

18. С. А. Новиков, И. И. Дивнов, А. Г. Иванов. Физика металлов и металловедение, 1966, 21, 4, 608.
19. С. А. Новиков, Л. М. Синицына. Физика металлов и металловедение, 1969, 28, 6.
20. С. А. Новиков, Ю. С. Соболев и др. Проблемы прочности, 1977, 3.
21. С. А. Новиков, В. К. Голубев и др.— В кн.: Прикладные проблемы прочности и пластичности. Вып. 11. Горький, 1979.
22. С. А. Новиков, В. К. Голубев и др. ПМТФ, 1980, 4, 136.
23. В. К. Голубев, С. А. Новиков и др. Проблемы прочности, 1981, 5, 67.
24. С. А. Новиков. ПМТФ, 1981, 3, 109.
25. В. К. Голубев, С. А. Новиков, Л. М. Синицына. ПМТФ, 1981, 2, 112.
26. Ю. В. Батьков, С. А. Новиков и др. ПМТФ, 1979, 3, 133.
27. Б. Л. Глушиак, С. А. Новиков и др. Докл. АН СССР, 1981, 259, 4, 830.
28. И. П. Борин, С. А. Новиков и др. Докл. АН СССР, 1982, 266, 6, 1377.
29. В. Р. Голубев, С. А. Новиков и др. ПМТФ, 1982, 6, 108.
30. В. К. Голубев, С. А. Новиков и др. ПМТФ, 1983, 3, 131.
31. С. А. Новиков, А. И. Погорелов, В. А. Синицын. ПМТФ, 1983, 3, 136.
32. В. А. Свиридов, Б. Л. Глушиак и др.— В кн.: Детонация. Черноголовка, 1981.
33. В. А. Свиридов, Б. Л. Глушиак, С. А. Новиков. ЖТФ, 1983, 5, 960.
34. В. К. Голубев, С. А. Новиков, Ю. С. Соболев. ПМТФ, 1982, 1, 143.
35. В. К. Голубев, С. А. Новиков, Ю. С. Соболев. Проблемы прочности, 1982, 2, 88.
36. С. А. Новиков, А. В. Чернов. ПМТФ, 1977, 2, 143.
37. В. К. Голубев, С. А. Новиков и др. ПМТФ, 1983, 4, 151.
38. В. К. Голубев, С. А. Новиков и др. Проблемы прочности, 1983, 2, 53.
39. В. К. Голубев, С. А. Новиков и др. Проблемы прочности, 1983, 3, 78.
40. В. К. Голубев, С. А. Новиков и др. Проблемы прочности, 1984, 4, 41.
41. А. М. Молодец, А. Н. Дремин. ФГВ, 1983, 19, 5, 154.
42. S. Cochran, D. Bannert. J. Appl. Phys., 1977, 48, 7.
43. Г. И. Канель, В. В. Шербаш. ФГВ, 1980, 16, 4, 93.
44. C. S. Speight, R. F. Taylor, A. A. Wallace.— In: Metallurgical Effect at High Strain Rates. N. Y.— L: Plenum Press, 1973.
45. А. Г. Иванов, С. А. Новиков. ЖЭТФ, 1961, 40, 6, 1880.
46. Г. И. Канель. ФГВ, 1982, 18, 4, 84.
47. А. Г. Иванов. ФГВ, 1975, 11, 3, 475.
48. Л. В. Альтшуллер, С. А. Новиков, И. И. Дивнов. Докл. АН СССР, 1966, 166, 1.
49. D. R. Ciganer. J. Appl. Phys., 1963, 34, 9.
50. С. А. Новиков, Л. М. Синицына. ПМТФ, 1970, 6, 107.
51. С. А. Новиков, А. В. Чернов. ПМТФ, 1977, 2, 143.
52. С. А. Новиков, А. В. Чернов. ПМТФ, 1982, 5, 126.

ВОЗМОЖНОСТИ УДАРНО-ВОЛНОВЫХ МЕТОДОВ ПОЛУЧЕНИЯ И КОМПАКТИРОВАНИЯ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ

B. Ф. Нестеренко

(Новосибирск)

Интерес к быстрозакаленным металлическим сплавам (аморфным, мелко- и микрокристаллическим) связан с рядом их уникальных свойств: малыми магнитными потерями, высокими прочностными характеристиками, коррозионной и радиационной стойкостью [1, 2] и др.

Для получения аморфных металлов принципиально важна высокая скорость охлаждения (10^5 — 10^7 °C/c), которая достигается за счет малых толщин (10—100 мкм) расплавленного металла, контактирующего с холодной подложкой [3]. Ограничение на один из размеров аморфного материала ставит задачу получения объемных изделий с сохранением аморфного состояния из лент, порошков и т. д., которая не может быть полностью решена традиционными методами порошковой металлургии из-за низкой тепловой стабильности данных материалов. Температура их кристаллизации T_c , как правило, не превышает 500—600°C. Объемные образцы аморфных сплавов получены при горячем статическом прессовании в вакууме при температуре, близкой к температуре стеклования T_g , но ниже T_c [4]. Однако сравнительно длительное время выдержки под давлением вблизи T_g , необходимость проведения процесса в узком температурном интервале (T_c — T_g) вблизи T_g , а также ограничения на геометрию изделий требуют развития и других способов компактирования аморфных порошков.

Особенности ударно-волнового деформирования пористых материалов

Первый метод, с помощью которого получены объемные образцы из аморфного сплава $Pd_{77,5}Cu_6Si_{16,5}$, — компактирование взрывом [5]. Ударно-волновые способы нагружения позволяют также не только прессовать аморфные материалы, но и сами могут быть использованы для процесса быстрой закалки [6—8]. Эти виды применимости ударно-волнового деформирования обусловлены следующими особенностями.

Высокая скорость нагрева. При росте температуры за фронтом ударной волны (УВ) на 10^2 — 10^3 С скорость нагрева составляет 10^9 — 10^{10} С/с [9—11]. Это значение выше скорости изменения температуры при получении аморфных материалов, поэтому при нагреве в УВ материал не будет кристаллизоваться.

Важно отметить, что непосредственное измерение характеристик, связанных с температурой, принципиально в случае пористых сред. Для этих материалов возможна ситуация, когда пространственные масштабы достижения конечного состояния за фронтом, близкого к равновесному, для разных параметров, например, плотности и температуры, могут быть существенно различными, как в слоистой модели порошка [12].

