

КОМПАКТИРОВАНИЕ ВЗРЫВОМ: ТИП МИКРОСТРУКТУРЫ КОНТАКТНЫХ ГРАНИЦ, СОЗДАННЫЙ ПРИ ОБРАЗОВАНИИ ПРОЧНОЙ СВЯЗИ

М. П. Бондарь

Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, 630090 Новосибирск, bond@hydro.nsc.ru

Проведено исследование микроструктуры зон контактов при образовании прочного соединения и ее зависимости от схемы и параметров нагружения, а также от параметров и характеристик прессуемой фракции. Показано, что прочная связь образуется при создании в зоне контакта области высокофрагментированной микроструктуры за счет интенсивной пластической деформации. Создание такой микроструктуры на максимальной площади поверхности прессуемых частиц возможно при оптимизации схемы прессования, размера частиц порошка и при учете механизма диссипации энергии в зоне контакта.

Ключевые слова: взрывное компактирование, динамический режим, зона контакта, микроструктура, прочное соединение.

ВВЕДЕНИЕ

Метод взрывного компактирования уникален тем, что в прессуемую массу вводится большое количество энергии за очень короткое время. При этом часто при получении материалов из порошков с особыми свойствами, например, из метастабильных сплавов, необходимо сохранить исходную структуру в конечных компактах. Процесс динамического компактирования сложный и многоуровневый. Прогресс в этой области невозможен без изучения механизма взаимодействия в зоне контакта, а также понимания микромеханики деформации порошков. В [1] показано, что образование прочного соединения при компактировании, так же как при сварке взрывом, возможно при создании на контактах прессуемых частиц области R интенсивной пластической деформации. На основе экспериментов по сварке взрывом установлено, что размер области R , в пределах которой величина деформации ε изменяется от 0,7 и выше, определяется выражением $R = (0,015 \div 0,02)h$, где h — толщина метаемой пластины [2]. Причем прочное соединение и характерная микроструктура создаются в той части области, где $\varepsilon > 2$ (ширина поля большого градиента скоростей) [2, 3]. Ширина и микроструктура области R зависит как от параметров нагружения, определяющих степень пластического течения в области соединения, так и от природы свариваемого материала.

В отличие от сварки взрывом условия соударения и, соответственно, деформация на

контактах прессуемой фракции отличаются высокой гетерогенностью. Появление на границах соединяемых частиц областей, подобных R , ранее было обнаружено методом рекристаллизации [1]. Однако тип микроструктуры области R , при котором образуется прочное соединение, и зависимость микроструктуры от схемы и параметров нагружения, а также от параметров и природы прессуемой фракции неизвестны. Изучение этих вопросов является целью настоящей работы. Установление указанных характеристик расширит представление о физической природе образования связи и позволит предсказать реальные возможности метода взрывного прессования.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Эксперименты проводили на порошках быстрозакаленной хромистой стали ферритно-мартенситного типа ЭП-450, сплава меди (Cu–0,3 % Al) и этого же сплава после внутреннего окисления (Cu–3 об.% Al₂O₃) с размером зерен $d = 40 \div 440$ мкм. Компактирование осуществляли в плоской геометрии нагружения в режиме бегущей ударной волны (схема 1 на рис. 1) и по цилиндрической схеме с центральным стержнем (схема 2 на рис. 1). Одним из способов управления деформацией на контактных границах является изменение размера прессуемой фракции. Кроме того, это может быть осуществлено при использовании цилиндрической схемы с полым центральным стержнем.

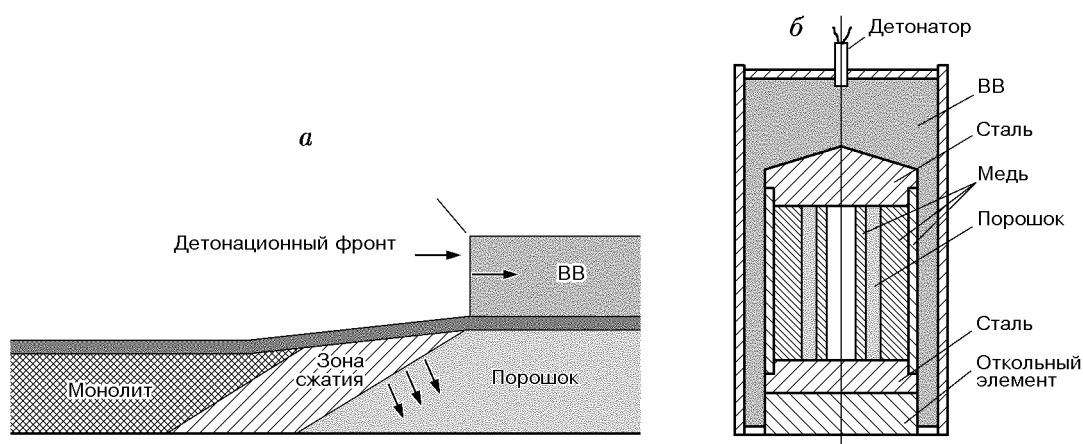


Рис. 1. Схемы взрывного компактирования:

