

ции плотность вещества за фронтом УВ в зазоре определяется не только захватыванием при движении фронта воздуха, но и количеством «впрыскиваемых» в зазор частиц с поверхности пластин. Это в свою очередь, влияет на скорость движения ударного фронта. Поскольку при соударении пластин в режимах сварки взрывом и при схлопывании поверхностей частиц порошка при нагружении его ударными волнами происходят одинаковые течения в зазоре и в порах, то в двухфазной смеси частицы металла участвуют в излучении света аналогично [3].

ЛИТЕРАТУРА

1. Richter U. und Roth J. F. Grundlagen und Anwendung des Sprengplattierens // Die Naturwissenschaften, 57 Jahrgang, 1970.— Heft 10.— S. 487—493.
2. Ишуткин С. Н., Кирко В. И., Симонов В. А. Исследование теплового воздействия ударно-сжатого газа на поверхность соударяющихся пластин // ФГВ.— 1980.— 16, № 6.— С. 69—73.
3. Беляков Г. В., Родионов В. Н., Самосадный В. П. О разогреве пористого вещества при ударном сжатии // Там же.— 1977.— 13, № 4.— С. 614.
4. Баженова Т. В., Гвоздева Л. Г. Нестационарные взаимодействия ударных волн.— М.: Наука, 1977.— С. 274.
5. Нестационарные взаимодействия ударных и детонационных волн в газах/Г. В. Баженова, Л. Г. Гвоздева, Ю. П. Лагутов и др.— М.: Наука, 1986.— С. 206.
6. Альбом течений жидкости и газа: Пер. с англ./Сост. М. Ван-Дайк.— М.: Мир, 1986.— С. 184.
7. Физика взрыва/Под ред. К. П. Станюковича.— М.: Наука, 1975.— С. 704.
8. Васильев С. М., Кирко В. И. Исследование процесса формирования газодинамического течения в условиях остроугольной геометрии сталкивающихся пластин // ФГВ.— 1986.— 22, № 1.— С. 88—92.
9. Дерибас А. А., Захаренко И. Д. О поверхностных эффектах при косых соударениях металлических пластин // Там же.— 1974.— 10, № 3.— С. 409—421.

гг. Варшава, Новосибирск

Поступила в редакцию 15/III 1990,
после доработки — 22/VIII 1990

УДК 532.593 + 539.389.2

Н. А. Костюков, Т. М. Соболенко

ВЛИЯНИЕ ПОРИСТОЙ ПРОСЛОЙКИ НА УПРОЧНЕНИЕ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ КОНТАКТНЫМ ВЗРЫВОМ

Исследовано влияние прослойки порошкового материала, размещенной между зарядом взрывчатого вещества (ВВ) и поверхностью малоуглеродистой стали, на величину упрочнения и микроструктурные изменения. Установлено, что применение прослоек приводит к большему увеличению твердости и изменению микроструктуры, чем при непосредственном контакте заряда с упрочняемой поверхностью. Эффект возрастает с увеличением акустического импеданса прослойки и детонационных характеристик ВВ.

Метод упрочнения металлов контактными зарядами ВВ [1, 2] — один из наиболее простых и удобных в плане практической реализации. Широкое распространение получили схемы нагружения бегущей волной, в которых заряд ВВ инициируется так, чтобы детонационная волна (ДВ) скользила вдоль поверхности упрочняемого металла. При этом в металле генерируется косая ударная волна (УВ) (или волна сжатия), обуславливающая микроструктурные изменения и в конечном итоге эффект упрочнения.

Часто между зарядом ВВ и упрочняемой поверхностью размещается слой какого-либо материала, предназначенный для защиты этой поверхности от воздействия продуктов взрыва. Такая прослойка является, по существу, передающей средой между зарядом и упрочняемым металлом. Поэтому физико-механические свойства прослойки и ее динамическая сжимаемость могут оказывать влияние на параметры УВ, генерируемой в металле, и, как следствие, на степень упрочнения и его глубину.

