

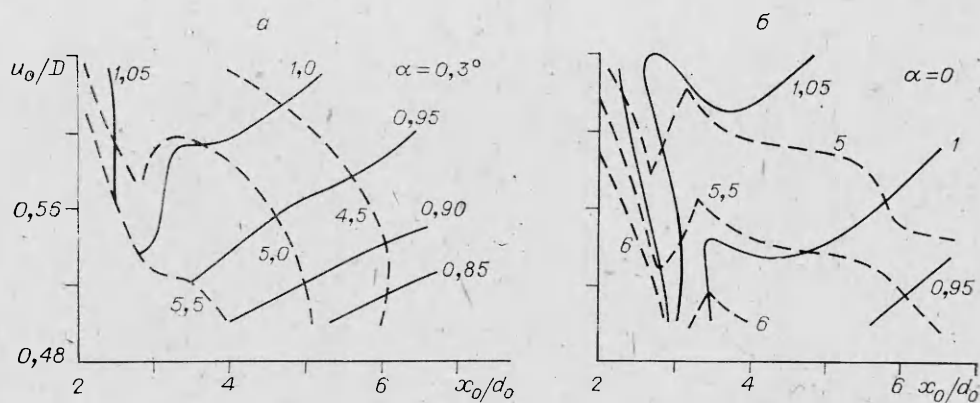


Рис. 2.

торой влияние U_0 и X_0 на U_k незначительно. В то же время необходимо, чтобы угол α был как можно меньше. Это предъявляет высокие требования к системе отделения частицы от поршня. Практически, как показал анализ результатов расчетов, достаточно выполнения неравенства

$$\operatorname{tg} \alpha \leq 0,4 \frac{d_0}{X_0} \left(1 - \frac{U_{n0}}{U_0} \right),$$

которое получено из требования, чтобы разброс конечной скорости частицы не превышал 10% ее максимального значения, соответствующего нахождению частицы в процессе ускорения на оси симметрии.

Основное преимущество исследуемого способа ускорения в сравнении с описанным в [1, 2] состоит в возможности уменьшения длины заряда до $10 d_0$ при одинаковой конечной скорости и меньшей аэродинамической нагрузке. При этом следует отметить необходимость преодоления гораздо больших технических трудностей при практической реализации.

Поступила в редакцию 11/VII 1984,
после доработки — 8/X 1984

ЛИТЕРАТУРА

1. В. М. Титов, Ю. И. Фадеев, Н. С. Титова. Докл. АН СССР, 1968, 180, 5, 1051.
2. В. М. Титов, Г. А. Швецов. ФГВ, 1970, 6, 3, 401.
3. Патент США № 3468217.
4. В. Ф. Куропатенко. ЧММСС, 1977, 8, 6, 68.
5. Л. В. Шуршалов. ЖВММФ, 1980, 20, 3, 793.
6. М. Л. Уилкинс. — В кн.: Вычислительные методы в гидродинамике. М.: Мир, 1967.
7. В. З. Касимов, Ю. П. Хоменко. — В кн.: Вопросы нестационарной газовой динамики. Томск, 1984.
8. Численное решение многомерных задач газовой динамики/Под ред. С. К. Годунова. М.: Наука, 1976.
9. В. А. Одинцов, В. В. Селиванов, Л. А. Чудов. ПМТФ, 1974, 2, 152.
10. Р. И. Нигматулин. Основы механики гетерогенных сред. М.: Наука, 1978.
11. В. Ф. Лобанов, Ю. И. Фадеев. ФГВ, 1974, 10, 1, 119.

О ГРАНИЦАХ ПРИМЕНИМОСТИ МЕТОДА УДАРНОГО ПРЕССОВАНИЯ

С. С. Бацанов
(Москва)

Известно, что для превращения под давлением порошкообразного материала в монолитный (100% по плотности, без трещин) образец необходимо преодолеть предел упругости данного тела, т. е. заставить материал пластически деформироваться. При статическом прессовании

монолитные образцы получаются всегда, когда соблюдено это условие. Использование же динамических давлений для прессования порошков хрупких тел дает случаи, когда никакие изменения условий опыта не позволяют получить монолитный образец, более того — увеличение приложенного давления приводит к «перепрессовке» [1, 2], т. е. насыщению образца трещинами и порами, или даже к его распаду на более мелкие частицы.

