

глубина проникновения преград не зависит от H . Экспериментальная зависимость ширины зоны поражения от расстояния до преграды приведена на рис. 4, 1 (2 — аналогичная зависимость для заряда без инертной пластины). В этих опытах отмечено изменение характера поражения преград при увеличении H . До $H=45$ мм зона поражения преграды имеет резко очерченные границы, при $H>45$ мм зона поражения представляет собой вмятину, поверхность которой покрыта отдельными кратерами.

Аналогичный характер воздействия струй имеет место и в случае пластины (имитатора оболочки), изготовленной из плексигласа. Сравнение веса преград до и после опытов показывает, что потеря массы после воздействия струй весьма незначительна, т. е. повреждение преград происходит главным образом за счет пластического течения без выброса материала.

Поступила в редакцию
4/IV 1979

ЛИТЕРАТУРА

1. А. Г. Иванов, С. А. Новиков, Л. И. Кочкин. ФГВ, 1977, 13, 4, 600.

НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ СВАРКИ ТВЕРДЫХ МАТЕРИАЛОВ СО СТАЛЬЮ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ

Э. О. Миндели, Э. Ш. Чагелишвили, Т. С. Тесленко,
А. Б. Пейкришвили
(Новосибирск)

В статье рассмотрены результаты исследований вопросов, связанных со сваркой взрывом хрупких материалов, в частности твердого сплава со Ст. 3. Сварка производилась в экстремальных условиях, т. е. при высокой начальной температуре и ударном давлении.

Как известно [1, 2], область сварки взрывом для разных материалов определяется параметрами соударения. В плоскости $\nu_k - \gamma$ положение нижней границы области сварки связывается с микротвердостью, а положение верхней — с теплофизическими свойствами соударяющихся материалов. Для некоторых пар область сварки вообще может отсутствовать, поскольку верхняя граница располагается ниже нижней. К таким материалам относятся металлокерамические твердые сплавы. Эти материалы, особенно полученные методами порошковой металлургии, разрушаются под действием ударных нагрузок из-за малой пластичности, образуя сетку трещин. Вместе с тем известно [3], что предварительный нагрев хрупких твердых материалов предотвращает образование трещин, поскольку с повышением начальной температуры уменьшается их твердость и увеличивается пластичность. Таким образом, в данной работе к основным параметрам соударения добавляется третий важный фактор — температура, которая до момента соударения в сущности меняет физико-механические свойства соударяемых материалов.

Принципиальная схема экспериментов, в которых получена сварка ударными волнами в условиях высоких начальных температур, представлена на рис. 1, где 1 — заряд ВВ, высота и диаметр 70 мм, 2 — экран, 3 — стакан из Ст. 3, 4 — образец из твердого сплава, 5 — стальная матрица, 6 — пробка, $d=0,2 \div 0,3$ мм — начальное расстояние между свариваемыми поверхностями. В табл. 1 приведены характеристики использованных ВВ. Скорость детонации зарядов измерялась с помощью частотомера.

Использовались схемы нагружения ударной волной от контактного заряда ВВ. Влияние температуры на заряд ВВ устранялось с помощью специального устройства. Время нагрева не превышало 4 мин, интервалы температур составляли 900—1200°C. Температура в образцах до момента прохождения по образцу ударной волны измерялась с помощью термопары хромель — алюмель с погрешностью $\pm 5\%$.

Эксперименты показали возможность по-

Т а б л и ц а 1

ВВ	ρ_0 , г/см ³	D , км/с	p_D , кбар
Аммонит	1,0	3,6	36
Гексоген	1,1	6,3	110

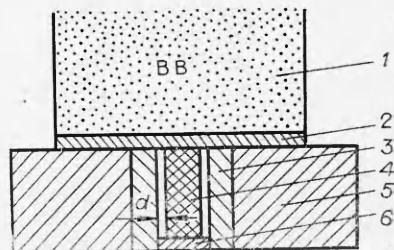


Рис. 1.



Рис. 2.