В [3, 4] показано, что применение малоплотных прослоек (солидола, пластилина, жидкого водорода и др.) приводит к плавному нарастанию твердости металла с увеличением расстояния от поверхности нагружения. Эффект обусловлен наличием нестационарного участка вблизи нагружаемой поверхности, на котором происходит изменение характера нагружения от квазиизотропического к ударно-волновому. Максимальное упрочнение достигается на определенной глубине, соответствующей наибольшей крутизне фронта УВ, и зависит от толщины прослойки (при прочих равных условиях).

Самостоятельный интерес представляет изучение влияния на эффект упрочнения прослоек из порошковых материалов (ПМ). Обладая высокой динамической сжимаемостью, ПМ могут способствовать возникновению специфических особенностей упрочнения. Например, применение низкобризантного ВВ (аммонита 6ЖВ) в сочетании с песчаной прослойкой повышает степень взрывного упрочнения нержавеющей стали 12Х18Н10Т на 67 %, а амплитуду УВ в 1,7 раза по сравнению с контактным зарядом [5].

Цель настоящей работы — исследование влияния акустического импеданса пористой прослойки и детонационных характеристик заряда ВВ на величину упрочнения и амплитуду УВ в малоуглеродистой стали.

Постановка экспериментов

Исследования проводились на образцах, изготовленных из листовой стали марки Ст.3. Микроструктура материала в исходном состоянии представляла собой ферритоперлитную смесь. Ферритная фаза собрана в хорошо оgranенные зерна размером 3—6 баллов, средняя микротвердость которых составляла $135 \pm 10 H_v$.

Выбор материала в значительной мере обусловлен большим содержанием чистой ферритной фазы, которая служит своеобразным индикатором интенсивности ударно-волнового воздействия. Известно [6—8], что при амплитудах нагружения, превышающих пороговое значение $p_\phi = 13 \div 16$ ГПа, в ферритных зернах протекает $\alpha \rightleftharpoons \epsilon$ -превращение, сопровождающееся возникновением «множественных искажений» структуры и скачкообразным увеличением микротвердости в 1,8—2,0 раза по отношению к исходному состоянию. В диапазоне ударных воздействий от 5 до 13 ГПа увеличение твердости ферритной фазы происходит по линейному закону и достигает не более 1,4 исходной величины.

Схема экспериментов приведена на рис. 1. Экспериментальная сборка состояла из упрочняемого образца 1, заряда ВВ 2 и слоя ПМ 6. Образец — прямоугольная пластина с размерами в плане 200×250 мм и толщиной 15—40 мм. Поверхность образца, обращенная к заряду, имела ступенчатую форму. Высота ступеньки — 5 мм, протяженность вдоль направления распространения фронта детонации равнялась длине образца 250 мм, поперечные размеры верхней и нижней плоскостей одинаковы — 100 мм.

Пористая прослойка размещалась на нижней плоскости ступеньки и прикрывалась сверху медным экраном 5 толщиной 0,2 мм, предназначенным для предотвращения фильтрации продуктов взрыва в поры. Суммарная высота прослойки и экрана равнялась высоте ступеньки. Поэтому верхняя часть сборки представляла собой ровную поверхность, на которой размещался заряд ВВ. Такая конструкция экспериментальной сборки позволяла в одном эксперименте получить информацию о результатах воздействия заряда на упрочняемый образец при наличии пористой прослойки и без нее.

Заряд инициировали с одного из торцов одновременно в нескольких точках с помощью отрезков детонирующего шнура 3 одинаковой длины и детонатора 4. Детонационная волна, распространяющаяся по поверхности сборки, генерировала в упрочняемом образце и пористой прослойке косые УВ или волны сжатия.