а: схема 1 — плоская геометрия нагружения в режиме бегущей ударной волны, *б*: схема 2 — цилиндрическая с центральным стержнем

При этом дополнительная деформация за счет коллапса полости может регулироваться изменением ее радиуса и создаваться или сразу за процессом уплотнения, т. е. при одном нагружении, или при повторном нагружении. Диаметр внутренней полости цилиндра изменяли в пределах $0 \div 11$ мм. Дополнительную деформацию определяли из выражения $\varepsilon_{\text{доп}} = \ln(r_0/r)$, где r_0 — начальный и r — конечный радиусы спрессованного цилиндра. Величина деформации ε , определенная только насыпной плотностью порошка, в дальнейшем условно считалась нулевой. В случае цилиндрической схемы прессования параметры взрывчатого вещества и размеры цилиндров тщательно подбирались, чтобы избежать асимметрии процесса детонации и обеспечить динамический режим деформирования [4]. Исходная плотность порошка ρ во всех случаях составляла $\approx 0,6$ от плотности монолита.

Определить наличие зоны R и проследить характер изменения микроструктуры на контакте с помощью просвечивающей электронной микроскопии не всегда удается из-за трудностей приготовления образцов, обусловленных особенностями их состояния после взрывного нагружения. Поэтому исследование зоны интенсивной пластической деформации на контакте частиц фракции компактов проводилось с помощью сканирующего электронного микроскопа высокого разрешения (4 нм). Этот метод имеет свои преимущества по сравнению с просвечивающей электронной микроскопией: разрешаемая микроструктура, создаваемая дефор-

мацией в области контактных границ, практически не подвержена изменению при изготовлении шлифов.

Для формирования микроструктуры в контактной зоне с реализованной связью без образования расплавов необходимо осуществление процесса компактирования в динамическом режиме при $p \geq 2H_V$ [3, 4], где p — давление, H_V — твердость по Виккерсу. Значение p в порошках оценивалось в соответствии с [5, 6]. О корректности оценок давления, обеспечивающих динамический режим деформирования, судили по появлению изменения формы частиц фракции в компактах.

На образцах полученных компактов измеряли прочность при растяжении σ и относительное удлинение δ . О качестве соединения судили также по степени прокатки до образования визуальных трещин.

РЕЗУЛЬТАТЫ

В табл. 1 приведены значения прочности на разрыв σ и удлинение δ компактов из исследуемых материалов, спрессованных из порошков с частицами разных размеров d по используемым в работе схемам при динамическом режиме деформирования. Видно, что прочность компактов из частиц быстрозакаленного сплава ЭП-450, спрессованных по схеме 1 (№ 1–4), практически не превышает прочности литого материала (0,6 ГПа), причем наибольшее значение σ наблюдается в случае $d = 40 \div 70$ мкм. Образцы, спрессованные по схеме 2 (№ 5), имеют меньшую прочность. Ком-

Таблица 1

Номер компакта	Материал	d , мкм	σ , ГПа	δ , %	Схема нагружения	p , ГПа	R , мкм
1	ЭП-450	40 ÷ 70	0,7	16	1	12,0	≈ 2
2		90 ÷ 145	0,63	9	1	—	—
3		145 ÷ 310	0,63	7	1	—	—
4		310 ÷ 440	0,55	3	1	—	≈ 10
5		145 ÷ 310	0,2	—	2	—	≈ 7
6	Cu-0,3 % Al (не окислен)	310 ÷ 440	0,2 ÷ 0,3	12 ÷ 14	1	1,0	≈ 8
7	Cu-3 об. % Al ₂ O ₃ (внутренне окисленный)	310 ÷ 440	0,042 ÷ 0,065	—	1	—	≈ 5
8	Cu-0,3 % Al (не окислен)	50 ÷ 150	0,07	—	2	—	≈ 7
9	Cu-3 об. % Al ₂ O ₃ (внутренне окисленный)	50 ÷ 150	0,04	—	2	—	—



Рис. 2. Микроструктура компакта медного сплава из порошка с $d_{cp} = 600$ мкм, на котором область R измерена по изгибу двойников

пакты из сплава меди, спрессованные по схеме 1 (№ 6), также отличаются более высокой прочностью по сравнению с компактами, полученными по схеме 2 (№ 8, 9). Следует отметить низкую прочность компактов из внутренне окисленных сплавов (№ 7, 9) независимо от схемы прессования.

Определить область R по изменению формы и сечения двойников в порошковых компактах меди, как при сварке взрывом [7], удается лишь при использовании фракции размером $d \geq 500$ мкм.

