

Таким образом, при действии динамических давлений на окислы титана, циркония и гафния проявляют себя все три основных фактора динамического сжатия: большие градиенты давления, высокие динамические давления и высокие остаточные температуры. Большие градиенты давления при сравнительно низких амплитудах ударных волн приводят к существенному повышению дефектности кристаллической решетки окислов, что отражается на уменьшении пикнометрической плотности и увеличении диффузности диффракционных линий. Высокие динамические давления в случае двуокиси титана вызывают частичный переход анатаза в фазу высокого давления. Высокие остаточные температуры обуславливают переход анатаза в рутил, а при больших амплитудах ударных волн — отжиг фазы высокого давления и дефектности, создаваемой фронтом ударной волны. В связи с этим следует отметить, что динамическое сжатие рутила зарядом ВВ с $D=6,60$ км/сек в цилиндрических ампулах сохранения не приводит к образованию фазы высокого давления, в отличие от данных [4, 5], где динамическое сжатие осуществлялось в плоских ампулах, характеризующихся значительно меньшими пластическими течениями вещества и, следовательно, меньшими остаточными температурами.

Поступила в редакцию
4/III 1970

ЛИТЕРАТУРА

1. Г. Реми. Курс неорганической химии. М., «Мир», 1966, стр. 59.
2. F. W. Vahldiek Electron Microscopy, 1966, 1, 443.
3. Н. А. Бенделиани, С. В. Попова, Л. Ф. Верещагин. Геохимия, 1966, 5, 499.
4. G. Robert. Science, 1967, 3768, 1401.
5. R. K. Linde, P. S. DeCarli, J. Chem. Phys. 1969, 50, 319.
6. O. Ruff, F. Ebert, Z. Anorg. Allgem. Chem., 1929, 180, 19.
7. T. D. McCullough, K. N. Trueblood. Acta Crystallogr., 1959, 12, 7.
8. C. T. Lynch, F. W. Vahldiek, L. B. Robinson, J. Am. Ceram. Soc., 1961, 44, 147.
9. C. E. Curtis, L. M. Doney, I. R. Johnson, J. Am. Ceram. Soc., 1954, 37, 458.
10. А. Г. Богданов, В. С. Руденко, Л. П. Макаров. Докл. АН СССР, 1965, 160, 1065.
11. G. L. Kulcinski. J. Am. Ceram. Soc. 1968, 51, 582.
12. Н. А. Бенделиани, С. В. Попова, Л. Ф. Верещагин. Геохимия, 1967, 6, 677.
13. Г. А. Ададунов, О. Н. Бреусов и др. ФГВ, 1966, 2, 4, 130.
14. Г. А. Ададунов, А. Н. Дремин и др. ФГВ, 1967, 3, 2, 281.

УДК 621.789+669.018.25

ВЗРЫВНОЕ УПРОЧНЕНИЕ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОГО ТВЕРДОГО СПЛАВА

Э. Ш. Чазелишвили
(Новосибирск)

Структурные изменения в металлах и сплавах, связанных с протеканием пластической деформации при ударном нагружении, приводят в ряде случаев к заметному упрочнению, что уже нашло применение в про-

мышленности. Наибольшее внедрение получило взрывное упрочнение высокомарганцовистой стали Г13 (стали Гадфильда). Из других металлов и сплавов наибольший практический интерес может представлять упрочнение взрывом малоуглеродистых сталей, латуней, бронз, титановых сплавов [1].

Взрывное обжигание порошков $W+C$, $WC+Co$ проводилось в работах [2, 3]. При исследовании полученного материала было обнаружено разложение соединения WC на W_2C . Микротвердость полученного двойного карбида достигала 3500 кг/мм^2 , а микротвердость полученного сплава с кобальтом до 2000 кг/мм^2 .

Объектом исследования настоящей работы является металллокерамический твердый сплав $WC-Co$ с 15%-ным содержанием кобальта, отличающийся высокой твердостью, прочностью с сохранением ее и при нагревании до высоких ($\approx 1000^\circ K$) температур.

Одним из способов повышения прочности сплавов карбида вольфрама является получение крупнозернистых сплавов на основе вольфрама путем высокотемпературного водородного восстановления (при $t=1200^\circ$). Другим способом увеличения прочности является получение твердых сплавов с высоким содержанием кобальта и с малым размером зерна карбида вольфрама.