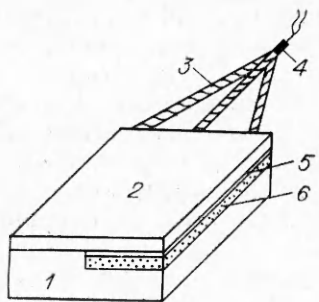


Рис. 1. Схема экспериментов.

В качестве пористых прослоек использовали порошки W, Ni, и SiO₂ насыпной плотности. Размеры частиц металлических порошков не превышали 100 мкм, SiO₂ — 100—500 мкм. Взрывчатыми веществами служили гексоген, аммонит 6ЖВ, смесь гексогена с аммонитом в массовом отношении 1/1 и молотый тротил дисперсностью ≤ 500 мкм. Детонационные характеристики приведены в таблице. Толщина заряда в эксперименте 3 составляла 40 мм, в остальных — 10 мм.

После взрывного нагружения образцы разрезали по плоскостям, перпендикулярным и параллельным направлению распространения фронта ДВ, и из них готовили шлифы для оптических исследований изменений микроструктуры и замеров микротвердости. Исследования выполнены на таких участках образцов, для которых можно было пренебречь влиянием краевых эффектов и эффектов, связанных с нестационарностью ударно-волновой картины на начальной стадии нагружения. Численные оценки проводили на основе данных о скорости звука в ударно-сжатых металлах [9] и экспериментальных исследований эволюции ударно-волновой конфигурации в рассматриваемой системе [10].

Для устранения влияния возмущений, возникающих в момент нагружения со стороны тыльной поверхности образца, экспериментальная сборка размещалась на массивном стальном основании. В отдельных экспериментах, специально поставленных с целью изучения откольных явлений, экспериментальная сборка ориентировалась таким образом, чтобы тыльная поверхность была свободной.

Результаты

В таблице приведены данные по изучению влияния условий взрывного нагружения на изменение микротвердости $H_v(h)$ ферритной фазы относительно исходной величины H_{v0} . Изменение микротвердости $\delta = \frac{H_v(h) - H_{v0}}{H_{v0}} \cdot 100\%$. Измерения проводили на расстояниях $\bar{h} = 0,1, 1$ и 10 мм от нагружаемой поверхности образца. Каждое значение — результат усреднения данных 15—20 замеров в разных точках образца на соответствующей глубине. Рядом указана максимальная величина разброса данных. Там же приведены значения глубины зон $\alpha \rightleftharpoons \epsilon$ -фазового превращения (h_{Φ}), определявшихся по специфической микроструктуре «множественного искажения» и величине микротвердости.

Номер эксперимента	ВВ	$\rho \cdot 10^{-3}$, кг/м ³	$D \cdot 10^{-3}$, м/с	p_d , ГПа	Нагружение контактным зарядом			
					δ (%) при h (мм)			h_{Φ} , мм
					0,1	1,0	10	
1	Аммонит 6ЖВ	1,0	3,7	3,4	15+2	5+3	5+3	—
2	Аммонит 6ЖВ	1,0	3,7	3,4	15+2	9±1	5+2	—
3	Аммонит 6ЖВ	1,0	4,5	50	35+5	15+3	12+2	—
4	Гексоген	0,7	4,3	3,2	27+2	12+2	5+2	—
5	Гексоген + аммонит 6ЖВ	1,0	5,3	7,0	31+3	—	11+2	—
6	Гексоген	1,0	6,2	10,0	27+2	20+2	18+2	—
7	Гексоген	1,0	6,2	10,0	33+2	22+2	20+2	—

Примечание. ρ — плотность ВВ; D , p_d — скорость и давление детонации.

