without sintering. The investigations results of the microstructure and properties of these materials are presented.

Keywords: explosive pressing of powders, wear-resistant coverings, metal sheaf.

Технический прогресс в ряде областей техники в настоящее время зачастую сдерживается отсутствием материалов для использования в узлах трения, которые должны работать в необычных, более тяжелых условиях, таких как вакуум, повышенные или пониженные температуры, высокие скорости скольжения и удельные нагрузки, агрессивные среды, сильная радиация и т.п.

Весьма перспективным направлением научных исследований в связи с этим является разработка новых твердых сплавов триботехнического назначения и методов их нанесения в виде покрытий на металлические поверхности, в том числе таких, которые обеспечивали бы получение наноструктурного состояния материалов.

В настоящее время твердые сплавы 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, и не позволяет

принципиально повысить их эксплуатационные свойства. Применительно к нанопорошкам, спекание ведет к росту частиц порошкового материала и не позволяет сохранить наноразмерность структуры в готовом изделии.

Решение этих проблем может быть найдено 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. Кратковременность воздействия высоких давлений и температур позволяет надеяться избежать вторичного химического взаимодействия между компонентами сплавов и роста зерна в их структуре.

В связи с выше изложенным, целью проведенных исследования явилась разработка технологии взрывного прессования смесей порошков тугоплавких карбидов с металлами, обеспечивающей получение кондиционных твердых

сплавов и покрытий из них без последующего спекания. В качестве карбидной фазы сплавов использовали карбид хрома Cr_3C_2 как наиболее перспективный карбид для работы в окислительной среде при температурах 300...400°C, что соответствует условиям, реализуемым обычно при эксплуатации узлов трения насосов, использующихся в настоящее время на АЭС для перекачки перегретого дистиллята.

При проведении исследований исходную порошковую смесь располагали на поверхности монолитной металлической подложки и нагружали путем подрыва накладного заряда ВВ через промежуточную прокладку, отделяющую продукты детонации от порошка (рис.1).

Процесс прессования с использованием подобной схемы сопровождается распространением по порошковой смеси падающей ударной волны и ее отражением от поверхности монолитной подложки и промежуточной прокладки. При этом рост температуры порошкового материала происходит в основном в первой волне, движущейся по невозмущенному порошку, а максимальное давление его сжатия достигается 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, основанном на

позапном 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 находилась, исходя из найденного по значениям массовой скорости частиц порошка приращения его внутренней энергии за фронтом первой ударной волны [1, 2].

С целью изучения влияния типа металлической связки на процесс формирования твердых сплавов на основе карбида хрома при ударно-волновой обработке в работе использовались смеси порошка карбида хрома Cr_3C_2 с порошками титана, никеля и меди, в различных весовых соотношениях. При этом объемное содержание связки в порошковых смесях было одинаковым и равнялось 30%. Использование Ti, Ni и Cu в качестве связки твердого сплава на основе карбида хрома позволило ввести в рассмотрение различные факторы, связанные со свойствами металлической составляющей исходной порошковой смеси. Прежде всего, конечно, это физико-химические свойства металлов, и в частности их склонность к карбидообразованию: титан является более сильным карбидообразователем, чем хром, входящий в

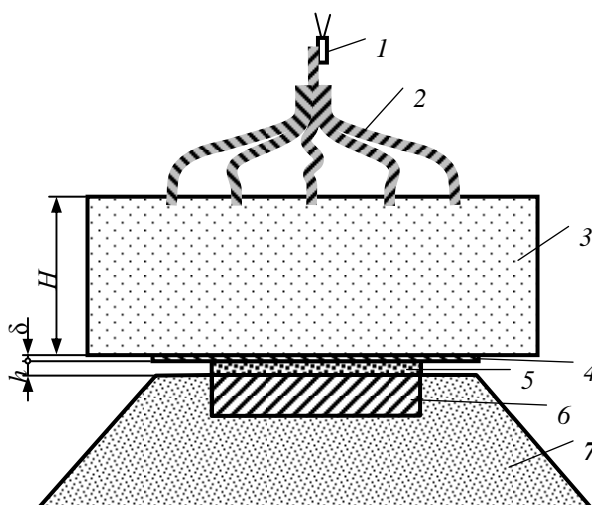


Рис. 1. Схема нагружения:

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

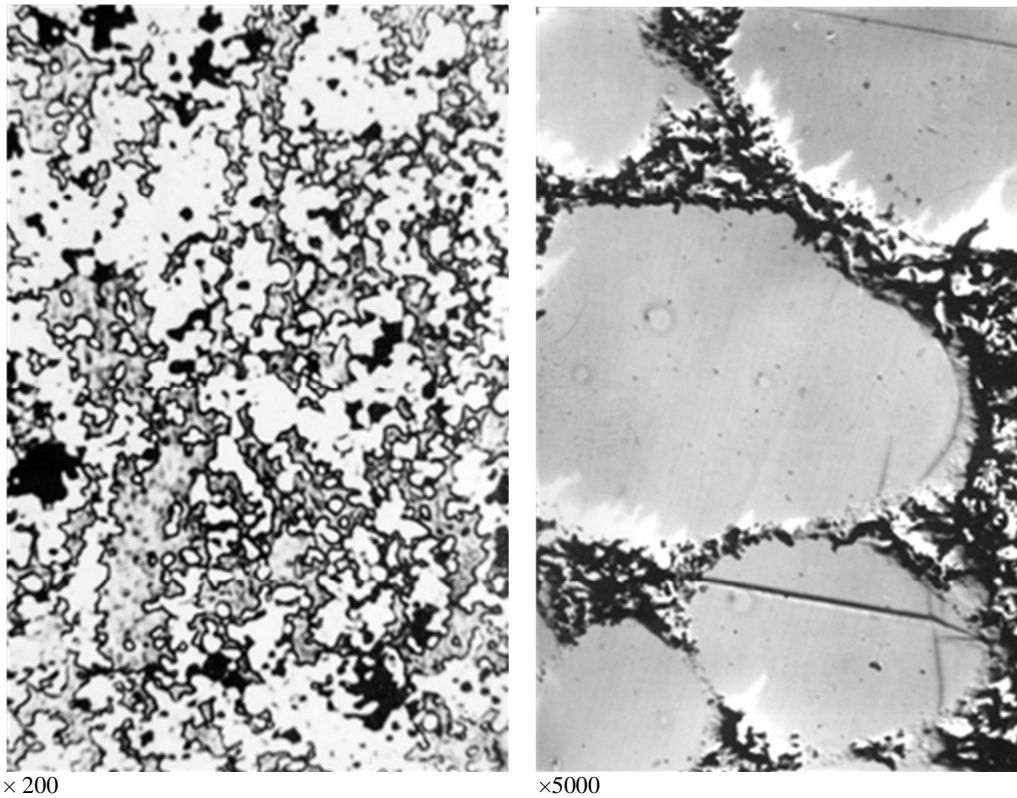


Рис. 2. Структура твердых сплавов после ударно-волновой обработки

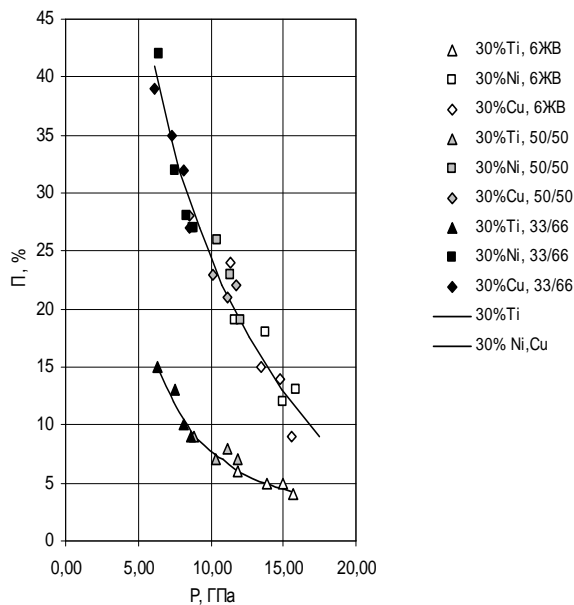


Рис. 3. Зависимость остаточной пористости твердых сплавов от максимального давления ударно-волнового сжатия