Неравновесный разогрев пористых материалов. В ряде работ оптическими методами [13—15] и на основе металлографического исследования компактов [16—19] обнаружены зоны с локальными повышенными температурами, расположенные вдоль границ частиц, в местах затекания пор. На рис. 1 приведена структура титанового сплава ВТЗ-1, полученного взрывным компактированием гранул при нормальной начальной температуре и в вакууме 10^{-3} Па. Ясно видны белые зоны локального тепловыделения, обусловленные скольжением частиц относительно друг друга. Видно также, что температуры контактов частиц и появление связей между ними зависят от характера их деформирования. Из рис. 1 ясно, что наиболее неблагоприятно для образования связей квазистатическое деформирование контакта с сохранением его плоской геометрии. Данное обстоятельство делает важным поиски критериев существенно динамического характера пластического формоизменения частиц порош-

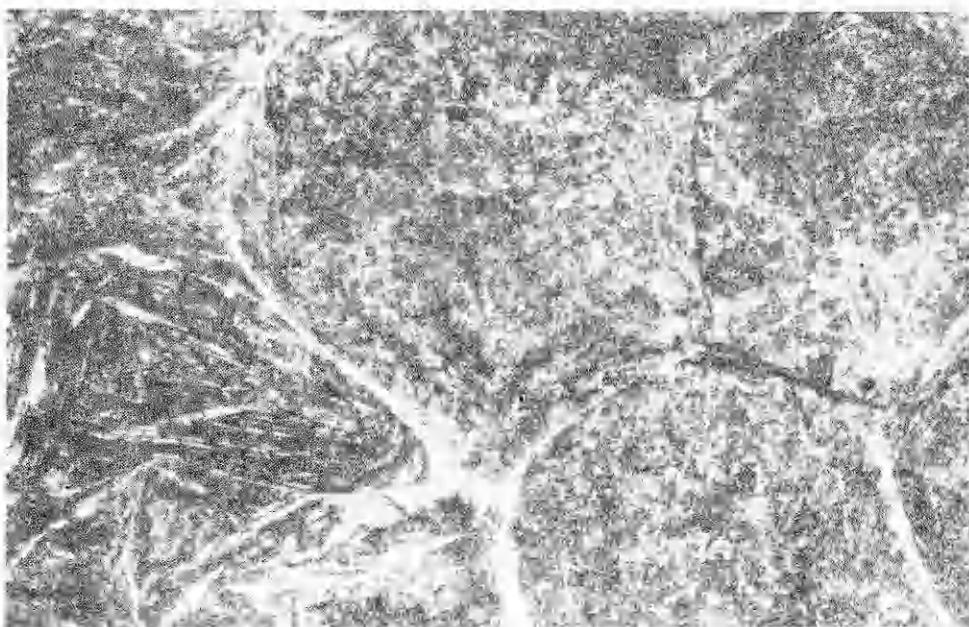


Рис. 1. Зависимость локального тепловыделения от характера деформации контактов для сплава ВТЗ-1; $\times 200$.

ка, приводящего к взаимному проскальзыванию в контактах. Один из подходов к этой проблеме на основе сравнения доли кинетической энергии в окрестности поры к энергии, диссилируемой в процессе вязкоупругого течения, изложен в [20, 21].

В работах [9–11] с помощью методики термо-ЭДС обнаружена зависимость неравновесной температуры контактов от величины фракции и давления УВ. Данная особенность позволяет, изменения размер фракции, регулировать температуру контактов частиц и обеспечивать необходимые условия для образования прочных компактов [22]. В технологической области давлений средняя температура контактов частиц фракции 0,1–0,5 мм может в 2–3 раза превышать равновесную [10, 11]. Эта особенность принципиально важна для компактирования аморфных материалов, так как позволяет, не превышая в установленном равновесном состоянии за фронтом $T_c \approx 500^\circ\text{C}$, обеспечить температуру контактов на фронте $T_k = 1000–1500^\circ\text{C}$, достаточную для образования связей между частицами [23].

Высокая скорость охлаждения контактов. В работе [10] показано, что при давлении УВ $p = 6,5 \text{ ГПа}$ время релаксации температуры контактов в порошке фракции 0,1–0,5 мм составляет 5 мкс, что соответствует скорости охлаждения контактных зон $\sim 10^8 \text{ С/с}$.

Авторами работ [19, 24–27] делается вывод о возможности достижения скорости охлаждения для узких зон вдоль границ частиц в диапазоне $10^5–10^{10} \text{ С/с}$. Эти значения превышают доступные для традиционных методов быстрой закалки. Необходимо отметить, что основные предположения, используемые для анализа в [24–27], аналогичны сделанным ранее в [15].

В [28] исследуются процессы охлаждения контактов в периодической системе нагретых до температуры плавления и холодных областей, моделирующих неравновесное состояние, возникающее после ударного сжатия (УС). При этом если толщина расплавленных зон по отношению к размеру частиц порошка $\leq 0,4$, то в процессе установления теплового равновесия достигаются скорости охлаждения, заведомо большие, чем при получении исходных аморфных частиц любым из традиционных способов.

Таким образом, при компактировании аморфных (микрокристаллических) пористых материалов значительная часть их объема может не войти в более «разупорядоченное» состояние, чем исходные частицы. Возможность нагрева до температуры плавления значительной части материала вблизи границ частиц может приводить к созданию монолитов с достаточно высокой прочностью без потери аморфного состояния.

Разрушение окисных пленок на поверхности частиц. Окисные и карбидные пленки, неметаллические включения на поверхности гранул при традиционных методах порошковой металлургии, например при горячем изостатическом прессовании, за счет малой величины внутргранулярной сдвиговой деформации приводят к низким прочностным характеристикам компактов и их чувствительности к концентраторам напряжений [29, 30]. Последующая пластическая деформация способствует разрушению отмеченных поверхностных образований, что, в свою очередь, усиливает диффузионные процессы, способствуя образованию прочных связей между гранулами [30].

С этой точки зрения процессы интенсивной сдвиговой деформации (см. рис. 1) при ударно-волновом компактировании должны благоприятно сказываться на разрушении поверхностных неметаллических включений. Важность отмеченного обстоятельства, как одного из наиболее характерных особенностей динамического прессования, подчеркивалась в [23].

В экспериментах [31] показано, что неметаллические поверхностные пленки разрушаются при ударном сжатии в средней части фронта. Это означает, что сжатие материала до конечного состояния происходит, по крайней мере, с частично очищенными контактами. Поэтому их совмест-

ная пластическая деформация может приводить к образованию прочных связей.

Необходимо отметить, что при достаточно малых размерах фракции и давлении деформация гранул при взрывном нагружении имеет «квазистатический» характер, без очищения их поверхностей от окисных включений [20]. В работе [20] предложен критерий перехода от «квазистатического» режима деформирования к «динамическому», способствующему созданию контактов частиц, свободных от поверхностных загрязнений.

Зависимость температуры компонентов в пористых смесях от фракции и свойств материалов. В [10] в смеси металла и нитрида бора обнаружено, что температура металлического компонента при однотаковых составе смесей, плотности и условиях нагружения уменьшается по мере увеличения его фракции.

Можно ожидать, что если крупные частицы материала с высокой прочностью не контактируют друг с другом в смеси и окружены мелкими частицами с низкими прочностными характеристиками, то вся внутренняя энергия УС будет запасена мелкой фракцией. Это позволяет использовать УС для получения высокотемпературных состояний, не достижимых при нагружении однокомпонентной смеси [32]. В частности, данный механизм достижения высокой температуры одного из компонентов может быть существенен при образовании алмаза в смесях графит + + металл [33]. Ясно, что эту особенность УС смесей веществ можно использовать для плавления компонента с мелкой фракцией и последующей закалки расплава, благодаря теплоотводу в холодные частицы крупной фракции.