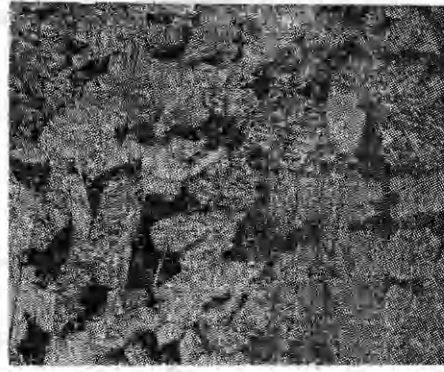
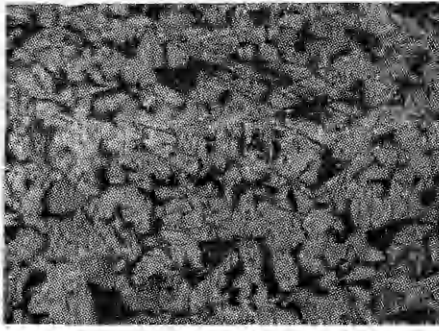


Рис. 2. Микроструктура области слабых искажений ($\times 150$).

Рис. 3. Микроструктура зоны фазового перехода ($\times 300$).

Характерно, что во всех экспериментах наблюдалось большее увеличение микротвердости при нагружении через пористую прослойку, чем при непосредственном контакте металла с ВВ. Фазовый переход имел место лишь в тех случаях, когда нагружение осуществлялось через пористую прослойку зарядами ВВ, имеющими скорость детонации $D \geq 4,3 \cdot 10^3$ м/с.

Нагружение образцов зарядом аммонита 6ЖВ толщиной 10 мм (эксперименты 1 и 2) через слой ПМ и без него не обнаруживает резко выраженных различий. Увеличение микротвердости при наличии пористой прослойки происходит в 1,2—1,3 раза. Картина структурных искажений имеет вид редких двойников (рис. 2) и мало отличается от случая нагружения без прослойки. Замена прослойки из SiO_2 на W приводит к изменению ее акустического импеданса в ударно-сжатом состоянии в несколько раз, однако это не оказывает существенного влияния на структурные изменения, а рост микротвердости составляет лишь 2 %.

С повышением детонационных характеристик ВВ ситуация заметно меняется. Использование заряда аммонита 6ЖВ толщиной 40 мм (эксперимент 3) привело к возникновению явно выраженных признаков фазового превращения в тонком поверхностном слое, расположенном под прослойкой SiO_2 (рис. 3). При этом увеличение микротвердости в зоне фазового перехода достигало предельного значения — 80 %. Нагружение зарядом тротила через порошок Ni, у которого акустический импеданс в ударно-сжатом состоянии превышает импеданс SiO_2 , расширяло зону фазового перехода на порядок (см. эксперимент 4). Микроструктурные исследования показали, что в обоих случаях ниже зоны фазового перехода располагалась область интенсивного двойникования, характеризующаяся наличием в ферритных зернах тонких одиночных двойников. Раз-

Нагруженные через слой ПМ					Усиление давления
МП	δ (%) при h (мм)			h_{Φ} , мм	
	0,1	1,0	10		
SiO_2	18+2	18+4	3+1	—	—
W	20+2	20+2	4+1	—	—
SiO_2	80+10	30+5	17+3	0,05	2,6—3,2
Ni	80+7	25+7	11+3	0,4	4,0—5,0
Ni	80+4	60+8	4+1	1,5	1,8—2,3
Ni	80+7	70+4	17+1	3,5	1,3—1,6
SiO_2	80+10	30+3	18+3	0,4	1,3—1,6

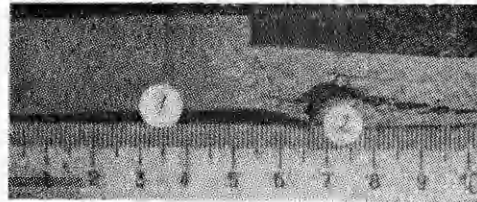


Рис. 5. Фотография откольного разрушения образца, нагруженного контактным зарядом гексогена (1) и через пористую никелевую прослойку (2).

Рис. 4. Микроструктура области интенсивных искажений ($\times 150$).