Так, на рис. 2 приведена микроструктура компакта медного сплава из порошка со сред-

ним диаметром частиц $d_{cp} = 600$ мкм, на котором область R , где $\varepsilon > 0,7$, измерена по изгибу двойников [7] и составляет 10 мкм. В окрестности границы соединения, где образуется связь и $\varepsilon > 2$, видна сформированная новая микроструктура, в которой контуры исходных элементов структуры, в том числе и двойников, исчезают. В прессованных компактах из частиц размером $d < 500$ мкм измерить R с помощью двойников практически невозможно, чаще всего из-за отсутствия их благоприятной ориентации относительно контактных границ. В этом случае оценку R проводили по ширине приконтактной области, выделенной особенностями микроструктуры. Тип микроструктуры контактной зоны и значение R сопоставляли с прочностными характеристиками компактов.

На рис. 3, а, б представлены микроструктуры контактных зон компактов № 1 и 4 из порошков ЭП-450. О пластическом течении в области зон можно судить по изменению формы цементитной фазы, местами маскирующей структуру, созданную при деформировании. Непосредственно на границах соединения, направление которых совпадает с направлением максимальных касательных напряжений, наблюдается новая микроструктура в виде вытянутых фрагментов шириной ≈ 1 мкм, которые разбиты поперечными границами на элементы меньшего размера. На рис. 3, а видно, что в компактах из частиц размером 310 ÷ 440 мкм в пластическое течение захвачена существенно

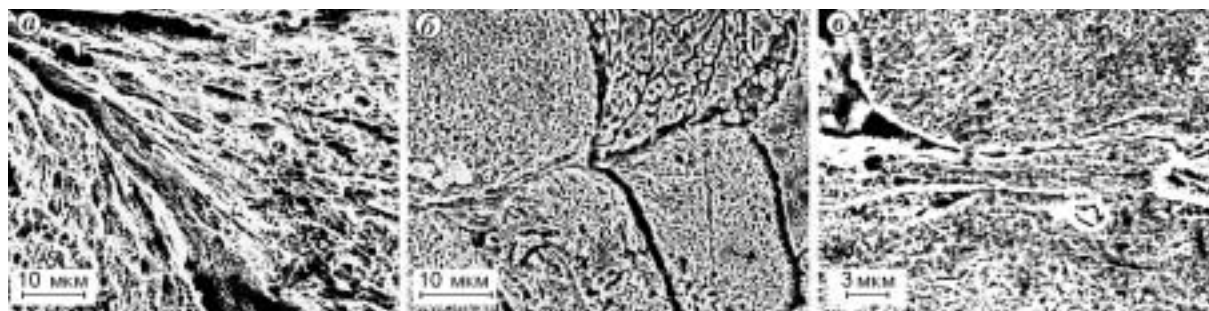


Рис. 3. Микроструктуры контактных зон компактов из порошков ЭП-450, характеризующихся прочной связью:

a — компакт № 1, схема нагружения 1, *b* — компакт № 4, схема 1, *v* — компакт № 5, схема 2

большая по ширине контактная область, чем в компактах из порошка с размером частиц $40 \div 70$ мкм (рис. 3, *b*, значения R см. в табл. 1). При этом следует отметить большую неравномерность пластического течения по границам прессуемых частиц размером $310 \div 440$ мкм, выраженную, в частности, в захвате малой доли периметра, определяющей образование связи. В компактах из порошка с размером частиц $40 \div 70$ мкм наблюдается меньшая ширина области R при большей длине периметра частиц с образованной на контактных границах связью. При этом, если направления контактных границ соседних пар частиц близки к направлению максимальных касательных напряжений, то пластическое течение, необходимое для образования связи, не прерывается на их стыке (см. рис. 3, *b*). Вытянутые вдоль границ соединения фрагменты образованной микроструктуры отличаются как большей длиной в направлении течения, так и измененной формой цементитной фазы или ее отсутствием, что указывает на перекристаллизацию структуры. Следов оплавления не наблюдается. Сформированные микроструктуры контактных зон в компактах из частиц размером $40 \div 70$ мкм обеспечивают высокую прочность соединения (см. табл. 1).

Исходная пористость и условия нагружения компактов № 1–4 (см. табл. 1) были одинаковыми. Сравнение микроструктур компактов № 1 и 4 показывает, что роль размера прессуемой фракции в образовании связи в большой степени отражается на размере и форме пор. Последние определяют угол встречи на контакте, от которого зависит ширина поля большего градиента скоростей пластического течения (R). В обоих компактах имеются локаль-

ные участки, где реализуется прочное соединение. Результаты определения прочности показывают, что в компактах из крупного порошка суммарная доля таких областей меньше, чем в компактах из мелкого порошка. Размер и форма пор в крупнозернистом компакте таковы, что угол «соударения» частиц определяет как большую ширину поля градиента скоростей деформации и, соответственно, R , так и вынос материала струями. Торможение струй приводит к тому, что за границей соединения следуют поры расширенной формы (см. рис. 3, *a*). Анализ микроструктуры в области контактных границ при $d = 40 \div 70$ мкм показывает, что меньший размер пор и большее их количество способствуют тому, что увеличивается доля периметра частиц, вовлеченных в совместное пластическое течение. Это, в частности, обусловлено и тем, что пластическое течение легко переходит от границы одной пары частиц к соседней, направление которой также близко по ориентации к направлению максимальных касательных напряжений (см. рис. 3, *b*). Независимо от размера прессуемой фракции на границах, составляющих с направлением распространения ударной волны угол больше 60° , соединение не образуется.