состав основного карбида твердого сплава, никель – менее сильным, а медь – вообще не карбидообразующий элемент. Кроме того, используемые металлы обладают различными физическими свойствами, и в частности разной плот-

ностью и акустической жесткостью.

Как показали металлографические исследования, в нашем случае, после ударно-волновой обработки смесей порошков карбида хрома, а металлической связки в структуре полученного порошкового материала четко просматриваются образующие непрерывный скелет частицы карбидной фазы, между которыми располагаются металлическая связка и отдельные поры (рис. 2).

Следов протекания диффузионных процессов, связанные с физико-химическим взаимодействием материала карбидных частиц и частиц металлической связки и ведущих в общем случае к росту или растворению частиц карбидной фазы, в существенном для изменения фазового состава и структуры масштабе обнаружено не было. Это подтверждает сделанное ранее предположение о том, что в значительной степени подобное взаимодействие за столь короткое время, в течение которого длится ударно-волновая обработка порошкового материала, протекать не успевают.

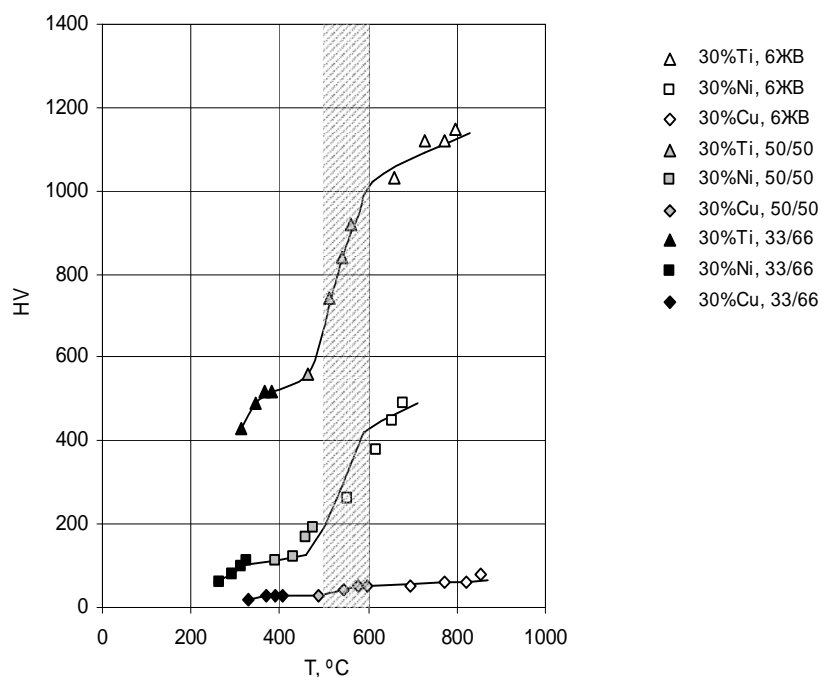


Рис. 4. Зависимость твердости сплавов от температуры разогрева при ударно-волновой обработке

Зависимость пористости твердых сплавов от максимального давления ударно-волнового сжатия приведена на рис. 3. Как видно из рисунка, с увеличением интенсивности нагружения пористость уменьшается.