мер области не превышал 5 мм. Структура материала под поверхностью, нагружавшейся в условиях непосредственного контакта с зарядом ВВ, сходна со структурой, представленной на рис. 2.

Использование зарядов ВВ с более высокими детонационными характеристиками привело к расширению зоны фазового перехода и росту степени дефектности структуры материала в прилегающей области. Так, при нагружении смесью гексогена с аммонитом 6ЖВ через прослойку из порошка Ni (эксперимент 5) глубина зоны фазового перехода составляла 1,5 мм, а зарядом чистого гексогена через такую же прослойку (эксперимент 6) — 3,5 мм. При этом микротвердость повышалась на 80 %, что в 2,6—3 раза превышает ее увеличение при непосредственном контакте упрочняемой поверхности с ВВ. В обоих случаях ниже зоны фазового перехода располагалась область интенсивного двойникования (рис. 4), постепенно переходящая в область редкого двойникования и далее — в исходную структуру. Микротвердость в указанных областях постепенно снижалась с увеличением h и достигала исходной величины на глубине 20 и 15 мм при нагружении гексогеном и смесью гексогена с аммонитом соответственно. В той части образца, которая в момент нагружения контактировала с ВВ непосредственно, признаки фазового перехода не обнаружены.

В специальной серии экспериментов в условиях свободной тыльной поверхности установлено, что при нагружении через пористую прослойку зарядами гексогена и его смеси с аммонитом 6ЖВ имели место откольные явления (рис. 5). Можно предположить, что наличие пористой прослойки приводит к более резкому спаду давления за фронтом УВ, чем при непосредственном контакте металла с зарядом.

Отметим еще одну важную особенность: в металле, испытывавшем нагружение через пористую прослойку зарядами тротила, гексогена и смеси гексогена с аммонитом 6ЖВ, отчетливо фиксировалась вытянутость приповерхностных зерен в направлении распространения нагрузки. Это свидетельствует о наличии пластического течения поверхностного слоя металла, обусловленного взаимодействием высокоскоростного потока ПМ с упрочняемой поверхностью.

Обсуждение результатов

Известно [1], что при непосредственном контакте заряда гексогена (наиболее мощного из использованных в настоящей работе ВВ) со сталью, амплитуда УВ, генерируемой скользящей детонационной волной, не превышает 10 ГПа, т. е. не достигает порогового значения p_f , необходимого для протекания фазового превращения $\alpha \rightleftharpoons \epsilon$. Поэтому есть основания полагать, что полученные в настоящей работе результаты обу-

словлены трансформацией взрывного импульса в процессе его распространения через слой ПМ. Рассмотрим этот вопрос подробнее.

Прежде всего отметим, что обнаруженные в экспериментах 3—7 фазовые превращения в поверхностных слоях образцов не могут быть следствием влияния хипика (т. е. пика давления на фронте детонационной волны [11]) на величину давления в упрочняемом образце. Об этом свидетельствуют экспериментальные исследования структуры фронта УВ и ПМ на различных расстояниях от заряда ВВ, выполненные с помощью электромагнитной методики [12].

Специфическая особенность ударно-волновых течений в ПМ состоит в высокой степени сжатия (в 2—3 раза по отношению к исходному состоянию), и как следствие, в больших значениях массовой скорости за фронтом УВ. Вследствие торможения такого потока о металлическую преграду давление отражения может существенно превышать амплитуду падающей УВ [13]. При определенных соотношениях между углом падения УВ на поверхность металла и акустическими импедансами продуктов взрыва и ПМ за фронтом УВ справедливо более сильное утверждение: амплитуда УВ, возникающей в металле при отсутствии пористой прослойки, меньше амплитуды волны, возникающей от такого же заряда при наличии прослойки [14].