Интересной особенностью обладает и сжатие частиц разных фракций из одного и того же материала. Судя по остаточным деформациям гранул титанового сплава (рис. 2), основная часть тепловой энергии, возникающей вследствие пластической деформации, и в этом случае запасается в мелкой фракции. Механизм явления может состоять в том, что при контакте частиц разного радиуса большие напряжения в процессе нагружения первоначально возникают на частичках меньшего радиуса. Это приводит к их пластическому течению, разогреву и дальнейшему ослаблению. Как следствие, изменение удельного объема порошка

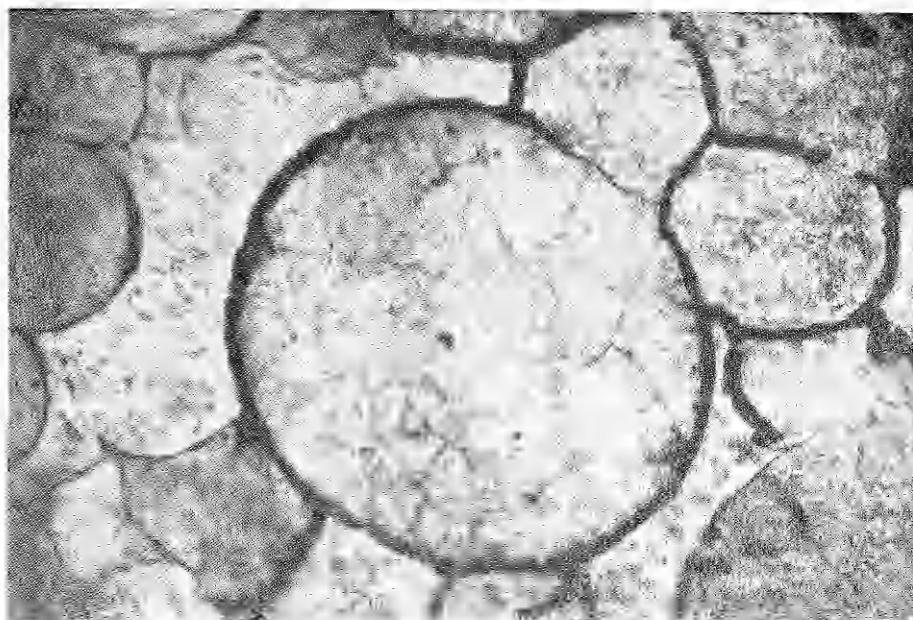


Рис. 2. Характер деформации смеси гранул, имеющих различный размер; $\times 200$.

может быть достигнуто формоизменением в основном более мелкой фракции. Анализ поведения полидисперсных материалов содержится в [34].

Различная прочность в смеси пластичных материалов также влияет на перераспределение энергии между компонентами [35, 36].

Критерии получения прочных компактов

Важность локальных процессов тепловыделения при ударно-волновой обработке материалов с точки зрения получения прочных компактов в настоящее время является общепризнанной. Эти процессы, в свою очередь, определяются размером фракции частиц, начальной температурой, плотностью, термодинамическими характеристиками материалов и условиями нагружения [20—23, 36, 37]. В настоящей работе из-за ограничения ее объема не обсуждаются принципиально важные проблемы сохранения изделий от образования трещин в волнах растяжения. Даные вопросы наиболее полно рассмотрены в [38].

В [22] сформулировано предположение, что для выбора оптимального режима взрывного прессования необходимо выполнить следующие основные условия:

$$\varepsilon_0 > \varepsilon_{\min}, p > p_{\min}, E_k > E_{k\min}, t > t_{\min}.$$

Здесь ε_0 — внутренняя удельная энергия УВ; p — давление УВ; E_k — поверхностная плотность удельной энергии, выделяемой на контактах; t — длительность УВ.

Необходимость требования $E_k > E_{k\min}$ наглядно демонстрируется на рис. 1, где видно образование металлических связей между частицами, испытавшими взаимное скольжение, приведшее к требуемой для этого концентрации поверхностной энергии, и отсутствие связей на контактах, где наблюдалось простое смятие частиц без заметного скольжения. Рис. 1 наглядно демонстрирует ситуацию, когда достигается плотность материала, близкая к теоретической, но не обеспечивается связь по всей поверхности контактирующих частиц. Более однородного выделения энергии по поверхности частиц можно добиться, в частности, за счет предварительного подогрева (рис. 3).

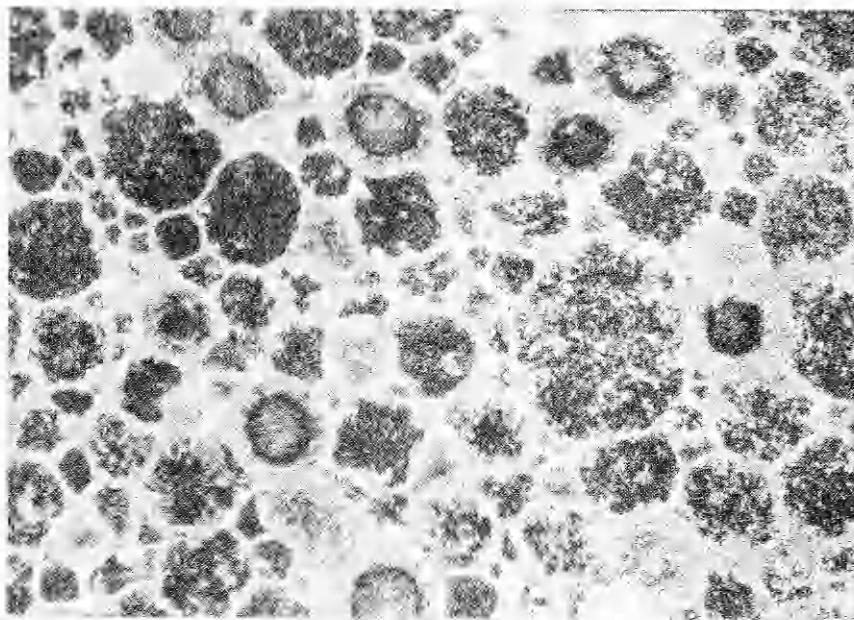


Рис. 3. Структура компакта титанового сплава для опыта с предварительным подогревом до 1000°C; $\times 50$.

В [22] отмечается, что оптимальный размер фракции лежит в диапазоне 0,1—1 мм. Данное заключение основывалось на том, что, как показано экспериментально в [9, 10], фракция частиц 0,1—0,5 мм позволяет получить температуру контактов $\geq 1000^\circ\text{C}$ для порошков насыпной плотности в технологически приемлемой области давлений $\leq 5 \text{ ГПа}$. В этой области сравнительно легко обеспечить режим нагружения такой, что напряжения, возникающие при разгрузке, не будут приводить к разрушению образца [38]. Предполагалось, что поверхностные температуры такого порядка в сочетании с интенсивными пластическими течениями и давлением способны приводить к образованию прочных связей между частицами. С другой стороны, поскольку в реальных взрывных экспериментах длительность импульса сжатия имеет порядок 10 мкс при массовой скорости порошка $\leq 500 \text{ м/с}$, соответствующей указанной области давлений ($\leq 5 \text{ ГПа}$), то заведомо обеспечить условие $t > t_{\min}$ можно, ограничив размер фракции величиной 1 мм.

