

Тип преобразователя	Условия измерения	u, м/с	t/T	α , %
Пьезокерамический	Стенка	499	3,2	5
	»	843	1,9	19
	»	1640	1,0	40
	Клин, $\beta=15^\circ$	505	2,6	11
	То же	1493	1,1	35
	Клин, $\beta=48,3^\circ$	750	1,7	11
То же	1267	1,3	22	
Сульфат-литиевый	Клин, $\beta=48,3^\circ$	750	3,4	2
	То же	1267	2,0	5

чувствительного элемента — пьезоэлектрика сульфата лития моногидрата, для которого характерна высокая чувствительность и малая величина поперечных пьезомодулей по сравнению с продольным.

Авторы выражают благодарность М. П. Сыщиковой за предоставленные материалы исследования нестационарного взаимодействия ударной волны с двугранным клином и участие в обсуждении данной работы, а также Х. Н. Моллаеву за изготовление преобразователей давления из сульфата лития.

Поступила в редакцию 18/II 1982

ЛИТЕРАТУРА

1. С. Г. Зайцев. ПТЭ, 1958, 6, 97.
2. Л. Г. Гвоздева, Ю. В. Жилин. ПТЭ, 1978, 5, 249.
3. И. В. Плотников. Тр. метеорологических институтов СССР. Вып. 139 (199). Л.: Энергия, 1972.
4. М. К. Березкина, А. Н. Семенов, М. П. Сыщикова. ПМТФ, 1964, 5, 154.
5. Н. А. Бойков, П. С. Звездин, Л. Б. Резнюк. Измерение давлений при быстропотекающих процессах. Вып. 390. М.: Энергия, 1970.
6. Я. Т. Загорский и др. Измерительные усилители на транзисторах. М.: Энергия, 1971.
7. М. К. Beryozkina, M. P. Syshchikova et al. Arch. Mech., 1980, 32, 5, 621.
8. М. Р. Syshchikova, I. V. Krassovskaya. Arch. Mech., 1979, 31, 1, 135.

УНИВЕРСАЛЬНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ПАРАМЕТРОВ УПРОЧНЕНИЯ МЕТАЛЛОВ ОТ ИНТЕНСИВНОСТИ УДАРНО-ВОЛНОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

А. А. Дерibas, В. Ф. Несгеренко, Т. С. Тесленко
(Новосибирск)

Механизм упрочнения металлов и сплавов, подвергнутых ударно-волновому нагружению, в настоящее время нельзя считать выясненным полностью. Среди параметров, определяющих эффект упрочнения, различные авторы называют величину давления во фронте ударной волны [1], величину деформации за фронтом [2], форму и длительность импульса сжатия [3, 4], время нарастания давления [5] и др. В работе [6] установлено определяющее влияние остаточной деформации образца на эффект упрочнения, которая «накладывается» на ударно-волновое воздействие и может существенно изменить механические свойства обрабатываемых образцов и даже вызвать разупрочнение. На упрочнение влияет также способ ударно-волнового нагружения, например подрыв контактного заряда или удар пластинкой, если образец находится в области нестационарного движения ударной волны.

Таким образом, на современном этапе исследований процесса ударно-волнового упрочнения трудно указать полный набор параметров ударного сжатия и характеристик материала, определяющих эффект упрочнения. Бесспорно лишь весьма общее утверждение, что величина упрочнения определяется количеством искажений, остающихся в решетке после прохождения ударной волны.

Отметим одну важную особенность процесса ударного сжатия. Удельная энергия ударного сжатия E определяется соотношением

$$E = (p + p_0)(v_0 - v) \approx p(v_0 - v).$$

Здесь p — давление на фронте ударной волны, которое, как правило, много больше исходного давления p_0 ; v_0 и v — соответственно начальный и конечный удельные объемы материала. Составными частями энергии E являются кинетическая и внутренняя энергия

$$E = E_k + E_{вн},$$

причем удельная кинетическая энергия определяется массовой скоростью за фронтом u

$$E_k = 1/2 \cdot u^2,$$

а внутренняя складывается из энергии холодного сжатия E_x , тепловой энергии E_t и энергии дефектов E_d :

$$E_{вн} = E_x + E_t + E_d.$$

Существенно, что E_d обязана входить в выражение для внутренней энергии в виде отдельного члена. Действительно, энергия холодного сжатия E_x зависит только от удаленного объема, а тепловая E_t является термодинамически равновесным вкладом. Поэтому для энергии дефектов необходимо вводить дополнительные предположения о ее зависимости от параметров ударного сжатия, которая в настоящее время не изучена с достаточной полнотой. Первые попытки нахождения зависимости энергии дефектов от параметров ударного сжатия изложены в [7, 8]. В работе [9] приведены оценки порядков величин $E_k \approx 10^9$, $E_x \approx 10^9$, $E_t \approx 10^8$, $E_d \approx 10^6$ эрг/г для меди при давлении ударной волны 10 ГПа.