Численные оценки, проведенные в предположении полного схлопывания пор за фронтом УВ, показывают, что критерий усиления [14] выполнялся для всех использованных в настоящей работе сочетаний ВВ—ПМ при всех допустимых значениях параметров нагружения. Это дает основания считать что полученные данные могут быть объяснены усиливающим действием пористых прослоек. В пользу такого вывода свидетельствуют также результаты металлографических исследований. Наличие $\alpha \rightleftharpoons \epsilon$ -перехода, зафиксированное в экспериментах 3—7, означает, что амплитуда давления в образце на глубине h_f была не ниже порогового значения p_f . С другой стороны, можно показать [1], что при непосредственном контакте заряда ВВ со сталью амплитуда давления, генерируемого скользящей ДВ, не превышает давления детонации. Это позволяет оценить усиление давления как отношение порогового значения p_f к давлению детонации. Приведенные в таблице величины, очевидно, являются оценкой снизу.

Сравнительно слабое влияние прослоек в экспериментах 1 и 2 обусловлено, по-видимому, низкими детонационными характеристиками аммонита 6ЖВ при толщине заряда 10 мм, в частности малой скоростью детонации по сравнению со скоростью распространения пластических волн в материале образца. При этом в образце генерировалась волна сжатия, характеризующаяся плавным нарастанием параметров нагружения. С увеличением скорости детонации ВВ крутизна фронта волны возрастает, что, согласно [3], способствует усилению эффекта упрочнения.

Рассмотрим возможные причины различия размеров зон фазового перехода при нагружении образцов разными зарядами ВВ. Основываясь на результатах [15—18], можно утверждать, что протекание фазового превращения обусловлено не полной величиной импульса взрывного воздействия на металл, а его головной частью, в которой амплитуда нагружения превышает пороговое значение p_f . В общем случае размер зоны фазового перехода определяется двумя основными факторами: затуханием амплитуды воздействия и временем структурной релаксации в нагружаемом металле.

Характерное время действия нагрузки сравнимо с временем распространения возмущений по ударно-сжатой прослойке, которое в данных экспериментах составляет 10^{-6} с. Время структурной релаксации $\alpha \rightleftharpoons \epsilon$ -перехода $\sim 10^{-7}$ с [15] и, следовательно, не может оказывать существенного влияния на размер рассматриваемой зоны.

Таким образом, размер зоны фазового перехода можно приближенно принять равным толщине слоя металла, на которой происходит затуха-

ние амплитуды импульсного воздействия до значения r_{ϕ} . Очевидно, что толщина указанного слоя должна возрастать с увеличением детонационных характеристик ВВ. Экспериментальные значения h_{ϕ} находятся в качественном согласии с этим выводом.

Еще одной причиной упрочнения образцов, нагружаемых через пористую прослойку, может служить пластическая деформация тонкого поверхностного слоя, контактирующего с ПМ. Такая деформация обусловлена, например, высокоскоростным внедрением частиц ПМ или микрокумулятивными процессами, возникающими в момент схлопывания при поверхностных пор, а также сдвиговыми напряжениями, связанными с наличием тангенциального разрыва скоростей при взаимодействии косой УВ с контактной границей ПМ — металл.

Вопрос о влиянии указанных эффектов на структурные превращения в металле требует специального изучения. Можно лишь утверждать, что пластическая деформация не приводит к возникновению $\alpha \rightleftharpoons \epsilon$ -перехода. Глубина деформации, вызванной внедрением частиц ПМ и кумулятивными процессами, сравнима с характерным размером неоднородностей пористой среды. Толщина зоны, в которой существенны сдвиговые напряжения, определяется величиной разрыва тангенциальных составляющих скоростей потоков на границе ПМ — металл и вязкостью металла. Металлофизические исследования показывают, что в условиях данных экспериментов толщина зоны сдвиговых деформаций не превышала двух размеров зерен, т. е. много меньше размера зоны фазового перехода.

Выводы

Результаты проведенных исследований позволяют сделать следующие выводы.