Тот факт, что при одинаковых давлениях пористость твердых сплавов с титановой связкой оказывается существенно меньшей, чем пористость сплавов со связкой медной и никелевой, можно объяснить лишь тем, что разница в акустической жесткости между карбидом хрома и титаном существенно больше, чем между карбидом хрома и медью или никелем, в результате чего затекание титановой связки в промежутки между карбидными частицами происходит легче и полнее, чем пластическое течение меди и никеля вокруг карбидных частиц.

Определенный интерес представляет тот факт, что увеличение интенсивности нагружения не позволяет уплотнить материал до абсолютно беспористого состояния, что связано, по видимому, с наличием воздуха в промежутках между частицами порошка.

Зависимости твердости порошковых сплавов на основе карбида хрома с различным типом металлической связки от температуры их разогрева при взрывной обработке приведены на рис. 4. Зависимости эта носят довольно сложный характер: на монотонное возрастание твердости при достаточно сильных и достаточно слабых режимах нагружения порошковых смесей с титановой и никелевой связками при температуре 500...600 °C накладывается ее резкий подъем.

Указанный подъем может быть связан с увеличением интенсивности уплотнения порошковых смесей. Однако зависимость твердости рассматриваемых сплавов от их пористости (рис. 5) не подтверждает этого. Как видно из этого рисунка, только для случая использования медной связки экспериментальные точки ложатся на одну плавную кривую.

Для материалов же, содержащих в качестве связки никель и титан, кривую зависимости твердости от пористости можно считать состоящей из трех участков: два из них подобны кривой зависимости твердости сплавов с мед-

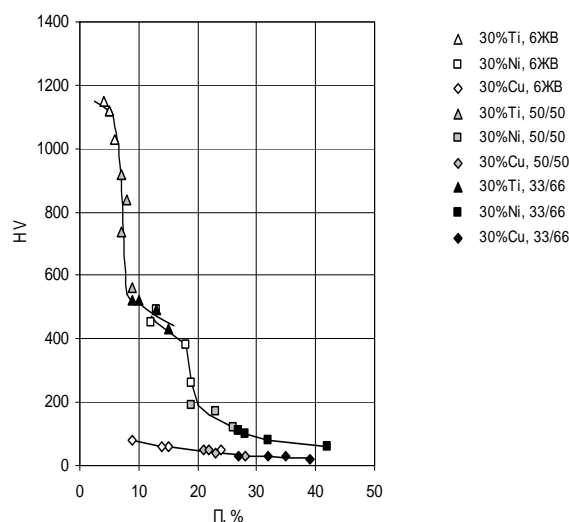


Рис. 5. Связь твердости с пористостью твердых сплавов



Рис. 6. Микроструктура зоны соединения твердых сплавов со стальным основанием после ударно-волновой обработки ($\times 100$)

ной связкой от их пористости, а третий, лежащий между ними, больше похож на резкий переход от одного из названных участков к другому.

Этот переход происходит почти при неизменной пористости, значение которой соответствует наблюдаемому при температурах разогрева порошка 500...600 °С, и свидетельствует о формировании прочного соединения между составляющими исходной порошковой смеси.

Установленные температурные границы области режимов сварки частиц порошка друг с другом на стадии уплотнения находятся в хорошем соответствии с известными положения-

ми сварки давлением, согласно которым для образования прочного соединения в твердой фазе необходимо обеспечить возможность пластической деформации обоих свариваемых компонентов, что в нашем случае может быть достигнуто лишь после разогрева карбидной составляющей смеси до $(0,35...0,4)T_{пл}$.

Следует отметить, что твердость сплавов с титановой связкой существенно превышает твердость сплавов со связкой никелевой, а тем более медной (при использовании последней, как следует из рис. 4, сварки карбидной и металлической фаз не происходит даже при благоприятных условиях температурно-силового воздействия), что может быть объяснено высокой склонностью титана к карбидообразованию и, как следствие, большей энергией его связи с карбидной фазой, обусловленной термодинамической устойчивостью межфазных границ, в состав которых в нашем случае должны входить атомы хрома, углерода и металла связки.