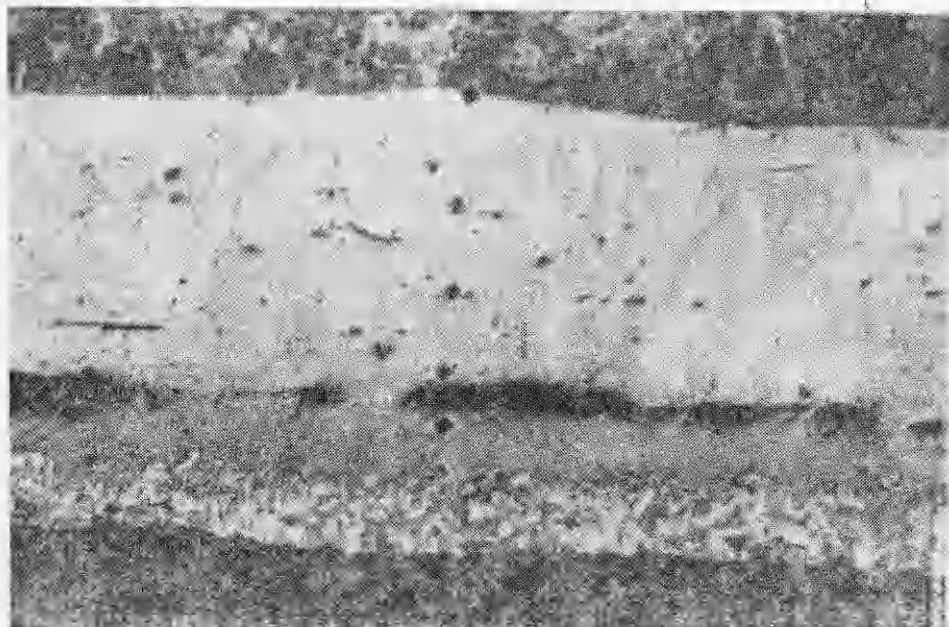


Рис. 3.

лучения прочного соединения твердых сплавов ВК8В, ВК15 и ВК20 со Ст. 3. При этом прочность в зоне соединения превышала прочность твердого сплава. Для получения качественного шва необходимо было перед взрывом образцы подогреть до температуры не ниже 1050°C . Прочность соединения зависит от интенсивности напряжения. При использовании гексогена между твердым сплавом и сталью получается качественная сварка, при использовании аммонита соединения твердого сплава со сталью не происходит.

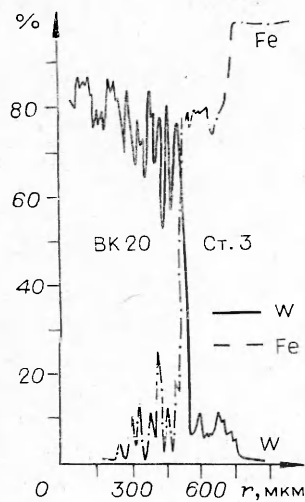


Рис. 5.

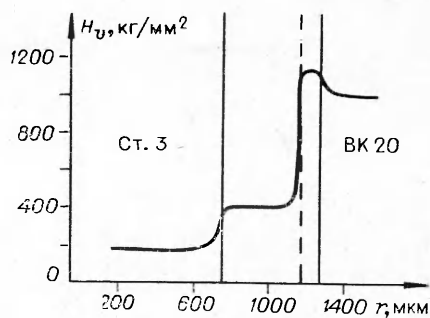


Рис. 4.

Полученные сварные образцы разрезались поперек, после чего проводились металлографические и рентгеноструктурные исследования полученных соединений, а также качественный спектральный анализ. Металлографические исследования проводились на оптическом микроскопе «Neophot». Для выявления структуры стали и кобальта в качестве травителя применялся 4%-ный раствор азотной кислоты, а для выявления фазы WC — слабощелочной раствор красной кровяной соли. Зоны соединения сплавов BK8 и BK20 со сталью показаны на рис. 2 и 3 (увеличение 120). Переходная зона имеет характерную структуру: в ней явно видны карбиды, которые не похожи на карбиды твердого сплава. Толщина переходной зоны равна 40 и 500 мкм для сварки стали с BK8 и BK20 соответственно. Зона соединения состоит из двух слоев, что подтверждается распределением микротвердости (рис. 4). Первый слой со стороны стали имеет твердость примерно в два раза меньше, чем слой со стороны BK, и в нем отсутствуют те карбиды, которыми так богат второй слой, и которые обеспечивают высокую твердость этого слоя.

На рис. 5 приведена запись состава переходного слоя пары Ст. 3 — BK20 на микроанализаторе MS-46 фирмы «Сатеса» при режиме: ускоряющее напряжение 20 кV, ток через образец 20 мкА, диаметр зонда 1,5—2,0 мкм. В зоне соединения происходит взаимная диффузия: вольфрам проникает в сталь, а железо проникает в твердый сплав и растворяется в кобальте.

Рентгеновский фазовый анализ в FeK α -излучении показал, что в переходном слое кроме WC, Co и Fe содержится другая фаза — Fe₃W₃C — карбид быстрорежущей стали. Новая фаза встречается как в стали у переходного слоя, так и в твердом сплаве, однако содержание в стали гораздо больше. На рис. 6 приведены рентгенограммы переходных слоев со стороны стали (а) и со стороны BK (б). На рентгенограммах явно видны линии фазы Fe₃W₃C. По-видимому, образование этой фазы необходимо, чтобы получить качественное соединение между сталью и твердым сплавом.