1. Нагружение образцов из малоуглеродистой стали зарядами ВВ через пористые прослойки приводит к возрастанию микротвердости вблизи нагружаемой поверхности до 80 %, что 1,2—3 раза превышает повышение микротвердости при непосредственном контакте образцов с ВВ.

2. При $D \geq 4,3 \cdot 10^3$ м/с применение пористых прослоек приводит к появлению вблизи нагружаемой поверхности «множественного искажения» структуры, характерного для фазового перехода $\alpha \rightleftharpoons \epsilon$ в ферритных зернах. Размер зоны фазового перехода возрастает с увеличением детонационных характеристик ВВ и акустического импеданса прослойки в ударе-сжатом состоянии.

3. Основной причиной обнаруженных эффектов является усиление взрывного воздействия на металл, вызванное трансформацией импульса при переходе через прослойку. Установлено, что возрастание амплитуды давления в металле может достигать 4—5-кратного значения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Дерибас А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом.— Новосибирск: Наука, 1980.
2. Степанов В. Г., Шавров И. А. Высокоэнергетические импульсные методы обработки металлов.— Л.: Машиностроение, 1975.
3. Могилевский М. А., Бордзиловский С. А., Горшков Н. И. Влияние ширины фронта при квазистатическом сжатии на упрочнение некоторых металлов // ФГВ.— 1978.— 14, № 6.— С. 110—114.
4. Дерибас А. А., Матвеев Ф. И., Соболенко Т. М. Упрочнение взрывом высокомарганцовистой стали Г13Л // ФГВ.— 1966.— 2, № 3.— С. 87.
5. Дерибас А. А., Гаврильев И. Н., Штерцер А. А. Упрочнение взрывом сталей с использованием пористых прокладок // Всесоюз. конф. по новым технологиям и импульсной обработке материалов, Новосибирск, СКБ ГИГ СО АН СССР, 27—30 нояб. 1989 г.— Новосибирск, 1990.— С. 140—144.
6. Fowler G. M., Minshall F. C., Zukas E. G. A metallurgical method for simplifying the determination of Hugoniot curves for iron alloys in two-wave region/Response of metals to high velocity deformation.— N. Y.; L., 1960.— P. 275—308.
7. Атрошенко Э. С., Пашков П. О., Рядинская И. М. Исследование тонкой структуры армо-железа, упрочненного взрывом // ФММ.— 1965.— 19, № 6.— С. 923—925.

8. Соболенко Т. М. Ударное сжатие малоуглеродистых сталей // ФГВ.— 1966.— 2, № 4.— С. 124—129.
9. Рыбаков А. П. Скорость звука в ударно-сжатых металлах // Акуст. журн.— 1968.— 14, № 1.— С. 141.
10. Костюков Н. А. Наклонное отражение ударных и детонационных волн в пористых средах: Дис. ... канд. физ.-мат. наук.— Новосибирск, 1978.— 138 с.
11. Дремин А. Н., Савров С. Д., Трофимов В. С. и др. Детонационные волны в конденсированных средах.— М.: Наука, 1970.
12. Ставер А. М., Костюков Н. А., Кузьмин Г. Е. Исследование течения за косой ударной волной при взрывном прессовании порошков // Обработка металлов взрывом: Материалы II Междунар. симп., Марианске Лазни, 9—12 окт. 1973.— Прага, 1974.— Т. 2.— С. 340—352.
13. Костюков Н. А. Особенности наклонного отражения от преград ударных волн в порошках // Динамика сплошной среды.— Новосибирск, 1977.— С. 54.— Вып. 29.
14. Костюков Н. А. Критерий усиления косой ударной волны с помощью слоя пористого вещества // ФГВ.— 1980.— 16, № 5.— С. 78—80.
15. Barker L. M. and Hollenbach R. E. Shock wave study of the phase transition on iron // J. Appl. Phys.— 1974.— 45, N 11.— P. 4872—4887.
16. Ананьин А. В., Дремин А. Н., Канель Г. И. Структура ударных волн и волн разрежения в железе // ФГВ.— 1973.— 9, № 3.— С. 437—443.
17. Тесленко Т. С. Изменение тонкой структуры стали после нагружения плоскими ударными волнами // ФГВ.— 1976.— 12, № 1.— С. 124—128.
18. Grigorian S. S., Kozorezov K. I., Nigmatulin R. I. et al. Non-steady shock waves in metals with phase transitions and hardening by explosion // Astronautica Acta.— 1972.— 17, N 4.— P. 405—419.