Микроструктуры областей R в компактах № 1 и 4 показывают, что образование связи создается в ее центральной части, где, как и при сварке взрывом, $\varepsilon > 2$ [7]. Величина R , определяемая условием $\varepsilon > 0,7$, расширяет область диссипации энергии при деформации, исключая или уменьшая вероятность оплавления при образовании связи. Следует отметить, что значение R связано с размером соединяемых элементов h , как и при сварке взрывом, соотношением $R = (0,015 \div 0,02)h$ [7]. При уменьшении

размера прессуемой фракции ширина поля градиента скоростей уменьшается, однако общее увеличение площади границ уменьшает долю энергии, диссипированной в виде тепла. Тем не менее, несколько больший размер фрагментов во вновь сформированной микроструктуре (см. рис. 3, б) и отсутствие двухфазности на границах контакта в компактах из порошка размером $40 \div 70$ мкм указывают на то, что незначительная часть энергии прессования превращена в тепловую.

Наименьшую прочность имеют компакты, спрессованные по схеме 2 (№ 5, табл. 1). Выбор параметров нагружения для создания динамического режима деформирования по схеме 2 определил распространение ударной волны к центру цилиндра (см. рис. 1, б). Таким образом, уменьшилась общая доля границ, благоприятно ориентированных для пластического течения на контактах по сравнению со схемой 1 (см. рис. 1, а), обуславливающей распространение по порошку наклонной ударной волны. На рис. 3, в представлена типичная микроструктура зоны контакта в компакте № 5 с благоприятной ориентацией. Наблюдаются фрагменты в виде полос, вытянутых вдоль направлений действия максимальных касательных напряжений, перемежающихся участками расплавов. Малая протяженность благоприятно ориентированных контактных границ в компактах, спрессованных по схеме 2 (№ 5, табл. 1), усиливает гетерогенность деформации на контактах и определяет диссипацию части энергии в форме тепла. Все это обуславливает низкую прочность компактов.

Приведенные результаты показывают, что использование порошков с размером частиц $d < 100$ мкм и использование схемы нагружения 1 при динамическом режиме прессования обеспечивают большую протяженность зон взаимодействия с образованием прочной связи. При этом основная часть энергии прессования идет на развитие совместного пластического течения и лишь незначительная ее доля выделяется в виде тепла.

Для медных сплавов (№ 6 и 8, табл. 1) получена такая же зависимость прочности компактов от типа используемой схемы нагружения, как и для ЭП-450.

Исследованы возможности повышения качества компактов при применении схемы прессования 2 за счет изменения деформации компакта непосредственно при компактировании

или повторном нагружении. Прессование по схеме 2 проведено на порошках меди и внутренне окисленной меди с размером частиц $50 \div 150$ мкм.

В табл. 2 представлены условия компактирования, где D — скорость детонации используемого взрывчатого вещества (давление оценивалось в соответствии с [5] из выражения $p = (1/4)\rho D^2$, ρ — плотность взрывчатого вещества), τ — время прохождения ударной волны по порошковой среде, $\varepsilon_{\text{доп}}$ — минимальная и максимальная дополнительные деформации, соответствующие внешнему и внутреннему радиусам порошкового цилиндра после нагружения. Следует отметить, что время τ всегда меньше, чем время затекания полости (это очевидно из того, что скорость ударной волны в порошковой среде примерно в два раза больше массовой скорости, и на этом основании получено выражение для $p = (1/4)\rho D^2$). Соответственно, не исключается отрицательное влияние растягивающих напряжений на величину прочности связи между частицами прессуемой фракции при создании дополнительной деформации непосредственно при компактировании.

В табл. 2 приведены также характеристики качества компактов, определенные по величине обжатия при прокатке (ψ) до растрескивания, и оценка ширины области R , вовлеченной в течение на контактных границах.

