

ЛИТЕРАТУРА

1. В. М. Хайлов. Химическая релаксация в соплах реактивных двигателей. М., «Машиностроение», 1975.
2. Неравновесные физико-химические процессы в аэродинамике. Под ред. Г. И. Майкапара. М., «Машиностроение», 1972.
3. В. С. Белянин, Н. И. Горбунова, Э. Э. Шпильрайн. Изв. АН СССР. Механика жидкости и газа, 1973, 1.
4. В. С. Белянин, Н. И. Горбунова, Э. Э. Шпильрайн. Изв. АН СССР. Механика жидкости и газа, 1973, 4.
5. S. S. Penner. Introduction to the Study of Chemical Reactions in Flow Systems. Chapt. 3. London, Butterworths, 1955.
6. Процессы горения. Под ред. Б. Льюиса, Р. Пиза, Х. Тэйлора. М., Физматгиз, 1961.
7. J. G. Logan. Preprint 728, Inst. Aero Sci., 1957.
8. Ф. А. Вильямс. Теория горения. М., «Наука», 1971.
9. В. С. Белянин. Изв. АН БССР, серия физико-энергетических наук, 1977, 2.
10. D. Altman, S. Penner. J. Chem. Phys., 1949, 17, 1.
11. М. А. Ельšевич, С. И. Анисимов. Докл. АН БССР, 1961, 5, 8.

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО НАГРЕВА НА УПРОЧНЕНИЕ ТВЕРДОГО СПЛАВА ВЗРЫВОМ

*Э. О. Миндели, З. И. Мгеладзе, Г. П. Личели,
А. Б. Пейкришвили, Э. Ш. Чагелишвили*

(Тбилиси)

Известен ряд методов упрочнения твердых сплавов. Один из них заключается в получении крупнозернистых композиций на основе вольфрама путем высокотемпературного водородного восстановления, другой — в изготовлении твердых сплавов с высоким содержанием кобальта и с малым размером зерна карбида вольфрама [1]. Третий способ повышения прочности и износостойкости сплавов заключается в применении интенсивного размола смесей, что позволяет получать мелкозернистые сплавы с высокой износостойкостью без снижения их статической прочности [2].

В работе [3] описаны результаты исследования влияния высоких давлений на свойства изделий при гидростатической обработке заготовок из порошков твердых сплавов; при производственном решении спекания гидростатическая обработка заготовок не повлияла заметно на плотность сплава, предел прочности при изгибе, микротвердость, размер зерна.

Описанные методы упрочнения несущественно улучшают механические свойства твердых сплавов. По-видимому, это связано с тем, что не создаются условия для пластической деформации твердого сплава. В частности, пластическая деформация карбида вольфрама вызывает изменение его прочностных свойств [4, 5]. Отрицательная сторона метода, описанного в [4, 5], состоит в том, что с увеличением микротвердости растет хрупкость твердого сплава, вследствие этого в упрочненных образцах происходит интенсивное трещинообразование. Далее, при обработке упрочняются и карбид вольфрама, и цементирующий слой. Упрочнение цементирующего слоя приводит к увеличению хрупкости, уменьшению ударной вязкости и прочности на изгиб. Полученные таким образом изделия для практического использования не пригодны.



Рис. 1. Микроструктура исходного твердого сплава, $\times 1600$.

Анализ литературы и существующего опыта приводит к выводу, что упрочнять твердый сплав взрывом следует в горячем состоянии. В работе проанализированы структурные изменения, наблюдаемые в твердом сплаве после взрывного нагружения в горячем состоянии, и получены сведения об особенностях протекания в нем пластической деформации.

На специальной установке подвергались упрочнению сплавы WC — Co, микроструктура которых приведена на рис. 1. Исследована возможность увеличения прочности конкретных изделий из твердых сплавов, в частности пластинок, используемых для армирования буровых коронок и резцов проходческого комбайна. Шлифы готовились по поперечному сечению образца. Для выравнивания поверхности образцы обрабатывались на шлифовальных кругах искусственного алмаза с крупной зернистостью, затем шлифовались до исчезновения рисок и царапин алмазной пастой с размерами зерен 1—2 мкм, нанесенной на мягкую бумагу.

Микроструктура сплавов до и после взрывного нагружения исследовалась на оптическом микроскопе «Neophot-2» при увеличении 1600—2000 с применением иммерсионных объективов с собственным увеличением 100. Для выявления кобальтовой фазы шлифы WC — Co подвергались кратковременному травлению (в течение 2—4 с) в слабом щелочном растворе красной кровяной соли с 20% раствора перекиси водорода. Для выявления фазы WC применялась свежеприготовленная смесь равных объемов 20%-ных водных растворов железосинеродистого калия и едкого натра. Травители подогревались до 40—60°C. Величина зерен карбида вольфрама определялась методом количественного гранулометрического анализа. Микротвердость исходных образцов измерялась на приборе «Еritур» при нагрузке 100 г и составляла 1200—1400 кг/мм². Среднеквадратичное отклонение не превышало ± 100 кг/мм².