г. Новосибирск

Поступила в редакцию 11/IV 1990,
после доработки — 1/VI 1990

УДК 621.7.044.2 : 621.762.4.01

О. Г. Епанчинцев, Д. П. Колесников, А. Е. Корнеев,
В. Ф. Нестеренко, С. А. Першин, Г. А. Чесноков

СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ СВЕРХПРОВОДЯЩЕЙ КЕРАМИКИ СОСТАВОВ $\text{Bi} - 4457$ И $(\text{Bi} - \text{Pb}) - 4457$ ПРИ ВЗРЫВНОМ КОМПАКТИРОВАНИИ

Проведены сравнительные исследования сверхпроводящих компактов $\text{Bi} - 4457$ и $(\text{Bi} - \text{Pb}) - 4457$. Обнаружено дестабилизирующее влияние добавки свинца на сверхпроводимость и корреляция между перестройкой кристаллической решетки и сверхпроводящими свойствами при изменении давления детонации.

В [1] на образцах исходного состава $\text{Bi}_1\text{Sr}_1\text{Ca}_1\text{Cu}_1\text{O}_{6-x}$ ($\text{Bi} - 1112$) после взрывного компактирования (ВК) в цилиндрической геометрии при давлениях детонации $p = 1,0 \div 4,7$ ГПа наблюдали понижение степени совершенства или частичную аморфизацию кристаллической структуры прессовок: рентгеновские дифрактограммы непосредственно после ВК содержали пики с пониженной интенсивностью и значительно уширенные по сравнению с таковыми для исходного порошка $\text{Bi} - 1112$. На дифрактограммах присутствовал слабый пик (002) при угле $2\theta = 6^\circ$, соответствующий сверхпроводящей фазе $\text{Bi} - 2212$ с критической температурой сверхпроводимости $T_c \approx 80$ К, который показывал аномальное увеличение интенсивности после термообработки. В состоянии после ВК при $p = 1,0 \div 4,7$ ГПа сверхпроводящие переходы отсутствовали по данным измерений намагниченности при охлаждении вплоть до 65 К.

Цель данной работы — исследовать влияние ВК на структуру и сверхпроводящие характеристики образцов исходного состава $\text{Bi}_4\text{Sr}_4\text{Ca}_5\text{Cu}_7\text{O}_{6-x}$ ($\text{Bi} - 4457$) и $(\text{Bi}_{3,2}\text{Pb}_{0,8}\text{Sr}_4\text{Ca}_5\text{Cu}_7\text{O}_{6-x})$ ($(\text{Bi} - \text{Pb}) - 4457$). Добавка Pb обеспечивала стабилизацию высокотемпературной сверхпроводящей фазы $\text{Bi} - 2223$ с $T_c \approx 110$ К, присутствующей в ВТСП-керамике $(\text{Bi} - \text{Pb}) - 4457$ в сопоставимых количествах с более низкотемпературной сверхпроводящей фазой $\text{Bi} - 2212$.

Исходные порошки $\text{Bi} - 4457$ и $(\text{Bi} - \text{Pb}) - 4457$ получали по керамической технологии на основе твердофазного синтеза. Рентгеноструктурный анализ выявил (рис. 1). присутствие в порошке $\text{Bi} - 4457$ (а)