В отличие от [22], где выдвинуто требование $E_c > E_{c\min}$, в работе [24] сделано предположение, что прочная связь между частицами образуется при достижении на контактах температуры плавления T_s . Условие для этого требования:

$$\tau \leq t_m, \quad t_m = 1/12\kappa(a/2 \cdot \Delta T/\Delta T_s)^2, \quad \tau = 3,6a/D, \quad (1)$$

где ΔT_s , ΔT — соответствующие разницы между температурой плавления, средней устанавлившейся температурой за фронтом и начальной. Необходимо отметить, что если наличие связей между контактами частиц действительно определяется плавлением контактных областей, то в критерий образования связей помимо ΔT_s должен входить и такой параметр, как скрытая теплота плавления. На базе изложенных соображений и уравнений (1) в [39] предложен более общий критерий образования прочных компактов.

Автор [24] однозначно связывает прочность компактов с параметром τ/t_m , полученным при различных давлениях УВ. В то же время давление само по себе может определять прочность спрессованных образцов. Замечание о том, что роль этого параметра неважна, так как статическое давление той же величины не приводит к образованию связей [24], не совсем справедливо. Действительно, роль динамического давления может отличаться от статического, например, различным характером разрушения окисных пленок, степенью пластической деформации контактных областей и др. Поэтому было бы интересно изучить поведение прочности компактов в зависимости от размера частиц, определяющего отношение τ/t_m при одном и том же давлении.

В [40] выдвинут принципиально отличный от работы [24] и качественно подобный работе [22] критерий

$$L = \frac{\varepsilon_0}{c(T_s - T_0) + \lambda} > L_{\min},$$

где c — среднее значение теплоемкости между T_s и T_0 ; λ — скрытая теплота плавления. Ясно, что данный критерий можно переписать в виде $\varepsilon_0 > \varepsilon_{\min}$ [22].

В [40] показано, что прочность на растяжение, большая половины значения этой же величины для монолитного материала, достигается при $L_{\min} \approx 0,22$ для порошков сплава AISI 9310 с фракцией частиц 60 мкм и начальной пористостью 1,7. Это соответствует $\varepsilon_0 = 3,2 \cdot 10^5 \text{ Дж/кг}$. Другим важным условием образования прочного компакта в [40] считается большее время нахождения образца до прихода волны разрежения t_r по сравнению с временем кристаллизации расплавов по границам частиц t_s :

$$t_r > t_s.$$

Аналогичное требование выдвигалось ранее в работе [16]. Данные условия ($L > L_{\min}$, $t_r > t_s$) ограничивают область компактирования на плоскости нормализованных параметров $t_r - \varepsilon$.

В работе [41] построена модель образования расплавленных зон по периферии частиц порошка в предположении, что выделение тепловой энергии происходит в результате трения. Наличие расплавов приводит к удалению с поверхности частиц окисных пленок и заполнению пор и трещин в компактированном материале [41].

Основные свойства материалов, полученных динамическим компактированием

Несмотря на большие потенциальные возможности рассматриваемого метода прессования для материалов с метастабильной структурой, отмечаемые в работах [5, 23–25, 34, 36, 39, 42, 43], он находит пока ограниченное применение. Одна из причин этого положения состоит в недостатке информации о свойствах получаемых материалов. В последнее время появились исследования, восполняющие этот пробел.

В [5] при компактировании взрывом аморфных порошков изготовлены монолитные стержни диаметром 8 и длиной 105 мм из сплава $Pd_{77,5}Cu_4Si_{16,5}$. Результаты рентгеновского анализа, измерение твердости, скорости звука, упругих модулей, а также применение метода дифференциальной сканирующей калориметрии подтвердили сохранение исходной аморфной структуры в монолитных образцах [44]. Свойства компактов свидетельствуют не только о возможности получить объемный образец из аморфного материала, но и достигнуть при этом механических характеристик, эквивалентных исходным для фольг, порошков, чешуек и т. д. [44]. Для монолитных образцов из сплавов $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$, $Ni_{57}Mo_{23,5}Fe_9B_{10,5}$ получена плотность 97,6 и 97,3% и величина микротвердости, совпадающая с исходной [44].

В экспериментах по прессованию сплава $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$ [45], которые проводились с использованием газовой пушки, изготовлены образцы диаметром 25 и толщиной 10 мм, имеющие плотность 7,49 г/см³, что составляло 99,8% от теоретической. Рентгеноструктурным анализом обнаружено, что образец остается аморфным, пока расчетная температура не превышает 600°C, в то время как $T_c = 412^\circ C$. Построенная $T - T - T$ -диаграмма для этого сплава показывает, что сохранение аморфного состояния для образца данного размера возможно лишь при его охлаждении от температуры 500°C [46].

Отмеченное противоречие связано, вероятно, со способом расчета в [45] остаточной температуры. В опытах она является результатом, как минимум, двукратного сжатия, которое приводит к меньшему нагреву при той же конечной плотности, чем однократный ударно-волновой процесс, принятый во внимание в [45]. Учет этого обстоятельства позволяет объяснить данное противоречие.

Изучение поверхности разрушения в [45] выявило, что при испытаниях образцов, соответствующих расчетной температуре $T_p = 600^\circ C$, морфология излома характерна для пластичных металлических стекол. В то же время отмечается, что даже в случаях, когда удается избежать кристаллизации, наблюдается низкое значение пластичности. Метод динамического компактирования может найти наилучшее применение для более пластичных аморфных сплавов [45].

Необходимо отметить одну особенность опытов по динамическому компактированию аморфных материалов без вакуумирования. Воздух, находящийся в образце, захлопывается в порах и затем распределяется по объему материала. Легко определить, что среднее содержание газов по массе имеет величину $\sim 10^{-2}\%$. Однако если молекулы газа будут сосредоточены в области расплавов по границам, то при их малой величине (например, $\sim 1\%$) содержание газов в расплавленной зоне также будет составлять $\sim 1\%$. Такое содержание атомов кислорода приводит к значительному снижению пластичности аморфных сплавов переходных металлов, например системы Zr – Cu [47].

Детальное изучение свойств сплава Metglas 2826 проведено в работе [48]. Отметим, что сохранение в образцах аморфной структуры само по себе не достаточно для получения физических характеристик, сравнимых с характеристиками для ленты. Компакт от ленты отличается наличием границ между частицами, свойства которых могут в значительной степени определить характеристики материала. Поэтому принципиально важное значение имеет обнаружение у компактов высокого сопротивления износу, сравнимого в области низких и средних скоростей с характеристиками упрочненной (≈ 900 HV) инструментальной стали [48]. Сравнительно низкое сопротивление коррозии полученных компактов связывается в [48] не только с частичным упорядочением сплава, обусловленным остаточным разогревом, но и с его микроструктурными дефектами. К таковым относятся, в частности, пористые зоны расплавов и зоны интенсивного скольжения, присущие процессу динамического компактирования. Предел прочности образцов на растяжение в [48] составлял величину, равную половине значения для аморфной ленты, что объясняется наличием микротреции и областей недостаточно прочной связи между плоскими частицами порошка. Твердость спрессованного материала, при $T_p = 600^\circ\text{C}$, возрастает примерно в 1,5 раза по сравнению с исходной, а затем убывает. Такое поведение обусловлено процессами упорядочения и кристаллизации, протекающими в стеклах и при обычных условиях нагрева.