Как видно из табл. 2, величина ψ до появления трещин незначительна как для медных (№ 1–5), так и для внутренне окисленных компактов (№ 6–8). Давление, вычисленное по аналогии с [5], при $D = 2800$ м/с на поверхности внешнего цилиндра составляет ≈ 1000 МПа. Для компактов № 1–5 этого давления достаточно для осуществления динамического режима деформирования ($H_V \approx 500$ МПа). Следует также учитывать, что при распространении ударных волн к центру цилиндра возможно не уменьшение давления, а его увеличение. Это подтверждается и возросшей степенью изменения формы частиц прессуемой фракции от периферии к центру не только для неокисленного, но и для внутренне окисленного порошка, что также указывает на динамический режим деформирования последних.

На рис. 4 представлены типичные микроструктуры контактных зон в медных компактах. По периметру каждой из частиц компактируемой фракции наблюдаются полосы ха-

Таблица 2

Номер компакта	D , м/с	τ , мкс	$\varepsilon_{\text{доп}}$	ψ , %	R , мкм
1	2800	25	0	5	≈ 7
2	2800	25	0,15; 0,3	3,5	≈ 6
3	2800	25	0	5	—
	2800	25	0,17; 0,44*	7	
			+ прокатка ($\psi = 3$) + отжиг + прокатка**	10	
4	2800	25	0	< 5	—
	3900	15	0,17; 0,44*	≈ 3	
5	3900	15	0	$\approx 1 \div 2$	—
6	2800	25	0	< 3	—
	2800	25	0,16; 0,29*	$\approx 3,5$	
7	2800	18	0	< 3	—
	4000	25	0,16; 0,29*	< 3	
8	3900	14	0,17; 0,44	< 3	—

Примечание. Образцы 1–5 — медные компакты, 6–8 — внутренне окисленные. В графе $\varepsilon_{\text{доп}}$ представлены величины деформации на внешнем и внутреннем радиусах компактов после разных этапов воздействия: *повторное нагружение, **обработка после второго нагружения.

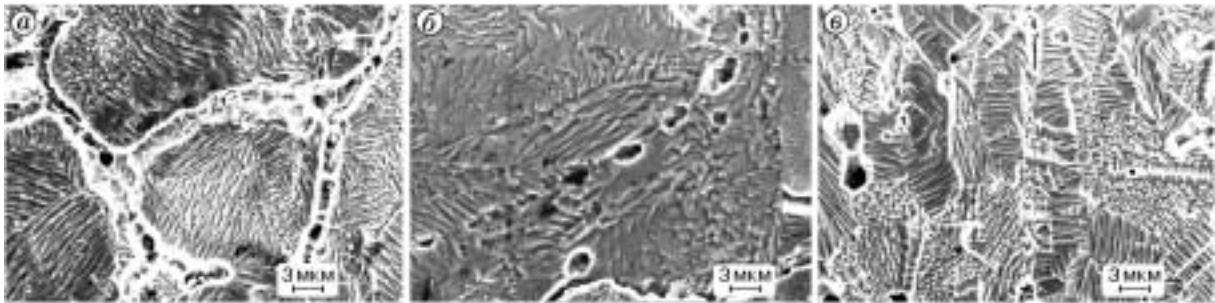


Рис. 4. Микроструктуры контактных зон в компактах меди, спрессованных по схеме 2 из порошков с размером частиц $50 \div 150$ мкм:

a — прессование при $\varepsilon_{\text{доп}} = 0$, *б* — прессование с дополнительной деформацией при повторном нагружении, *в* — условия пункта «б» + прокатка, отжиг и прокатка

рактерной структуры сдвигов. Рис. 4, *a* представляет микроструктуру компакта № 1 (см. табл. 2), в котором направление контактных границ с протяженной областью связи близко к направлению максимальных касательных напряжений. Центральная часть контактной зоны ($\varepsilon \approx 2$) состоит из пор, разделенных локальными участками фрагментированной микроструктуры, по которым образуется связь. Наибольшая ширина зоны R , включающей центральную часть и полосы направленных сдвигов со стороны контактирующих частиц, составляет ≈ 7 мкм, по расчету она равна $2 \div$

3 мкм. Увеличение R может быть обусловлено появлением тонких расплавов и растяжением усадочных раковин при взаимодействии ударных волн при компактировании в цилиндре со сплошным центральным стержнем.

Микроструктура компакта № 2 (табл. 2) отличается от № 1 увеличением общей текстуры, созданной дополнительной деформацией при затекании материала компакта в полость. Это может также привести к некоторому уменьшению ширины контактных зон и степени прокатки до появления трещин. Внутри частиц фракции местами наблюдалось рас-

трескивание по границам зерен. Неоднородность ширины зон вдоль контактных границ, характерная для всех спрессованных компактов, определена их разной ориентацией относительно направления распространения ударной волны по прессуемому компактному.