Причина столь различного поведения порошкообразного вещества при динамическом и статическом нагружении заключается в скорости деформирования кристаллического зерна: при ударном воздействии она больше скорости исчезновения (отжига) дефектов, при статическом — такая же или даже меньше. В результате динамическое воздействие на кристаллический материал увеличивает в нем плотность дислокаций и тем больше, чем выше давление [3], а статическое изменяет мало. Отсюда ясно, что в ударном методе возможна ситуация, когда кристаллическое зерно, перенасыщенное дефектами, созданными на фронте ударной волны, после снятия давления будет раскалываться, стремясь к уменьшению запасенной энергии [4, 5].

Оценим критическую величину динамического давления, в результате действия которого кристаллическое зерно будет распадаться на более мелкие частицы, что эквивалентно невозможности ударного прессования порошка. Определим сначала долю энергии ударного сжатия в пластической области, которая идет на деформирование кристалла. Прямые экспериментальные данные содержатся в работе [6]: для меди и никеля при давлении $p = 34,5 \div 46,0$ ГПа энергии деформации относительно постоянны и составляют в среднем 0,4 и 0,5% соответственно.

В случае MgO и Al_2O_3 энергии деформации составляют 1,0 и 0,7% [7], а для LiF — 0,5% [8] от общей энергии ударного сжатия E_w . Примерно такие же деформационные энергии получены для NaF , CaF_2 , AlN и Mo .

Таким образом, в среднем для диапазона давлений, используемых при ударном прессовании, на работу деформирования кристаллов расходуется около 0,5% от E_w . Отношение этой величины к теплоте атомизации E_a кристалла может служить энергетической характеристикой его деформирования под действием ударной волны.

Определим глубину возможного повреждения (разрушения) кристалла. Очевидно, что работа механического раскалывания монолита на отдельные крупинки, т. е. работа превращения кристалла в порошок, равна суммарной поверхностной энергии образовавшихся частиц. Если поверхностная энергия отдельной крупинки кубической формы $e_s = 6l^2\sigma$ (l — линейный размер грани кристаллика, σ — удельная поверхностная энергия), а число таких крупинок в моле веществ $n = V/l^3$ (V — мольный объем), то суммарная поверхностная энергия порошка

$$E_s = \sum_1^n e_s = \frac{6V\sigma}{l}. \quad (1)$$

Поскольку обычный размер частиц порошка ~ 10 мкм, то для σ (эрг/см²) (1) преобразуется в формулу

$$E_s = 6 \cdot 10^{-4} V\sigma, \quad (2)$$

где E_s выражается в Дж/моль. Расчет по (2) и известным σ [9] показал, что E_s имеет порядок $10^5 E_a$ для всех изученных металлов и их соединений [10]. Отсюда вытекает следующий простой критерий: если запасенная кристаллом в результате ударного сжатия механическая энергия будет больше $10^5 E_a$, то монолит хрупким образом разрушится, если же меньше, монолит сохраняется.

Эти рассуждения справедливы для частиц размером 10 мкм. Практически же в состав порошка входят частицы с размерами от 1 до 100 мкм. Соответственно в первом случае E_s будет в 10 раз больше, а во втором в 10 раз меньше. Хотя большинство частиц имеет размер ~ 10 мкм, об-