Компактирование порошков и волокон сплавов $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{16}\text{B}_4$ и $\text{Fe}_{48}\text{Ni}_{48}\text{B}_4$ проводилось в [49]. Получены пластины размерами $200 \times 50 \times 3$ мм и плотностью 90—95% по отношению к теоретической. Как и в [48], наблюдался рост микротвердости от начального значения $\text{HV}_{50} = 6400$ МПа до $\text{HV}_{50} = 8000 \div 8500$ МПа. Авторы [49] на основе изучения термической стабильности материала после взрывного прессования отмечают увеличение температуры кристаллизации, которое в зависимости от параметров нагружения достигало 100°C . Образование «вакансий» в аморфных материалах за счет ударно-волнивых процессов в частицах, отмечаемое в [49], вряд ли способно привести к подобному повышению T_c . Это косвенно подтверждается независимостью микротвердости аморфных фольг после нагружения УВ с давлением до 40 ГПа [50]. Однако необходимо отметить, что значительная часть материала (примерно до половины объема) может быть охлаждена от температуры плавления до состояния равновесия со скоростью, большей, чем при получении исходного порошка или ленты [28].

Авторы [51, 52] при ударно-волнивом компактировании порошка аморфного сплава $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ получили плотность 83—96% от теоретической. Наблюдалось соединение частиц как через расплавленную прослойку толщиной 1—5 мкм, так и без нее. В отличие от результатов [49] температура кристаллизации до скоростей нагружения 700 м/с изменялась незначительно по сравнению с начальной, так же как и теплота перехода. Измеренная в работе коэрцитивная сила $H_c = 3 \div 4$ А/м, индукция насыщения $B_s = 0,58 \div 0,64$ Тл.

Авторы [53—55] сообщают о прессовании сплава $\text{Fe}_{78}\text{B}_{13}\text{Si}_9$ (Metglas 2605-S2) до плотности 92—99% от предельной. При этом достигнуты значения $H_c = 100$ А/м и $B_s = 1,2$ Тл. Данные результаты свидетельствуют о высоком уровне магнитных характеристик компактов, полученных динамическим методом, перспективном для приложений.

Порошки сплавов $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ и $\text{Fe}_{70}\text{Cr}_{10}\text{P}_{13}\text{C}_7$ компактировались взрывом [56] как по стандартной схеме, так и с использованием набора пластин различной плотности, расположенных между ВВ и порошком (схема ДИС), что приводит к его многократному УС, близкому к изоэнтропическому. Отмечается, что после ударно-волнивого сжатия сохраняется исходное хаотическое распределение чешуйчатых аморфных частиц, в то время как при сжатии по схеме ДИС происходит их укладка параллельно фронту волны сжатия. Изменение начальной температуры до

—196°C не повлияло на величину конечной плотности (96—99% при $p = 5 \div 20$ ГПа). Для сплава Fe₄₀Ni₄₀P₁₄B₆, уплотненного по схеме ДИС, начало и максимум пика кристаллизации уменьшаются в среднем на 4°C по сравнению с исходным состоянием, что объясняется в [56] образованием зародышей кристаллической фазы. Проведен также детальный анализ структуры компактов с использованием рентгеновской дифрактометрии и гамма-резонансной спектроскопии. Применение схемы ДИС способствует сохранению аморфной фазы.

В работе [57] проведено компактирование взрывом порошка аморфного сплава Ni₈₉P₁₁ при давлениях 3,7; 4,4 и 5,1 ГПа. При среднем значении давления получен монолитный аморфный образец, а при $p = 5,1$ ГПа выявлены области локальной кристаллизации с дендритной структурой.

Порошок аморфного сплава Markomet 1064 (Ni_{52,5}Mo₃₈Cr₈B_{1,5}, размер частиц 50 мкм) компактировался в [58] УВ с длительностью 2 мкс при $p = 4 \div 12$ ГПа. Перед ударным сжатием порошки вакуумировались, начальная пористость была близка к 2. На полученных образцах с ростом давления ударной волны наблюдалось падение микротвердости, связанное с переходом аморфной фазы в микрокристаллическое состояние. При величине удельной энергии ударного сжатия $1,22\epsilon_m$ (где ϵ_m — количество тепла, необходимое для нагрева единицы массы до температуры плавления) обнаружена микрокристаллическая структура с большим количеством макропор.

В [59] на основе разработанной методики [60] исследуются характеристики локальной магнитной анизотропии в спрессованном взрывом ферромагнитном материале Co₅₈Ni₁₀Fe₅B₁₆Si₁₁. Величина поля локальной анизотропии H_a и размер области относительной упорядоченности ориентации оси анизотропии $2r_e$ (где r_e — корреляционный радиус) фиксируют изменения структуры аморфных сплавов при размоле и компактировании даже в том случае, когда с помощью дифракционных и калориметрических измерений таких изменений не наблюдают. В [59] обнаружен эффект упорядочивания частиц порошка, состоящий в том, что они выстраиваются параллельно фронту ударной волны, как и в [55, 56].

В работе [59] делается важное замечание: несмотря на кратковременность процесса взрывного прессования в силу зависимости коэффициента диффузии от температуры и возможности создания расплавов по границам частиц, характерный масштаб диффузационных процессов может быть значительно больше, чем в методах статического компактирования [4, 61—63]. Таким образом, в процессах динамического компактирования можно ожидать получения более прочных связей между частицами, чем в статических способах. Магнитные свойства компактов, полученных в статических условиях, близки к таковым для динамических методов, хотя последний способ обладает рядом преимуществ [54, 61].

Не менее важно применение ударно-волнового компактирования для получения массивных образцов из мелко- и микрокристаллических порошков быстрозакаленных сплавов. Материал, полученный динамическим компактированием, отличается тем, что состоит из упрочненных частиц, связанных быстрозакаленным расплавом по их границам [64]. Это приводит к высокой микротвердости [19, 24, 64, 66], большей, чем при других способах упрочнения, включая воздействие УВ на монолитные материалы того же состава [17].

В [24] предполагается, что улучшение качества связей между частицами может привести к прочности, лежащей на экстраполированной зависимости между этим параметром и твердостью, полученной для монолитных материалов. Данное утверждение подкрепляется результатами для алюминия. Ожидаемое на основе предложенной экстраполяции значение прочности для Ст. 304 составляет 1200 МПа. В этой связи отметим, что твердость 350 НВ для монолитной пержавеющей Ст. 304 можно получить при давлении УВ 40 ГПа. Дальнейший рост p не увеличивает твердость [67]. При этом величина прочности составляет 797 МПа, что

незначительно превышает исходное и существенно меньше ожидаемого (1200 МПа) на основе данных по твердости [24]. Таким образом, предлагаемая экстраполяция, по-видимому, не всегда справедлива.