Заметные изменения микроструктуры произошли при создании дополнительной деформации повторным нагружением (компакт № 3, табл. 2). Наблюдалось увеличение общей текстуры (см. рис. 4,б) по сравнению с компактами № 1 и 2, поскольку в этом случае вся энергия при втором нагружении расходуется только на деформацию, а не на прессование и следующую за ним деформацию, как в случае компакта № 2. Изменения микроструктуры, созданные повторным нагружением в компакте № 3, таковы, что определить границы контактных областей можно только по расположению пор. В локальных областях образовавшейся связи граница соединения видна также по изменению ориентации полос сдвига в фрагментах. Действие повторного нагружения, определяющего тип деформационного состояния «сдвиг + сжатие» в предварительно спрессованном компакте, повышает качество связи на границах, образованных при первом нагружении — прессовании. Фрагментация структуры в зоне соединения, как и в целом образце, после второго нагружения отличается от той, что определяла образование соединения при первом нагружении (см. рис. 4,а). В окрестности контактной зоны появляются новые структурные элементы, разделяемые полосами сброса, образованными дисклинационным механизмом деформации (см. рис. 4,б). Наблюдаемое увеличение расстояния между полосами сдвига и отсутствие возможности выделить область R свидетельствуют также о выделении тепла в зоне контакта.

На образцах компакта № 3 также исследовалось влияние термомеханической обработки на значение ψ до появления трещин. Образцы прокатывали до значения $\psi = 3\%$, при котором трещины не образовывались, затем отжигали при $500\text{ }^\circ\text{C}$ и вновь прокатывали. После комплекса указанных обработок трещины появились при значении $\psi = 10\%$.

Увеличение степени прокатки до разрушения компакта № 3 определяется типом микроструктуры в локальных областях контактных зон (см. рис. 4,б), обусловленным повторным нагружением. Повышение величины ψ до

10% (см. табл. 2) после дополнительной обработки произошло за счет усиления фрагментации микроструктуры по всему объему компакта и особенно на контактных границах (см. рис. 4,в). Формирование указанной микроструктуры определено высокой плотностью дефектов, созданных как взрывными нагружениями, так и процессами последующей прокатки. Следует отметить, что фрагментация структуры происходила с включением дисклинационного механизма деформирования, что очевидно из расположения полос сдвига с их сгущением на границах фрагментов (см. рис. 4,в). Известно [8], что дисклинационный механизм определяет увеличение доли ротационной составляющей деформации. Это, как правило, приводит к сдерживанию процессов разрушения до больших значений ψ .

Повышение давления прессования как при повторном (компакт № 4, табл. 2), так и при однократном нагружении (№ 5) не привело к увеличению прочности компактов. При этом большая часть энергии прессования превратилась в тепловую. Это определило образование непрерывной цепочки пор вдоль контактных границ, обусловленных большим объемом расплавов, и затруднило оценку области R . Такой характер микроструктуры в зоне контакта существенно снижает прочность соединения.

Прочностные характеристики компактов из внутренне окисленной меди, полученных по схеме 2 (№ 6–8, табл. 2), как и полученных по схеме 1 (№ 7, табл. 1), ниже, чем у компактов из неокисленной меди. Наблюдаемые во всех компактах из внутренне окисленной меди оплавления по границам контакта затрудняют выделение области R . Следует отметить, что несмотря на существенную разницу значений микротвердости неокисленной и внутренне окисленной меди (60 и 120 соответственно) динамический режим прессования, характеризуемый изменением формы прессуемой фракции, осуществлялся для обоих материалов при одинаковых условиях нагружения. Видимо, это связано с некорректностью определения давления, проведенного для схемы 2 в соответствии с [5]. Различие прочностей компактов из неокисленной и внутренне окисленной меди обусловлено спецификой сформированных микроструктур на контактных границах, приведенных на рис. 5.

Для сравнения выбраны микроструктуры зон контакта в компактах, спрессованных при

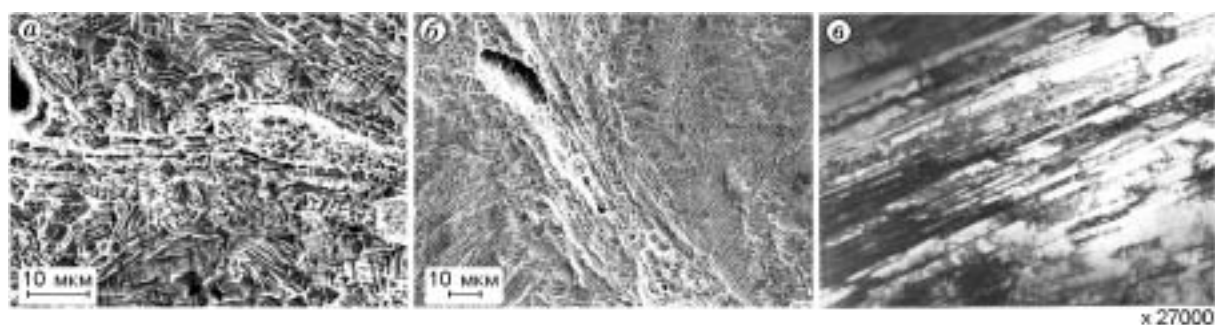


Рис. 5. Микроструктуры контактных зон:

a — медный сплав, *б* — внутренне окисленный сплав, спрессованный по схеме 1, *в* — зона соединения, образованная при сварке взрывом