Третий способ повышения прочности и износостойкости сплавов заключается в том, что при применении интенсивного размола смесей можно получить мелкозернистые сплавы с высокой износостойкостью без снижения их статической прочности [4]. Кроме этих способов, в [5] описаны результаты по определению воздействия высоких давлений (статика) и температур ($2400^\circ K$) на свойства монокарбида вольфрама WC . Из этой работы видно, что всестороннее сжатие и нагрев приводят к резкому увеличению микротвердости WC (с 1800 до 3200 кг/мм^2). Монокарбид вольфрама WC , полученный обычным спеканием всестороннего сжатия, является хрупким соединением, кристаллизующимся в гексагональной системе, и обладает металлической проводимостью, микротвердость которого не превышает 2000 кг/мм^2 .

Целью данной работы является увеличение с помощью взрывного нагружения твердости и соответственно прочности металллокерамического твердого сплава.

Структура твердого сплава состоит из весьма твердых и хрупких зерен карбида вольфрама, окруженных сплошной матрицей из более мягкого и пластического кобальта, в котором растворено небольшое количество карбида вольфрама [6]. Ввиду того, что содержание кобальта по сравнению с содержанием карбида вольфрама мало, кобальтовая фаза видна под микроскопом в виде тонких прослоек. Практически не исключается и частичный контакт непосредственно между карбидными зернами, особенно в сплавах с малым содержанием кобальта. Чем тоньше кобальтовая прослойка и меньше размер зерен WC , тем сильнее степень ее блокирования со стороны жестких зерен карбида вольфрама, следовательно, тем больше должна становиться ее прочность и тем меньше ее пластичность [6]. В двухфазных структурах, из которых одна составляющая — непрерывная мягкая фаза, а другая — твердая, сопротивление пластической деформации линейно уменьшается с увеличением логарифма среднего расстояния между твердыми частицами [7].

При исследовании шлифов металллокерамических твердых сплавов под оптическим микроскопом определялись до и после взрывного нагружения степень пористости, наличие свободного углерода (графита, если он имеется), толщина слоя кобальтовой прослойки, величина и изменение зерен карбида вольфрама и т. д.

Нетравленный шлиф исследовался при увеличении $\times 100$, при этом определялась степень пористости сплава и содержание структурного свободного углерода. Дальнейшее исследование шлифов после травления проводилось при увеличении в 1350—1500 раз с применением имерсионных объектов с собственным увеличением $\times 100$.

В экспериментах использовались различные схемы упрочнения: плоская и косая ударная волна от взрыва различных ВВ. После прохождения волн исследовались изменения микроструктуры при увеличении $\times 100$, $\times 1350$, $\times 1500$ и измерялась микротвердость.

Увеличение микротвердости сплава и карбида вольфрама являлось основной характеристикой упрочнения. Для экспериментов использовались насыпной гексоген и сплав ТГ 50/50. Параметры ВВ: ТГ 50/50 — $\rho_0 = 1,6 \text{ г/см}^3$, $D = 7,6 \text{ км/сек}$, $p_{\phi} = 230 \text{ кбар}$; гексоген — $\rho_0 = 1,0 \text{ г/см}^3$, $D = 6,2 \text{ км/сек}$, $p_{\phi} = 105 \text{ кбар}$ [8].

В экспериментах использовались образцы из металлокерамического твердого сплава WC—Co размером $5 \times 7 \times 35 \text{ мм}$.

На упрочняемой поверхности подрывались заряды ТГ 50/50 с генератором плоской ударной волны и диаметром рабочей поверхности 40 мм, высотой 10 мм. Схема эксперимента приведена на рис. 1. Принимались специальные меры против разрушения образцов в волнах разгрузки. Для сравнения предварительно снимались характеристики пористости кобальтовой фазы, фазы карбида вольфрама после соответствующего травления и микротвердость как сплава целиком, так и зерна карбида вольфрама.