Механизм увеличения твердости частиц порошка в процессе прессования не ясен. В работах [65, 68] он связывается с прохождением плоской волны по внутренней области частиц. В этом случае для опытов, например в [17], пришлось бы допустить существование давлений ~ 40 ГПа внутри частиц Ст. 304, в то время как найденное по законам сохранения $p = 1,2$ ГПа, т. е. более чем на порядок меньше. Далее, для рассматриваемых УВ их скорость распространения в несколько раз меньше скорости звука в частицах, т. е. в частице не формируется УВ и ее объемное сжатие посит скорее изоэнтропический характер. Поэтому привлечение ударно-волнового механизма для объяснения повышения твердости порошков вряд ли можно считать оправданным.

В некоторых случаях вклад в высокую твердость компактов могут давать быстрозакаленные области по границам частиц [18]. Вероятно, данное явление связано с высокой скоростью пластического формоизменения частиц, приводящего к эффектам, аналогичным при ударно-волновом упрочнении монолитных материалов. В этом случае корреляция между указанными способами должна быть по степени и скорости пластической деформации, а не по амплитуде давления УВ.

Наибольшее значение прочности ($1,3 \pm 0,14$ ГПа) достигнуто в настоящее время для компактов порошков стали AISI 9310 [40, 66]. Высокие прочностные характеристики получены для материалов, состоящих из смеси двух или трех веществ, таких как алюминий, сталь, свинец, которые трудно или невозможно получить другими способами [69, 70]. Прочность на растяжение образцов Mo (0,76 ГПа) сравнима с ее значением для прокатанных листов [58].

Хорошей иллюстрацией возможности метода ударно-волнового компактирования с последующей термообработкой (с точки зрения создания прочных образцов) является его применение для изготовления матриц с пределом текучести 1,5–2 ГПа для самого процесса ударно-волнового компактирования [70, 71].

Величины прочности, сравнимые с параметрами материалов, полученных методом газостатического прессования и экструзии, достигнуты для титанового сплава Ti—6Al—2Sn—4Zr—2Mo в опытах по взрывному компактированию с предварительным нагревом порошков [72].

Характерным отличием, вообще говоря, не типичным для ударно-волнового компактирования, является получение в [72] сравнительно высоких (12,5%) значений пластичности. Как подчеркивалось в [39], максимальная пластичность материалов, достигнутая в опытах без предварительного нагрева, составляет 8% для алюминия при твердости 84НВ, что значительно превосходит свойства этого материала (соответственно 3% и 45НВ), полученного традиционной технологией.

Только в единичных работах сообщается о таком параметре компактов, как вязкость разрушения, которая, по измерениям [17] для Ст. 304, была сравнима с величиной для обычной пережавеющей стали (31 и 32 МПа · м^{1/2} соответственно).

Уникальная структура материалов, полученных ударно-волновым методом, может привести к высоким усталостным характеристикам [39]. Отмечается, в частности, что компакты из алюминия имеют усталостную прочность, при числе циклов 10^7 в 2 раза большую, чем обычный материал.

Высокое сопротивление абразивному износу получено для спрессованной смеси порошков сталь + алюминий, а также с добавками к этой смеси частиц свинца [36, 69].

Отмеченные характеристики компактов из быстрозакаленных порошков позволили эффективно использовать их в следующих приложениях [70, 71]: создание достаточно прочных, с высокой степенью однородности свойств низконагруженных заготовок, пригодных для дальнейшей экструзии,

получение заготовок из гранулированных никелевых и алюминиевых сплавов. С помощью технологии динамического компактирования созданы распылительные сопла сложной геометрии из инструментальной стали [73], так как обычные методы порошковой металлургии приводят к усадке и изменению размеров. В [73] отмечается также возможность компактирования титановых сплавов, создание заготовок достаточной прочности под дальнейшую горячую штамповку из порошков, поддающихся холодному прессованию.

Действие ударных волн на монолитные аморфные сплавы

Впервые влияние УВ на характеристики монолитных аморфных сплавов исследовались в работе [50]. В них ленты и проволоки сплавов $\text{Fe}_{80}\text{B}_{20}$ и $\text{Fe}_{38}\text{Ni}_{40}\text{Mo}_4\text{B}_{18}$ нагружались УВ с давлением 15, 25 и 35 ГПа и длительностью импульса $2 \cdot 10^{-6}$ с. Измерения твердости, исследования сохранившихся образцов с помощью электронного и ионного микроскопов не выявили каких-либо заметных изменений в структуре материалов после нагружения до $p = 35$ ГПа. В [50] предполагается, что характеристики аморфных материалов могут изменяться только при $p \geq 90$ ГПа, когда можно ожидать эффектов кристаллизации из-за близости температуры кристаллизации к остаточной.

Однако рассмотрение результатов ударно-волнового воздействия на аморфные сплавы только с точки зрения нагрева не совсем оправдано. Действительно, свойства аморфных материалов во многом обусловлены наличием свободного объема с величиной $\sim 1\%$ [74]. С другой стороны, увеличение плотности при УС с $p = 10 \div 50$ ГПа составляет для металлов 5—35% [75], т. е. изменение объема аморфного сплава при ударном сжатии может на порядок превышать свободный объем аморфного сплава. Ясно, что если возможно его обратимое увеличение (уменьшение) только за счет ближнего порядка, без его транспорта к свободной поверхности, например по схеме «распада» [76], то УС или растяжение в волнах разрежения могут влиять на величину свободного объема. Следствия этого процесса наиболее ярко могут выявляться в кристаллизационных характеристиках материалов, как наиболее чувствительных к особенностям структуры.

Авторы [77, 78] считают, что аморфное состояние есть идеальный исходный материал для синтеза новых кристаллических фаз при высоких давлениях и температурах, так как представляет собой однородную на атомном уровне смесь веществ, имеющую высокую свободную энергию. В частности, под давлением возможна кристаллизация в однофазную структуру [78, 79]. Особая роль динамических давлений состоит в расширении спектра получаемых фаз. Например, достижение наиболее высокой температуры сверхпроводящего перехода связывается с образованием под давлением новой пентадиеновой фазы с большим содержанием Nb, чем в сплаве Nb_3Si [78].

В работе [80] методами магнитоструктурного анализа, аналогичными используемым в [59], исследовалась структура аморфных ферромагнитных сплавов $\text{Co}_{58}\text{Ni}_{10}\text{Fe}_5\text{B}_{16}\text{Si}_{11}$ и $\text{Fe}_{67}\text{Ni}_6\text{B}_{16}\text{Si}_{11}$ в диапазоне давлений ударного сжатия 10—35 ГПа. Выявлено, например, что поведение этих сплавов имеет различный характер. Если для первого сплава имеется монотонное уменьшение радиуса корреляции от исходного $r_e = 220$ до 90 Å при $p = 35$ ГПа, то для второго наблюдалось увеличение этого параметра от 150 до 900 Å при том же давлении. Данная разница в поведении сплавов авторами [80] не объясняется.

Получение быстрозакаленных материалов с использованием ударно-волнового сжатия

Особенности деформирования материалов в ударных волнах, связанные с перераспределением по объему тепловой энергии, способствуют созданию быстрозакаленных, в том числе аморфных струк-

тур. Впервые аморфное состоянне материалов, полученное ударно-волновым сжатием, зафиксировано в кварце [6, 7]. В частности, в области, где средняя температура материала меньше температуры плавления, обнаружено образование диаплектических стекол за счет плавления материала в зонах адиабатических сдвигов и их застывание до момента полного спада давления [7]. Аналогичных образований для металлических сплавов пока не обнаружено.