Использованная в исследованиях схема нагружения позволяет не только проводить прессование порошка, но и наносить порошковое покрытие на поверхность заготовок деталей плоской формы. Для этого достаточно использовать эти заготовки в качестве монолитного основания, на котором располагается исходная порошковая смесь.

Металлографические исследования подтверждают этот вывод: полученные на оптимальных режимах нагружения покрытия остаются прочно сцепленными со стальной основой и после разгрузки и после механической обработки - граница раздела покрытия с подложкой не имеет несплошностей, свидетельствующих о протекании процессов разрушения в месте соединения твердого сплава со стальной основой (рис. 6).

Полученные взрывным методом покрытия были подвергнуты испытаниям на трение и износ. Эти испытания проводились на машине трения МИ-1М по схеме "штифт - кольцо" с

Таблица 1

Антифрикционные свойства и износостойкость материалов

Свойство материала	Разработанные материалы на основе карбида хрома				Известные материалы	
	Содержание титана, %				СГП-0,5	КХН-20
	20	30	40	50		
Минимальный коэффициент преимущественно жидкостного трения	0,085	0,089	0,090	0,093	0,054	0,123
Предельная нагрузка устойчивого преимущественно жидкостного трения, МПа	1,8	3,3	2,4	1,9	1,4	2,6
Коэффициент трения при граничной смазке	0,112	0,100	0,122	0,129	0,076	0,152
Предельная нагрузка схватывания, МПа	4,6	11,5	7,3	6,9	3,5	5,2
Коэффициент трения в режиме схватывания	0,124	0,110	0,131	0,140	0,080	0,154
Износ штифта, мм ³	1,0	0,2	0,7	0,6	0,9	0,7
Износ кольца из силицированного графита, мг	29	1	8	10	34	18
Объемный износ кольца, мм ³	12,1	0,4	3,3	0,2	14,2	7,5
Суммарный износ пары трения, мм³.	13,1	0,6	4,0	0,8	15,1	8,2

врезанием по специально разработанной методике.

В качестве материала контртела использовали силицированный графит СГП-0,5. В качестве смазывающей жидкости – дистиллированную воду. Для сравнения в тех же условиях был испытан известный сплав карбида хрома с никелем КХН-20, полученный по традиционной технологии, и пара трения «силицированный графит по силицированному графиту». Результаты испытаний приведены в таблице 1

Как видно из приведенных в таблице данных, коэффициенты трения материалов на основе карбида хрома с титановой связкой при любых режимах трения несколько превышают коэффициент трения силицированного графита по силицированному графиту, но оказываются ниже, чем коэффициенты трения известного карбидохромового материала КХН-20 по силицированному графиту.

Предельная нагрузка преимущественно жидкостного трения для сплавов карбида хрома

с 30 % титана выше, чем у пары трения "СГП-0,5 по СГП-0,5", а также пары трения "КХН-20 по СГП-0,5", что должно улучшать реакцию узла трения на возможные временные ужесточения условий работы. Суммарный износ элементов пары трения за цикл испытаний при использовании разработанного материала – на порядок меньше.

Библиографический список

1. Компьютерное моделирование взрывного компактирования нанопорошков при получении наноструктурных материалов и покрытий / А. В. Крохалев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, В. О. Харламов // Перспективные технологии, оборудование и аналитические системы для материаловедения и наноматериалов (3-4 июня 2009 г.): тр. VII междунар. Рос.-Казахстан.-Японской науч. конф. / Мин-во образования и науки Рос. Федерации [и др.]. - М., 2009. - С. 425-432.
2. Компьютерное моделирование условий сжатия при получении материалов с субмикроструктурной и наноструктурной с использованием обработки взрывом / В. О. Харламов, А. В. Крохалев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов. DFMN²⁰⁰⁹ : сб. матер. третьей междунар. конф., г. Москва, 12-15 окт. 2009 г. В 2 т. Т. 1 / Ин-т металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова [и др.]. - М., 2009. - С. 247-248.