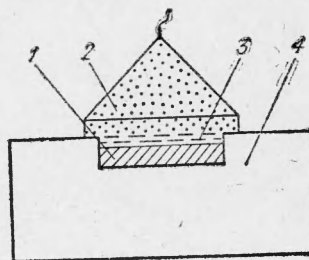


Рис. 1. Схема эксперимента. 1 — упрочняемый образец; 2 — ТГ 50,50 генератор плоской ударной волны; 3 — инертный слой; 4 — стальная матрица.

При нагружении ТГ 50/50 микротвердость увеличивается как на поверхности нагружения, так и по глубине образца. Глубина упрочнения сплава оказалась сквозная. При измерении микротвердость исходного сплава равнялась 1200—1365 HV, исходного карбида вольфрама 1824—1994 HV, что хорошо согласуется с литературными данными. После взрывного упрочнения микротвердость сплава, с 15%-ным содержанием кобальта на основе карбида вольфрама, достигала 2173—2311 кг/мм², а карбида вольфрама 2954—3200 кг/мм².

Металлографическое исследование структуры сплава (рис. 2) обнаруживает изменение структуры кобальтовой фазы и некоторое дробление зерен карбида вольфрама.

Получить косые ударные волны значительно проще и удобнее, чем плоские, поэтому изучение упрочнения в этих волнах, помимо теоретического, представляет существенный практический интерес. В экспериментах использовались те же образцы. Из ВВ использовался насыпной гексоген. Площадь слоя ВВ существенно превышала размеры нагружаемой поверхности образцов, толщина слоя гексогена не превышала 12 мм (рис. 3). Нагружение гексогеном привело к увеличению микротвердости по всему сечению образца толщиной 5 мм. По всей поверхности и по глубине зоны упрочнения наблюдаются изменения структуры кобальтовой фазы (рис. 4) и дробление зерен карбида вольфрама.

Эти структурные изменения аналогичны изменениям, появляющимся при упрочнении плоскими волнами. При сравнении пористости металлокерамического твердого сплава до и после взрыва было установлено, что после взрывного нагружения пористый сплав становится почти сплошным.

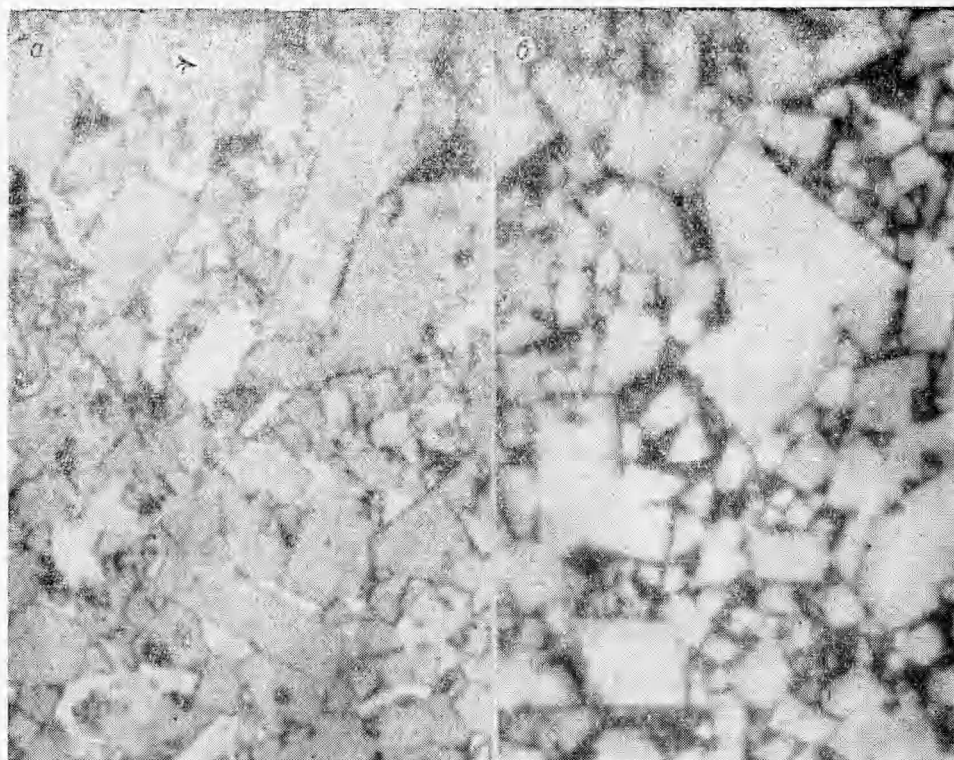


Рис. 2. Карбидная фаза до взрывного нагружения (а); карбидная фаза после взрывного нагружения (б).