Большие возможности вследствие сильно неравновесного выделения тепла (см. рис. 1, 3) дает УС пористых материалов. Так, в [17, 65, 81] обнаружена микрокристаллическая фаза с характерным размером структуры менее 1 мкм по границам частиц Ст. 304L, никелевого сплава MAR M-200 и сплава Al — 11% Si. В случае Ст. 304L эти области достаточно пластичны и связывают между собой частицы с высокой твердостью. Аморфная фаза по границам частиц AlN найдена в [82] с помощью просвечивающей электронной микроскопии. Ее появление обусловлено обогащением поверхностных слоев кремнием, зафиксированное микроанализом состава.

Описание и анализ микрокристаллических структур, образованных быстрой закалкой поверхностных слоев в гранулированных сплавах на основе железа, никеля и алюминия, сделаны в [18, 19]. Важность использования данного способа получения быстрозакаленных сплавов состоит в том, что он обеспечивает закалку под высоким давлением. Это позволяет ожидать новых свойств у получаемых материалов по сравнению с обычными методами закалки.

Интересные наблюдения значительного количества аморфной фазы, появляющейся в процессе УС, первоначально микрокристаллического, с малой добавкой аморфной фазы сплава Markomet 3.11, сделаны в [58]. Особую возможность получения быстрозакаленных состояний для некоторого класса материалов представляет метод, предложенный в [8]. Он основан на плавлении вещества с аномальным ходом кривой плавления под давлением вблизи минимума T_s и последующей закалкой расплава за счет спада давления.

Выходы

Особенности динамического нагружения пористых материалов делают ударно-волновые методы перспективными как с точки зрения компактирования быстрозакаленных сплавов, так и с точки зрения осуществления самого процесса закалки. Методы ударно-волнового сжатия могут быть полезными для расширения спектра кристаллических фаз, образующихся при кристаллизации аморфных сплавов.

Автор благодарит В. М. Титова, А. А. Дерибаса за стимулирование подготовки данного сообщения, Р. Прюммера, Д. Рейболда, М. Уилкинса, К. Кляйна, Р. Грэхема за обсуждение затрагиваемых в работе проблем, А. В. Молоткова, А. Н. Лазаридп, К. И. Савинкова за помощь в подготовке и проведении экспериментов.

Поступила в редакцию 1/XII 1984

ЛИТЕРАТУРА

1. Быстрозакаленные металлы/Под ред. Б. Каптора. М.: Металлургия, 1983.
2. C. F. Cline, R. W. Hopper, W. L. Johnson e. a. Scripta Metallurgica, 1983, 17, 651.
3. Г. А. Дэвис.— В кн.: Быстрозакаленные металлы/Под ред. Б. Каптора. М.: Металлургия, 1983.
4. J. L. Stempin, B. Dams, D. R. Wexell. Патент США 4298382.
5. C. F. Cline, R. W. Hopper. Scripta Metallurgica, 1977, 11, 1137.
6. О. И. Бреусов.— В кн.: Критические явления. Физико-химические превращения в ударных волнах. Черноголовка, 1978.
7. Arndt Jorg.— In: Shock waves in condensed matter: Proc. Amer. Phys. Soc: Topical conf., Joly 18—21, 1983. N. Y.— L: Elsevier Science Publishers, 1984.
8. В. Ф. Нестеренко. ФГВ, 1983, 19, 5, 145.
9. В. Ф. Нестеренко. ФГВ, 1975, 11, 3, 444.

10. В. Ф. Нестеренко.— В кн.: Обработка металлов взрывом. Т. 2. Мариански Лазни, 1976.
11. В. Ф. Нестеренко.— В кн.: Динамика сплошной среды. Механика взрывных процессов. Вып. XXIX. Новосибирск, 1977.
12. R. Hofmann, D. J. Andrews, D. E. Maxwell. *J. Appl. Phys.*, 1968, 39, 10, 4555.
13. J. H. Blackburn, L. B. Seely. *Nature*, 1962, 194, April, 370.
14. J. H. Blackburn, L. B. Seely. *Nature*, 1964, 202, April, 276.
15. Г. В. Беляков, В. Н. Родионов, В. П. Самосадчий. ФГВ, 1977, 13, 4, 614.
16. A. M. Staver.— In: Shock waves and high — strain — rate phenomena in metals. Concepts and applications/Ed. M. A. Meyers, L. E. Murr. N. Y.— L.: Plenum Press, 1981.
17. D. Raybould. *J. Materials Sci.*, 1981, 16, 589.
18. D. G. Morris. *Metal Sci.*, 1981, March, 116.
19. D. G. Morris. *Metal Sci.*, 1982, October, 457.
20. A. S. Kusubov, V. F. Nesterenko, M. L. Wilkins e. a. Lawrence Livermore Lab. Preprint UCID-20349. February, 1985.
21. M. M. Carroll, K. T. Kim, V. F. Nesterenko. Univ. of California (Berkeley). Preprint SDC 85-2. March, 1985.
22. О. В. Роман, В. Ф. Нестеренко, И. М. Пикус. ФГВ, 1979, 15, 5, 102.
23. D. Raybould, D. G. Morris, G. A. Copper. *J. Materials Sci. Letters*, 1979, 14, 2523.
24. D. Raybould. *Int. J. Powder Metallurgy and Powder Technology*, 1980, 16, 1, 1.
25. W. H. Gourdin.— In: Shock waves in condensed matter. N. Y.— L.: Elsevier Science Publishers, 1984.
26. W. H. Gourdin. *J. Appl. Phys.*, 1984, 55, 4, 172.
27. W. H. Gourdin.— In: Materials of International conference on high — energy — rate fabrication. San Antonio (USA), 1984.
28. В. Ф. Нестеренко, А. В. Музыкантов. ФГВ, 1985, 21, 2, 120.
29. А. А. Бондарев, М. З. Ерманок, Ю. П. Соболев. Технология легких сплавов, 1983, 10, 32.
30. А. А. Бондарев, М. З. Ерманок, Ю. П. Соболев. Технология легких сплавов, 1984, 6, 70.
31. В. Ф. Нестеренко.— В кн.: Тезисы докл. III Всесоюз. симп. по импульсным давлениям. М., 1979.
32. V. F. Nesterenko.— In: High Pressure in Science and Technology. Part 3. N. Y.: Amsterdam — Oxford, 1983.
33. J. Kleiman, R. B. Heimann, D. Hawken e. a. *J. Appl. Phys.*, 1984, 56, 1, 1440.
34. О. В. Роман, В. Г. Горобцов, И. М. Пикус и др. Тр. II Совещания по обработке материалов взрывом. Новосибирск, 1981.
35. А. М. Ставер, Г. Е. Кузьмин, В. Ф. Нестеренко. Тр. II Совещания по обработке материалов взрывом. Новосибирск, 1981.
36. D. Raybould. *Powder Metallurgy*, 1982, 25, 4, 35.
37. В. Ф. Нестеренко. Канд. дис. Новосибирск, 1974.
38. M. L. Wilkins.— In: Materials of International conference on High energy rate fabrication. San Antonio (USA), 1984.
39. D. Raybould. Ibid.
40. R. B. Schwarz e. a.— In: Shock waves in condensed matter: Proc. Amer. Phys. Soc.: Topical conf., July 18—21, 1983. N. Y.— L.: Elsevier Science Publishers, 1984.
41. T. J. Ahrens e. a. Ibid.
42. О. В. Роман.— В кн.: Тр. II Совещ. по обработке материалов взрывом. Новосибирск, 1981.
43. Wood Nat. Machine and Tool Blue Book, 1980, 75, 4, 78.
44. C. F. Cline. Lawrence Livermore Lab. Preprint UCRL-85796. August 5, 1981.
45. D. G. Morris. *Metal Science*, 1980, 14, 215.
46. D. G. Morris. *Acta Metallurgica*, 1981, 29, 1213.
47. Д. Е. Поляк, Р. Е. Дьюб, Б. К. Гиесен.— В кн.: Быстроозакаленные металлы/Под ред. Е. Кантора. М.: Металлургия, 1983.
48. D. G. Morris. *J. Mat. Sci.*, 1982, 17, 1789.
49. О. В. Роман и др.— В кн.: Порошковая металлургия. Вып. 6. Минск: Вышэйшая школа, 1982.
50. L. E. Murr, O. I. Inal, S. H. Wang. *Mater. Sci. and Eng.*, 1981, 49, 57.
51. О. В. Роман и др.— В кн.: Матер V Междунар. симпоз. по взрывной обработке металлов. Готовальдов, 1982.
52. О. В. Роман и др. Металловедение и термическая обработка металлов, 1983, 10, 57.
53. R. Hasegawa, C. F. Cline.— In: Materials of the 5th conference on rapid quenching and solidification of metals (RQS). Wurzburg, 1984.
54. D. Raybould, R. Hasegawa. Metal powder report, 1984, October, 579.
55. L. E. Murr e. a. *Scripta metallurgica*, 1983, 17, 1353.
56. О. В. Роман и др. Порошковая металлургия, 1984, 5, 17.
57. R. Prümmer.— In: Proc. of emergent process methods for high technology ceramics 19-th Univ. conf., Nov. 8—10, 1982. Raleigh: NC State Univ., 1982.
58. T. Vreeland e. a.— In: Proc. of The materials research society annual meeting, November 14—17, 1983. Boston, MA.
59. Р. С. Исхаков и др. Препринт ин-та физики им. Л. В. Киренского СО АН СССР, № 265Ф. Красноярск, 1984.
60. В. А. Игнатченко, Р. С. Исхаков, Г. В. Понов. ЖЭТФ, 1982, 82, 5, 1518.