В экспериментах использовались схемы нагружения плоской ударной волной от контактного заряда ВВ при ударе пластинки. В отдельных случаях применялась схема нагружения цилиндрическими зарядами, инициируемыми с одного из торцов. Характеристики ВВ приведены в

Т а б л и ц а 1

Взрывчатое вещество	ρ_0 , г/см ³	δ_0 , мм	D , км/с	p , кбар	k
Аммонит 6ЖВ	1,0	60÷80	4,60	70	2,24
Гексоген	1,1	60÷80	6,18	105	2,52

П р и м е ч а н и е. Контактный взрыв: D — скорость детонации, p — давление, k — показатель политропы; δ_0 — высота слоя ВВ, ρ — плотность ВВ.

табл. 1. Скорость детонации определялась с помощью частотомера ЧЗ-35. Схема нагружения сплава плоской ударной волной при контактном взрыве приведена на рис. 2. Образец из твердого сплава 5 размещался в отверстии, просверленном в матрице 4 (1—ВВ, 2 — инертный слой и 3 — стальная пластинка, служащая экраном). В схеме метания пластинки расстояние между пластинкой (60×2 мм) и стальной матрицей равнялось 60 мм.

Предварительные эксперименты показали, что при взрывном нагружении исследуемый образец упрочняется, и в нем отсутствуют трещины только в случае, если температура предварительного нагрева превышала 800—850°C. При этой температуре твердый сплав находился как бы в переходном состоянии из хрупкого в пластическое. Поэтому в поисках оптимального режима упрочнения проведено исследование в области температур 800—1100°C с интервалом 50°C. Вариация схем нагружения позволяла изменить давление на фронте ударной волны в материале до 300 кбар. В табл. 2 приведены результаты замеров микротвердости упрочненных образцов сплава ВК-8-В.

При упрочнении скользящей ударной волной в осесимметричном случае применялся аммонит 6ЖВ, начальная температура сплава равнялась 800—850°C. Микротвердость упрочненных образцов достигала 1800—2000 кг/мм². Металлографическое исследование структуры сплава ВК-8-В (рис. 3) обнаружило изменение в карбидной фазе, связанной с пластической деформацией зерен карбида вольфрама, которая протекает путем скольжения и двойникования. Установлено также уменьшение размера зерен карбида вольфрама (табл. 3). Во всех экспериментах средний размер зерен карбида вольфрама упрочненных образцов явно меньше, чем на исходном образце ($\mu=3,197$ мкм), причем разница существенно превышает среднеквадратичное отклонение (0,06 мкм). Полученные структуры однородны, что обеспечивает повышение механических свойств. По-видимому, гомогенизация структуры вносит свой вклад в улучшение механических свойств упрочненного сплава.

Т а б л и ц а 2

Взрывчатое вещество	ρ_0 , г/см ³	δ_0 , мм	$v_{пл}^*$, км/с	Микротвердость сплава (кг/мм ²) при температурах T , °C					
				850	900	950	1000	1050	1100
Гексоген	1,1	60	Контактный взрыв	1750	1600	1700	1850	1700	—
Аммонит	1,0	80	0,4	2200	2000	1850	1800	—	1750
Гексоген	1,1	80	0,7	1800	1950	1900	2100	—	2200

* $v_{пл}$ — скорость метания пластинки.

Изменения в структуре сплава ВК-8-В определялись методом рентгеноструктурного анализа. Фазовый анализ проводился на рентгеновском аппарате «УРС-60». В рассматриваемых режимах нагружение твердых сплавов не изменяет фазового состава. На рентгеновском аппарате «Марс-1» с острофокусной трубкой в сочетании с платиновой диафрагмой размером 25 мкм качественно исследованы угловые характеристики внутризеренной структуры. Применение диафрагмы позволило облучать области размером до 500 мкм, дающие вклад в когерентное рассеяние.

На рис. 4, а, б показаны рентгенограммы исходного и упрочненного образцов. Сравнение рентгенограмм показало, что после прохождения ударной волны количество точечных рефлексов на рентгенограмме возрастает и они приобретают азимутальное развитие (растет количество блоков, дающих вклад в когерентное рассеяние и увеличивается разориентировка внутри них, что говорит об увеличении искаженности решетки).