Сравнение энергий атомизации и ударного пластического деформирования

Вещество	p_{HEL}	ΔV , см ³ /г	E_{HEL} , кДж/моль	$E_a \cdot 2,5 \cdot 10^{-4}$, кДж/моль	Результат
Cu	0,13 [11]	0,00656	0,0004	0,0845	+
Be	0,4 [12]	0,0164	0,0033	0,0815	+
Mg	0,11 [12]	0,1069	0,006	0,0365	+
Al	0,54 [12]	0,0674	0,018	0,0822	+
Ti	1,85 [12]	0,1724	0,159	0,1172	±
Si	5,0 [13]	0,2809	0,702	0,113	+
Ge	4,7 [13]	0,3992	0,938	0,094	±
Nb	2,07 [12]	0,1282	0,133	0,1807	+
Ta	1,87 [12]	0,1033	0,095	0,1965	+
Sb	0,95 [14]	0,5886	0,280	0,067	±
Bi	0,3 [14]	0,1818	0,027	0,0522	+
Gr	1,6 [12]	0,0593	0,047	0,0992	+
Mo	1,6 [12]	0,0554	0,044	0,1642	+
W	2,8 [15]	0,08465	0,1185	0,2132	+
Fe	1,43 [16]	0,0894	0,064	0,1042	+
Ni	1,0 [12]	0,0346	0,017	0,1072	+
Th	0,14 [12]	0,051	0,0036	0,1492	+
LiF	0,24 [17]	0,4615	0,055	0,2122	+
NaCl	0,03 [18]	0,0316	0,0005	0,1595	+
BeO	8,2 [19]	0,370	1,518	0,293	±
MgO	4,0 [12]	0,273	0,546	0,2475	±
ZnS	3,4 [20]	0,6723	1,143	0,1527	±
ZnSe	3,0 [20]	0,9237	1,385	0,1247	—
Al ₂ O ₃	16,5 [21]	0,863	6,95	0,7705	±
SiO ₂	6,0 [22]	1,417	8,503	0,292	—
TiO ₂	4,1 [23]	0,1664	0,344	0,4665	+
SiC	8,3 [14]	0,4668	1,937	0,307	±
WC	4,0 [14]	0,0992	0,1985	0,4012	+

ласть критических значений энергии следует расширить и формулировку критерия соответствующим образом изменить: если при давлении, равном пределу упругости, энергия ударного сжатия $E_{HEL} < 0,5 \cdot 10^{-4+23} \approx 2,5 \cdot 10^{-4}$, то порошок можно спрессовать в монолит; если $E_{HEL} > 0,5 \cdot 10^{-3+2} \approx 2,5 \cdot 10^{-3}$, то образующийся в ходе ударного сжатия монолит будет разрушаться на самые мелкие частицы.

Для проверки изложенной модели проведены расчеты E по уравнению (2) и E_{HEL} — по литературным данным для давлений предела упругости, соответствующим формуле

$$E_{HEL} = p_{HEL} \Delta V / 2, \quad (3)$$

где E даны в кДж/моль, p — в ГПа, V — в см³/моль. Результаты расчетов и сопоставлений приведены в таблице, где указаны также литературные источники для p_{HEL} ; величины ΔV для конкретных значений p взяты из [24]. Для удобства сопоставлений величины E_a умножены на $2,5 \cdot 10^{-4}$; если E_{HEL} меньше соответствующего значения, в таблице ставится +, если E_{HEL} больше на порядок увеличенного значения, в таблице ставится —, в остальных случаях ставится знак ±, что означает неполную прессуемость или распад монолита на крупные куски.

Видно, что ряд хрупких простых тел (элементов) и соединений нельзя ударным методом перевести из порошкообразного в монолитное кристаллическое состояние, так как запасенная ими механическая энергия превышает работу распада кристалла на крупинки размером от 1 до 100 мкм. Повторные нагружения не изменяют, а могут только ухудшить ситуацию. Здесь следует также заметить, что для веществ, обладающих анизотропией предела упругости, приведены минимальные значения p_{HEL} , исходя из предположения, что прессование становится возможным, когда начнется пластическое деформирование хотя бы части кристаллических зерен порошка, ориентированных в «самом слабом» направлении.