Измерения плотности до и после взрыва показали уплотнение сплава. Если у исходного сплава плотность была $\rho_0 = 13,6 \text{ г/см}^3$, то после обжатия она возросла до $14,5 \text{ г/см}^3$. Уплотнение зернистого тела происходит в результате перемещения и деформации частиц.

В пористом веществе отдельные частицы сплошного вещества плотности ρ_0 разделены пустотами так, что его средняя плотность $\rho = \rho_0 / m$, где m — степень пористости. При большой исходной пористости частицы обладают большой свободой перемещения, в результате чего может быть создана более плотная структура.

При динамическом сжатии пористых веществ резко нарастает температура и состояние вещества за ударным фронтом быстро переходит в область высокотемпературных эффектов.

Рентгеноструктурные исследования металлокерамического упроч-

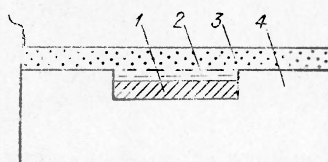


Рис. 3. Схема эксперимента при кривой ударной волне.

1 — упрочняемый образец; 2 — инертный слой; 3 — ВВ (гексоген); 4 — стальная матрица.

ненного сплава $\text{WC} - \text{Co}$ показали фазовый переход кобальта. Сравнивая рентгенограммы до и после взрыва, можно убедиться в следующем: до взрыва у кобальта существует гексогональная модификация с плотной упаковкой атомов (α). После взрывного нагружения у кобальта появляется кубическая границентрированная (β) модификация. Фазовые превращения были обнаружены как при нагружении плоской ударной волной, так и для кривой ударной волны.

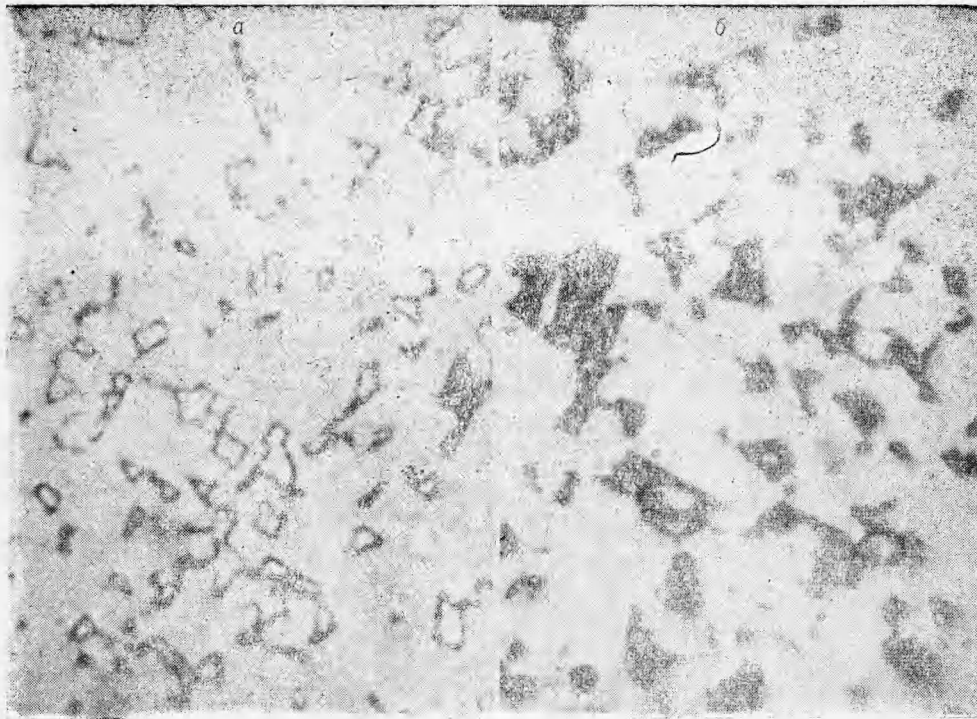


Рис. 4. Кобальтовая фаза до взрывного нагружения (а) и после взрывного нагружения (б).