идентичных условиях из порошков неокисленной и внутренне окисленной меди с размером частиц $310 \div 440$ мкм (№ 6 и 7, табл. 1). В таких компактах зоны контакта достаточно широкие, что позволяет детально разрешить сформированные микроструктуры. На рис. 5 видно, что в зонах контакта обоих материалов наблюдаются полосы фрагментированной структуры. В центральной части контактной зоны компактов из неокисленного порошка на месте границ соединения наблюдаются области шириной ≈ 10 мкм с микроструктурой высокой степени фрагментации (см. рис. 5, *a*). Микроструктура этих областей представляет вытянутые вдоль границы фрагменты шириной $2 \div 3$ мкм, которые, в свою очередь, разбиты на блоки меньшего размера. И первые, и вторые характеризуются наличием сдвигов с незначительной разориентацией. Такой вид области соединения в сканирующем электронном микроскопе хорошо коррелирует с микроструктурой границы соединения, образованной сваркой взрывом, наблюдаемой в просвечивающем электронном микроскопе (см. рис. 5, *б*). При этом в последнем случае видны дислокационные границы ячеек и блоков.

Микроструктура контактных зон компактов из внутренне окисленного порошка также представляет собой высокофрагментированную структуру, но при этом граница соединения всегда четко видима по следам оплавления (см. рис. 5, *б*).

Особенности микроструктур на контактных границах внутренне окисленного и неокисленного порошков, спрессованных при одинаковых условиях, вероятно, определены различием их внутренних структур и обусловленных этим свойств. Как отмечалось выше, формирование

контактных зон характеризуется шириной поля большого градиента скоростей совместного пластического течения, которое при сохранении условий нагружения и размера прессуемой фракции зависит и от природы материала порошков. Материалы компактов № 6 и 7 относятся к разным классам: № 6 — твердо-растворный сплав Al в Cu ($\sigma_b = 300$ МПа и $\sigma_s = 150$ МПа), № 7 — дисперсно-упрочненный частицами Al_2O_3 сплав на основе Cu ($\sigma_b = 390$ МПа, $\sigma_s = 340$ МПа). Различие величин σ_b и σ_s в сплавах определяет как ширину поля градиента скоростей R , так и характер диссипации энергии в зоне контакта. Для внутренне окисленного материала высокое значение σ_s и незначительная разница $\sigma_b - \sigma_s$ определяют резкий спад напряжений в узкой области (меньшее значение R), сопровождаемый выделением тепла и появлением широких оплавленных границ (см. рис. 5, *б*), чему соответствует малая прочность связи.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Размеры зон интенсивной пластической деформации R на контактных границах, где образуются прочные связи при компактировании и сварке взрывом при динамическом режиме, находятся в одинаковой зависимости от размера соединяемых элементов. Это указывает на то, что механизм образования связи определяется методом взаимодействия на границах соединяемых элементов.

При создании прочной связи между частицами прессуемой фракции в зоне контакта образуется высокофрагментированная микроструктура (см. рис. 3–5). Такой характер микроструктуры в зонах контакта компактов

(см. рис. 5,а), имеющих максимальную прочность, свидетельствует о том, что процесс образования соединения при прессовании взрывом является объемным процессом. Взаимодействие атомов происходит в некоторой толщине поверхностных слоев. Большие деформации ($\varepsilon \approx 3$) в зонах контакта, обусловленные условиями сближения соединяемых частиц фракции, генерируют высокую плотность дефектов. При этом формируется структурное состояние материала, близкое к аморфному [9]. Такое состояние материала является высокоэнергетическим, переход его к равновесному состоянию способствует образованию фрагментированной микрокристаллической структуры. В зоне соединения наблюдается эволюция фрагментов вдоль направлений максимальных касательных напряжений.

Взаимодействие в зонах контакта частиц прессуемой фракции контролируется полем максимальных касательных напряжений. Протяженность границ, направление которых близко к направлению действия максимальных касательных напряжений, зависит как от схемы компактирования, так и от размера прессуемой фракции. Использование схемы 1 обеспечивает большую протяженность зон взаимодействия, где развиты сдвиговые деформации, по сравнению со схемой 2.

Влияние размера частиц прессуемой фракции на протяженность границ прочной связи четко выявлено на компактах сплава ЭП-450. Размер частиц порошков наибольшее влияние оказывает на начальный размер и форму пор. Эти параметры определяют угол встречи на контакте, от которого зависит ширина зоны большого градиента деформации и соотношение протяженности образованных в компактах областей связи и пор на контакте. Использование порошков с размером частиц < 100 мкм определяет оптимальную протяженность контактных границ, на которых реализуется развитие совместного пластического течения с образованием связи. Однако высокая гетерогенность деформации контактов в порошковых материалах не позволяет достичь высокой прочности и пластичности компактов после ударного компактирования даже в используемом в работе развитом динамическом режиме деформирования.