61. Т. М. Грязнов и др. Докл. АН СССР, 1982, 267, 3, 619.
62. Е. Я. Малинчика, А. М. Дураченко, В. Т. Борисов. Изв. АН СССР. Металлы, 1983, 1, 142.
63. H. Lieberman. Патент США 4377622.
64. D. Raybould.— In: Shock waves and high — strain — rate phenomena in metals. Concepts and application. N. Y.— L.: Plenum Press, 1981.
65. M. A. Meyers, B. B. Gupta, L. L. Murr. J. of Metals, 1981, October, 21.
66. P. Kasiraj e. a.— In: Shock waves in condensed matter. Proc. Amer. Phys. Soc.: Topical Conf., July 1983. N. Y.— L.: Elsevier Science Publishers, 1984.
67. L. E. Murr, M. F. Rose. Philos. Mag., 1968, 18, 452, 281.
68. M. A. Meyers, S. L. Wang, B. B. Gupta.— In: Shock waves in condensed matter. Proc. Amer. Phys. Soc.: Topical Conf., July 1983. N. Y.— L.: Elsevier Science Publishers, 1984.
69. D. Raybould.— In: Modern developments in powder metallurgy: APMI Princeton. New Jersey, 1981.
70. D. Raybould. Metal powder report, 1980, 35, 10, 467.
71. D. Raybould. Metal powder report, 1982, 37, 5, 241.
72. N. C. Birla, W. Krishnaswamy. Powder Metallurgy, 1981, 4, 203.
73. D. Raybould. Metal powder report, 1982, 37, 11.
74. P. Gaskell. Acta Metallurgica, 1981, 29, 1203.
75. Shock waves and high — strain — rate phenomena in metals. Concepts and applications. N. Y.— L.: Plenum Press, 1981.
76. L. Leonardsson. Dilatometry of metallic glasses. Goteborg, Chalmers Univ. of Technology, 1984.
77. H. Iwasaki e. a.— In: High Pressure in Science and Technology. Pt. 1. Proc. 9-th AIRAPT Int. High Pressure conf. N. Y.— Amsterdam — Oxford, 1983.
78. He Shouan e. a.— In: High Pressure in Science and Technology. Pt. 2. N. Y.— Amsterdam — Oxford, 1983.
79. Wang Wen-Kui e. a.— In: High Pressure in Science and Technology. Pt. 3. N. Y.— Amsterdam — Oxford, 1983.
80. Р. С. Ишаков, М. М. Карпенко, А. А. Кузовников. Препринт ин-та физики им. Л. В. Киренского СО АН СССР, № 284 Ф. Красноярск, 1984.
81. D. Raybould. The carbide and tool Journal, 1984, March/April, 18.
82. W. H. Gourdin, C. J. Echer, C. F. Cline e. a. Lawrence Livermore Lab. Preprint UCRL-85274, May, 1981.

ПРОСТАЯ МОДЕЛЬ ДЛЯ РАСЧЕТА ЭНЕРГИЙ ИНИЦИРОВАНИЯ ГЕТЕРОГЕННОЙ И ГАЗОВОЙ ДЕТОНАЦИИ

C. A. Ждан, B. V. Митрофанов
(*Новосибирск*)

Одна из важных проблем гетерогенной и газовой детонации — инициирование самоподдерживающегося процесса спильной ударной волной, возникающей в результате локального выделения энергии за короткий промежуток времени.

В данной работе предлагается модель инициирования, точнее — конструктивный метод определения критических энергий инициирования газовой и газокапельной детонации, в основу которого положена зависимость минимума скорости нестационарной детонационной волны (ДВ) от относительной ширины ее фронта.

Универсальная зависимость минимальной скорости нестационарной ДВ. Задача о сферическом ($v = 3$), цилиндрическом ($v = 2$) и плоском ($v = 1$) сильном взрыве в монодисперсных (диаметром d_0) распылах капель углеводородов в кислороде или воздухе содержит два независимых параметра с размерностью длины: d_0 — диаметр капель и $r_0 = (E_v/p_0)^{1/v}$ — так называемый динамический радиус. (Здесь E_v — энергия инициирующего взрыва в Дж · м^{v-3}, p_0 — начальное давление смеси в Па.) Зависимый, по очень важный для околоскритических явлений параметр — ширина детонационного фронта, определяемая в общем случае совокупностью многих физических и химических релаксационных процессов. Основную роль среди них при достаточно быстрых химических реакциях играет процесс деформации и распада первоначальных капель с характерным временем $t_0 = d_0 \sqrt{\rho_2/\rho_1} / u_1$. Этому времени в установившей-