Следовательно, вычисленная E_{HEL} является минимальной величиной энергии пластического деформирования анизотропных кристаллов.

Проведенный анализ, конечно, носит схематичный характер и относится к классической постановке ударно-волнового эксперимента. Результаты могут измениться, если материал нагреть перед взрывным обжатием или принять специальные меры для усиления пластического деформирования образца. Вместе с тем следует заметить, что, например, кварцевый порошок можно заплавить, но нельзя запрессовать до монолитного состояния ударным методом. Аналогичным образом нельзя запрессовать алмазный порошок, тогда как достаточно мягкие материалы легко прессуются до 100%-ного состояния при взрывном обжатии.

Несмотря на грубость сделанных допущений и рассмотрения лишь одного из аспектов проблемы прессования, расчетные данные правильно передают возможности метода ударного прессования, насколько это можно судить по известным результатам. Уточнение развитого подхода возможно на пути учета времени жизни дислокаций в условиях определенной остаточной температуры, обусловленной примененным для прессования давлением. Однако для ориентировочных оценок, по нашему мнению, предложенный метод пригоден уже в настоящем виде.

В заключение автор выражает благодарность К. И. Шевцовой за содействие в выполнении данной работы.

*Поступила в редакцию 6/II 1984,
после доработки — 16/IX 1984*

ЛИТЕРАТУРА

1. Л. Р. Зайонц, Г. А. Ададуров, Р. Я. Попильский и др. Электронная техника, 1969, 14, 1, 139.
2. R. Nelson, D. Hartley. J. Chem. Soc. Dalton Trans., 1972, 1596.
3. M. Meyers. Scripta Metal., 1978, 12, 21.
4. С. С. Бацанов. — В кн.: Докл. I Всесоюз. симпоз. по импульсным давлениям. М.: ВНИИФТРИ, 1974.
5. С. С. Бацанов и др. — В кн.: Физика импульсных давлений. М.: ВНИИФТРИ, 1979.
6. L. Murr. Scripta Metal., 1978, 12, 201.
7. R. Heckel, J. Youngblood. J. Amer. Ceram. Soc., 1968, 51, 398.
8. С. А. Ждан. Канд. дис. Новосибирск, 1973.
9. С. С. Бацанов, В. П. Бокарев. Неорганические материалы, 1980, 16, 9, 1650.
10. Термодинамические свойства индивидуальных веществ. Т. 1—3. М.: Наука, 1978—1981.
11. J. Mote, O. Jones. Bull. Amer. Phys. Soc., 1970, 13, 1678.
12. Р. Мак-Куин, С. Марш, Дж. Тейлор и др. — В кн.: Высокоскоростные ударные явления. М.: Мир, 1973.
13. T. Goto, T. Saoto, Y. Syono. Japan J. Appl. Phys., 1982, 21, 1369.
14. O. Jones, R. Graham. — In: Accurate Characterization of the High-Pressure Environment/Ed. E. Lloyd. NBS Spec. Publ. 326. 1971.
15. J. Johnson, O. Jones, T. Michaels. J. Appl. Phys., 1970, 41, 2330.
16. R. Rohde, W. Leslie, R. Glenn. Met. Trans., 1972, 3, 323.
17. J. Assay, D. Hicks, D. Holdridge. J. Appl. Phys., 1975, 46, 4316.
18. W. Murri, G. Anderson. J. Appl. Phys., 1970, 41, 3521.
19. E. Royce, W. Gust. Bull. Amer. Phys. Soc., 1970, 15, 1607.
20. W. Gust. J. Appl. Phys., 1982, 53, 4843.
21. R. Graham, W. Brook. J. Phys. Chem. Solids, 1971, 32, 2311.
22. R. Fowles. J. Geophys. Res., 1967, 72, 5729.
23. T. Mashimo, K. Nagayama, A. Sawapka. J. Appl. Phys. To be publ.
24. Compendium of Shock Wave Data/Ed. M. Van Thiel. LLNL, 1977.