При воздействии ударных волн также происходит упрочнение твердого сплава. В табл. 2 приведены результаты исследований изменений механических и физических свойств твердого сплава марки BK20 после обработки взрывом гексогена при $T = 1100^\circ$. Видно, что механические свойства сплава изменяются незначительно. Гораздо существеннее меняются магнитная проницаемость и коэрцитивная сила, которые более чувствительны к тонкой структуре. На данном сплаве из-за малых размеров твердых включений не удается измерить их твердость. Одинаковые значения макроскопической твердости в исходном и нагруженном состояниях являются, видимо, следствием незначительного упрочнения связки. Сохранение твердости при заметном изменении предела прочности наблюдалось также в сплавах WC—10% Co [4].

Ширина рентгеновских линий фазы является интегральной характеристикой дефектности структуры. Ширина линий фазовых составляющих сплава BK20 (WC и Co) определялась отдельно после электролитического удаления другой фазы и рассчитывалась как интегральная интенсивность, деленная на высоту пика. Физическое уширение линии β определялось по методу аппроксимации. Параметр решетки

Таблица 2

Образец	$\sigma_{\text{изг}}$, кгс/мм ²	$\sigma_{\text{сж}}$, кгс/мм ²	Магнитная проницаемость, усл. ед.	Коэрцитивная сила, э	Твердость, HRA	Плотность, г/см ³
Исходный	265	338	75	63	84	13,31
Обработанный взрывом	270	340	50	73	84	13,34

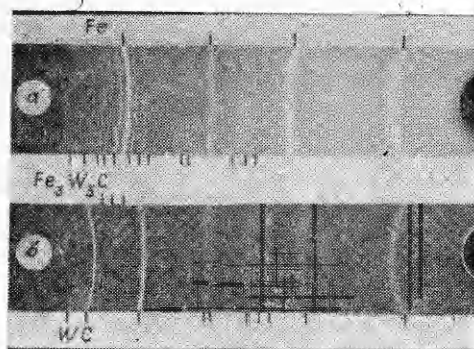


Рис. 6.

ки a кобальтовой связки определялся по положению максимума линии (311) после электролитического удаления фазы WC. В табл. 3 приведены результаты рентгено-структурных исследований твердого сплава марки BK20. Видно, что тонкая структура сплава заметно меняется. Сильное увеличение уширения линий WC- и Co-фазы, как отмечено в [3], свидетельствует о прохождении пластической деформации, а увеличение параметра решетки кобальта указывает на увеличение растворимости WC.

Образцы перед взрывом подогревались до нужной температуры, а затем после прохождения ударной волны остывали до комнатной температуры. Для выяснения роли взрывного нагружения и температуры на процесс образования

переходного слоя поставлены специальные эксперименты при тех же температурах без прохождения ударной волны. После такой обработки переходной слой между твердым сплавом и Ст. 3 не образовался и соединения не произошло. Вопрос о том, как последующая температура остывания после взрыва влияет на ширину и другие характеристики переходного слоя, пока остается открытым в связи с трудностями постановки эксперимента с быстрым охлаждением.

Таблица 3

	$\beta_{WC} \cdot 10^{-3}$, рад	$\beta_{CO} \cdot 10^{-3}$, рад	$a_{CO} \cdot \text{Å}$	Фазовый состав
Исходный	14,1	17,8	3,554 (4% WC)	WC, β — Co
Обработанный взрывом при $T=1100^\circ\text{C}$	21,4	23,1	3,559 (7% WC)	WC, β — Co, γ , $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$

Поступила в редакцию
28/VI 1979

ЛИТЕРАТУРА

1. А. А. Дерibas. Физика упрочнения и сварки взрывом. Новосибирск, Наука, 1973.
2. И. В. Яковлев. ФГВ, 1972, 8, 4.
3. Э. О. Миндели, Э. И. Мгеладзе и др. ФГВ, 1978, 14, 4.
4. H. Suzuki et al. J. Jap. Powder Metal, 1974, 21, 4.

УЧЕТ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ГАЗОВОГО ПОТОКА СО СТЕНКОЙ СТВОЛА ДЕТОНАЦИОННОЙ УСТАНОВКИ

А. М. Гладилин, Е. И. Карпиловский
(Москва)

Энергия, выделяющаяся при детонации газа в стволе детонационной установки, расходуется не только на нагрев и ускорение напыляемых частиц, но и на нагрев самого ствола. Потери энергии, связанные с существованием силы трения и теплоотдачей между продуктами детонации и стенкой ствола, определяются линейными размерами и шероховатостью его внутренних стенок. В настоящее время в литературе отсутствуют какие-либо данные, на основании которых можно сделать оценку этих потерь для различных геометрических форм и размеров ствола детонационной установки. Непосредственное же измерение температуры и скорости газа на выходе