Известно, что макронапряжения уравниваются в макроскопических объемах, часто в объеме всего образца или детали. При наличии этих напряжений удаление части детали нарушает равновесие между остальными ее частями, и деталь деформируется. Именно напряжения первого рода вызывают коробление и растрескивание деталей при их обработке и эксплуатации. Эти напряжения частично обуславливают анизотропию механических и магнитных свойств материалов. Измерение макронапряжений проводилось на рентгеновском аппарате «УРС-60» методом обратной съемки в камере «КРОС». Перед съемкой образцы глубоко травились. Сравнивая исходные и упрочненные образцы, можно убедиться, что в упрочненных образцах напряжения отсутствуют. По-видимому, предварительный нагрев в сочетании с последующим медленным охлаждением их снимает.

Величины микронапряжений и размеров блоков измерялись на рентгеновском аппарате «ДРОН-1». Перед съемкой образцы тщательно шлифовались на алмазном круге с помощью паст разных номеров и полировались алмазной пастой. Обычно в процессе такой обработки поверхность образцов сильно искажается. Образец подвергался глубокому электрическому травлению в 3%-ном водном растворе аммиака, чтобы исключить влияние искажения на измерения.

После травления снимались кривые радиального распределения интенсивности линий (100) и (200) в FeK_α -излучении со скоростью вращения счетчика 1/2 и 1/4 град/мин. Затем по методу аппроксимации [6, 7] определялись значения физического уширения и характеристики

тонкой структуры. Зависимость физического уширения линии (200) от режима представлена в табл. 4. Наибольшее уширение рентгеновских линий, характеризующее степень искаженности решетки различными дефектами, получено при контактном нагружении, а минимальное — при метании пластики со скоростью 0,4 км/с. Значения величин микронапряжений и размеров блоков приведены в табл. 4, данные которой показывают, что после прохождения ударной волны происходит явное измельчение блоков, дающих когерентное рассеяние, микронапряжения изменяются незначительно. Отметим, что при контакт-

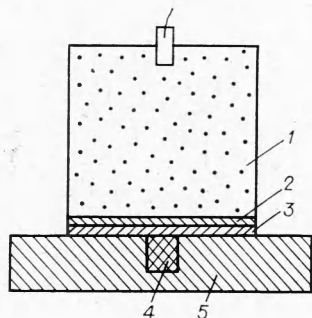


Рис. 2. Схема эксперимента.

Таблица 3

Температура образца, °C	v пл, км/с	Средний раз- мер зерна после взры- ва, мкм
800—1070	Контакт- ный взрыв	2,50
850—1100	0,7	2,36
850—1100	0,4	2,50

Т а б л и ц а 4

$T, ^\circ\text{C}$	$v_{\text{пл}}, \text{ км/с}$	Физическое уширение ли- нии (200) β , град	Размер блока $D_{\text{HKL}}, \text{ мкм}$	Микронапря- жения $\frac{\Delta a}{a} \cdot 10^4$
800 ÷ 1070	Контактный взрыв (гексогеном)	0,34	0,10	4,3
800 ÷ 1100	0,7 (гексоген)	0,26	0,16	3,1
00 ÷ 1100	0,4 (аммонит)	0,15	0,30	3,1

П р и м е ч а н и е. В исходном образце при $T=20^\circ$ $D_{\text{HKL}}=0,6 \text{ мкм}$,
 $\Delta a/a=2,1 \cdot 10^{-4}$.

ном взрыве происходит максимальное дробление блоков, несколько меньший эффект получен при метании пластинки со скоростью 0,7 км/с, самое малое изменение размеров блоков имеет место при метании пластинки со скоростью 0,4 км/с.

Образцы сплавов, упрочненные взрывом, отжигались в вакууме при температуре 1200°C в течение 3 ч. После отжига следов дислокаций и двойникования не наблюдалось. Микротвердость отожженного образца снижалась незначительно. Сохранение повышенной микротвердости можно объяснить дроблением зерен карбида вольфрама, оно зависит от интенсивности ударной волны и исходной температуры.