Наблюдаемая зависимость протяженности областей связи от размера частиц прессуемого порошка позволяет установить качествен-

ный баланс между геометрией пластического течения частиц, определяющей долю мест с прочной связью, и количеством поставляемой энергии при динамическом режиме деформирования. Условия компактирования порошков ЭП-450 размером $310 \div 440$ и $40 \div 70$ мкм были одинаковыми и соответствовали динамическому режиму деформирования. В обоих случаях признаков оплавления на контактных границах не наблюдалось. Об изменении механизма диссипации поставляемой энергии в виде тепла (не деформационного) в мелком порошке свидетельствует растворение цементитной фазы в микроструктуре границы соединения. В крупном порошке ширина области интенсивной пластической деформации R больше, чем в мелком (см. табл. 1). Таким образом, в первом случае поставляемая энергия расходуется на создание большей зоны пластического течения R , но при этом суммарная протяженность локальных участков связи меньше по сравнению со вторым случаем, характеризуемым меньшим значением R , но большей суммарной протяженностью локальных участков связи. Таким образом, при одинаковых условиях прессования и равном количестве поставляемой энергии уменьшение размера частиц прессуемого порошка приводит к увеличению доли энергии, затрачиваемой на развитие большей протяженности границ связи и повышения прочности компакта в целом.

Одинаковый тип сформированной микроструктуры в зоне соединения трех разных материалов показывает, что механизм формирования связи при динамическом режиме компактирования не зависит от природы материала. Результаты экспериментов со сплавом Cu-0,3 % Al и дисперсно-упрочненным сплавом Cu-3 об. % Al_2O_3 показали, что при изменении внутренней структуры прессуемого материала радикального изменения в формировании микроструктуры зоны контакта не происходит (см. рис. 4). Упрочнение медной матрицы частицами оксида Al_2O_3 в большой степени изменяет механические свойства сплава, увеличиваются σ_b и σ_s , резко уменьшается пластичность, определенная незначительной разницей $\sigma_b - \sigma_s$. В итоге заметно уменьшается зона R (см. табл. 1 и 2). Избыток энергии при динамическом режиме компактирования, определенный уменьшением R , приводит к появлению расплавов в центральной части контактной зоны (см. рис. 2 и 5,б), существенно сни-

жающих прочность компактов.

В работе показана малая эффективность вводимой дополнительной деформации $\varepsilon_{\text{доп}}$ при компактировании по схеме нагружения 2. Создание дополнительной деформации в процессе прессования несколько снижает прочностные характеристики за счет уменьшения протяженности мест прочной связи, обусловленного растяжением при затекании материала в полость внутреннего цилиндра. Введение дополнительной деформации при повторном нагружении приводит к изменению микроструктуры во всем объеме компакта, что незначительно повышает прочность (см. табл. 2). Изменение микроструктуры прессованных компактов и увеличение прочности можно получить при последующей термомеханической обработке путем варьирования степеней прокатки и температур отжига.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Бондарь М. П., Нестеренко В. Ф.** Деформации на контактах и критерии образования соединения при импульсных воздействиях // Физика горения и взрыва. 1991. Т. 27, № 3. С. 103–117.
2. **Бондарь М. П., Оголихин В. М.** Пластическая деформация и образование связи при сварке взрывом медных пластин // Физика горения и взрыва. 1988. Т. 24, № 1. С. 122–127.
3. **Бондарь М. П.** Тип локализации пластической деформации на контактах, определяющий образование прочного соединения // Физика горения и взрыва. 1995. Т. 31, № 5. С. 122–128.
4. **Nesterenko V. F.** Dynamics of Heterogeneous Materials. New York: Springer, 2001.
5. **Прюммер Р.** Обработка порошкообразных материалов взрывом: Пер. с нем. М.: Мир, 1990.
6. **Пай В. В., Кузьмин Г. Е., Яковлев И. В.** Приближенная оценка параметров нагружения в композиционных материалах для случая сильных ударных волн // Физика горения и взрыва. 1995. Т. 31, № 3. С. 134–138.
7. **Бондарь М. П., Оголихин В. М.** О пластической деформации в зоне соединения при сварке взрывом // Физика горения и взрыва. 1985. Т. 21, № 2. С. 147–151.
8. **Рыбин В. В.** Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Metallurgia, 1986.
9. **Павлов В. А.** Высокие пластические деформации и природа аморфизации и диспергирования кристаллических систем // Физика металлов и металловедение. 1989. Т. 67, вып. 5.

Поступила в редакцию 15/IV 2003 г.