Исследование образцов сплава WC—Co методом количественного гранулометрического анализа обнаружило изменение в величине зерна фазы WC. По предварительным измерениям, до взрывного нагружения средний размер зерна составлял 10,7 μ , максимальный — 12,9 μ и минимальный — 7,1 μ , а после взрывного нагружения средний размер зерна составлял 6,7 μ , максимальный — 8,2 μ и минимальный — 5,9 μ .

Как известно из литературных данных, твердость и прочность металлокерамического твердого сплава WC—Co зависит от величины зерна карбида вольфрама. Из результатов проведенной работы можно заключить, что одной из причин увеличения твердости металлокерамического твердого сплава является уменьшение размера зерна карбида вольфрама.

Таким образом, проведенные исследования показали, что взрывным упрочнением возможно достижение в основной массе материала прочности, плотности, твердости и других свойств, существенно превосходящих свойства промышленного твердого сплава в состоянии обычной технологии.

Поступила в редакцию
30/VII 1970

ЛИТЕРАТУРА

1. Т. М. Соболенко. Канд. дисс. Новосибирск, 1966.
2. А. Д. Аникина, Г. В. Бердичевский и др. Тез. докл. на 8-й сессии Ученого Совета по народнохозяйственному использованию взрыва Днепропетровск, 1969.

3. A. Deribas, N. Dobretsov a. o. Shock wave compression of some inorganic compositions Symposium High Dynamic Pressure. Paris, 1967.
4. Сб. «Твердые сплавы». Ч. II. Металлургиздат, 1960.
5. Л. Х. Пивоваров, С. Н. Янкишин, А. А. Семерчан и М. А. Баскин. Физика металлов и металловедения, 1964, 17, 4.
6. Г. С. Креймер, А. И. Баранов, Н. А. Алексеева. Сб. «Твердые сплавы». Ч. II. Металлургиздат, 1960.
7. П. О. Пашков. ЖТФ, 1954, 24, 433.
8. А. А. Дерибас. Докт. дисс. Новосибирск, 1968.

УДК 532.593

О ТЕЧЕНИЯХ, ВОЗНИКАЮЩИХ ПРИ ПАДЕНИИ УДАРНОЙ ВОЛНЫ НА КЛИНОВИДНУЮ ПОЛОСТЬ

В. А. Симонов

(Новосибирск)

Явление кумуляции, т. е. образование металлических струй при обжатии конических облицовок, было впервые исследовано в работе [1].

В работе [2, 3] изложены основные положения гидродинамической теории кумуляции. В этих исследованиях материал обжимаемой оболочки рассматривался как идеальная жидкость, поскольку давления, получаемые при обжатии зарядов ВВ, на несколько порядков превышают прочностные характеристики материала оболочки, а высокие скорости движения позволили авторам гидродинамической теории высказать гипотезу о преобладании инерциальных членов над прочностными в уравнениях движения. Гидродинамическая теория кумуляции позволила получить расчетные формулы для длины струи и глубины пробивания, с большой точностью совпадающие с экспериментальными данными.

В дальнейших исследованиях явления кумуляции было обнаружено, что при некоторых режимах схлопывания конической оболочки, кумулятивная струя неустойчива.

В работах [1—3] исследования образования и действия кумулятивной струи проводилось для осесимметричного случая (схлопывание конусов) и обычно было связано с использованием рентгеновской импульсной методики.

В [4] эксперименты проводились на плоских образцах и использовалась оптическая методика исследования явления. Устойчивость струйного течения связывалась в этой работе с до- и сверхзвуковым характером соударения металлических пластин.

В работе [5] теоретически была рассмотрена в звуковом приближении задача о падении плоской ударной волны на клиновидную полость в металле. В настоящей работе исследуется устойчивость плоской кумулятивной струи для этого случая. В частности, показано, что наряду со струеобразованием при схлопывании такой полости наблюдается режим волнообразования, аналогично волнообразованию при сварке взрывом [6].

Исследованное явление представляет теоретический интерес, а также может быть использовано для некоторых практических приложений, например, для резки, сварки металлов [7].

Методика экспериментов. Для экспериментального исследования процессов, происходящих при выходе ударной волны на вершинное ребро клиновидной полости, использовалось устройство, изображенное на