Проведенные исследования показывают, что для эффективного упрочнения твердого сплава его необходимо нагреть до температуры, при которой карбид вольфрама из хрупкого состояния переходит в пластическое. При этом компоненты твердого сплава (в нашем случае карбид вольфрама) деформируются пластично при относительно низких давлениях. Упрочнение кобальта (т. е. его деформирование) является нежелательным эффектом. Но если температура нагрева достаточно высокая, то дефекты, созданные при деформировании кобальтовой прослой-

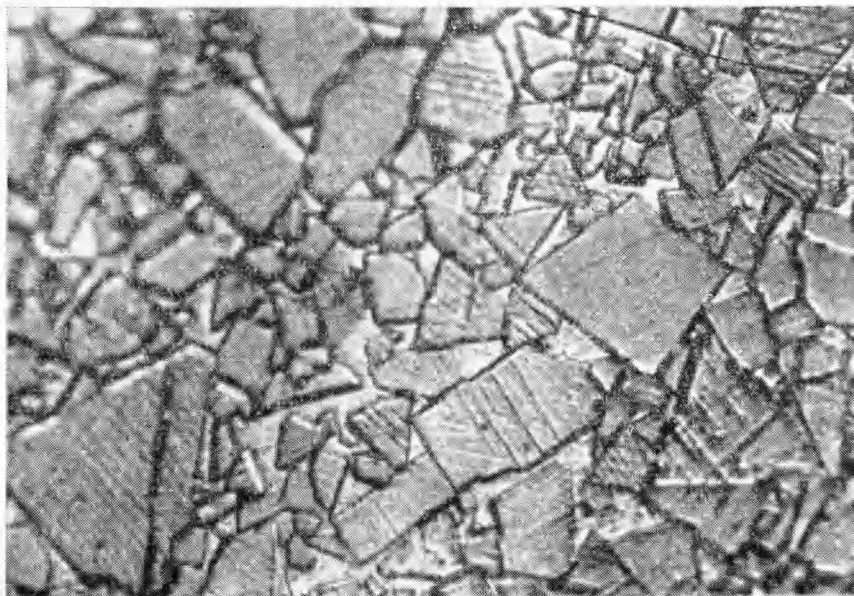


Рис. 3. Микроструктура упрочненного твердого сплава, $\times 2000$.

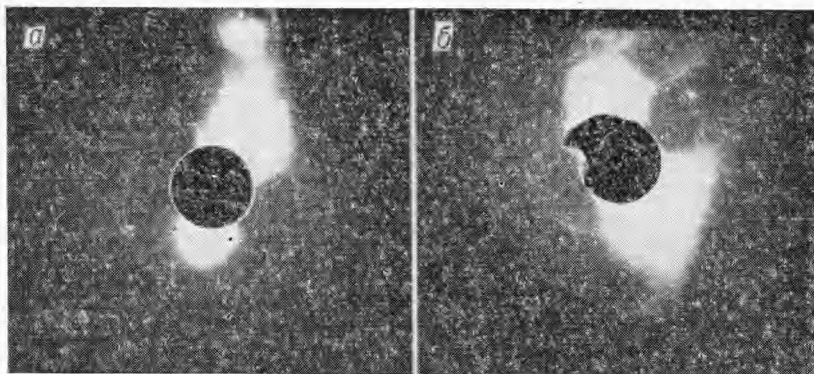


Рис. 4. Рентгенограммы исходного (а) и упрочненного образца (б).

ки, должны отжечься, и к концу процесса упрочнения механические характеристики кобальта не будут отличаться от исходных. При этом начальная температура должна быть не очень велика, чтобы не вызвать отжиг дефектов в зернах карбида вольфрама. Таким образом, упрочнение твердого сплава обуславливается только лишь изменением структуры карбида вольфрама.

В заключение авторы выражают свою признательность Т. М. Соболенко, Т. С. Тесленко, Н. В. Губаревой за полезные обсуждения результатов и ценные советы.

*Поступила в редакцию
1/IV 1977,
после доработки — 1/VI 1977*

ЛИТЕРАТУРА

1. В. Н. Третьяков. Металлокерамические твердые сплавы. М., Металлургиздат, 1966.
2. Твердые сплавы. Сборник. Ч. II. М., Металлургиздат, 1960.
3. Ю. Ф. Черный, Р. В. Рыбальченко и др.— В сб.: Твердые сплавы. № 16. 1976.
4. Э. Ш. Чагелишвили. ФГВ, 1971, 7, 2.
5. А. А. Дерибас, М. А. Могилевский, Э. Ш. Чагелишвили. ФГВ, 1973, 9, 5.
6. Я. С. Уманский. Рентгенография металлов. М., Металлургиздат, 1960.
7. С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М., «Металлургия», 1970.

ВЛИЯНИЕ УДАРНЫХ ВОЛН НА ФАЗОВОЕ РАВНОВЕСИЕ В СПЛАВЕ Fe—Cr—Ni

А. Н. Киселев

(Новосибирск)

В работе изучалось фазовое равновесие в сплаве Fe—Cr—Ni в условиях ударного нагружения. Исследуемый сплав (массовый состав: 18% Cr, 10% Ni, остальное Fe) наиболее близок по химическому составу к стали аустенитного класса X18Ni10T и зарубежным сталям типа 304, 18-8.