Из этой оценки видно, что традиционное пренебрежение величиной E_d при расчете ударно-волновых процессов, безусловно, оправданно. Очевидно, что сложность определения E_d в значительной степени определяется ее малой величиной по сравнению с остальными видами энергий. Необходимо также отметить, что параметры, используемые в физике ударных волн, являются усредненными по физически бесконечно малому объему, включающему большое число атомов. Процесс дефектообразования происходит в значительно меньшем масштабе, характеризуемом межатомными расстояниями, где, в частности, понятие давления теряет смысл.

В настоящее время накоплен обширный экспериментальный материал по определению механических характеристик различных металлов и сплавов после воздействия сильных ударных волн [1]. Однако неизвестны какие-либо попытки обобщения имеющихся экспериментальных данных для построения единых зависимостей, связывающих параметры ударного сжатия и изменение остаточных свойств для металлов и сплавов, различных по кристаллической структуре и свойствам. Установление корреляции между остаточными характеристиками материалов после ударного сжатия, параметрами ударной волны и свойствами материалов является важной задачей. Если бы существовал большой набор зависимостей остаточных свойств от условий ударного сжатия и можно было указать полный набор величин, определяющих процесс дефектообразования в ударной волне, то можно было бы воспользоваться анализом размерностей. К сожалению, в настоящее время необходимые данные отсутствуют.

На основании анализа имеющихся экспериментальных данных можно прийти к выводу, что в диапазоне времени ударного сжатия 1—10 мкс основная величина, определяющая остаточные свойства материалов после

ударно-волнового нагружения, — давление на фронте волны. При этом не рассматриваются пористые среды, для которых задание одного давления явно недостаточно для описания процесса [10]. Влияние длительности импульса на остаточные механические свойства, рассматривавшиеся в работах [3, 4, 11], не превышает 8% (большая величина наблюдалась лишь для стали Гадфильда [12]) и противоречиво по знаку, поэтому в первом приближении его можно не учитывать.

Для определенности в этой работе ограничимся лишь экспериментальными данными, полученными для плоских ударных волн в условиях, минимизирующих остаточную деформацию образцов.

В качестве характеристики материала необходимо выбрать такой параметр, который в наибольшей степени отражает свойства дефектов (в частности, энергетические характеристики и взаимодействие), а также определяет основные особенности механизма их образования в ударной волне.

Таким параметром, по нашему мнению, является модуль сдвига G . В пользу этого можно привести следующие соображения.

1. Модуль сдвига определяет теоретическую прочность материала, которая по различным данным оценивается в пределах $(0,1 \div 0,05)G$. Для определенности принимаем величину теоретической прочности, равную $0,1 G$. Отношение давления на фронте ударной волны к теоретической прочности материала может служить естественной мерой «силы» ударной волны для данного материала. Согласно оценкам [2], величина давления для рассмотренных металлов, при которой сдвиговые напряжения за фронтом достигают значения теоретической прочности (10—30 ГПа), перекрывается диапазоном давлений, в котором имеются экспериментальные данные.

2. Модуль сдвига определяет энергию единицы длины краевой и винтовой дислокации и энергию образования точечных дефектов — вакансий и междоузельных атомов [13].

3. Величина модуля сдвига в одной из теоретических моделей этого процесса [7, 8] определяет долю энергии пластической деформации, которая расходуется на образование дефектов.

4. Один из энергетических масштабов энергии дефектообразования — температура плавления. Для металлов с кубической упаковкой справедливо соотношение Линдемана [14], связывающее температуру плавления и модуль сдвига. Коэффициенты в этой зависимости различаются примерно в 2 раза для грани- и объемно-центрированных металлов.

Выбор модуля сдвига как основного параметра материала является не более чем гипотезой, несмотря на высказанные соображения в его пользу. Это ясно хотя бы из того, что упрочнение материала связано не только с характеристиками отдельных дефектов, но и с их числом и характером распределения.

Необходимо отметить, что несмотря на большое количество измерений модуля сдвига, в справочной литературе разброс значений достигает 50%. Авторами использовались данные, приведенные в работах [15, 16] для поликристаллических материалов. Поскольку модуль Юнга измеряется значительно более точно, определяем величину модуля сдвига по формуле, справедливой для упругих изотропных материалов:

$$G = E/2(1 + \nu),$$

где E — модуль Юнга; ν — коэффициент Пуассона. Максимальный разброс по величине G обнаружен у ниобия. Далее используется значение E из справочника [15], поскольку приведенная там величина вполне соответствует величине продольной скорости звука в ниобии, определенной по данным эксперимента, в частности по начальному наклону ударной адиабаты.

В качестве безразмерных параметров, определяющих остаточные свойства материалов, выбраны отношения величин твердости H_V и предела текучести ударно-нагруженного и отожженного материалов. Попытки от-

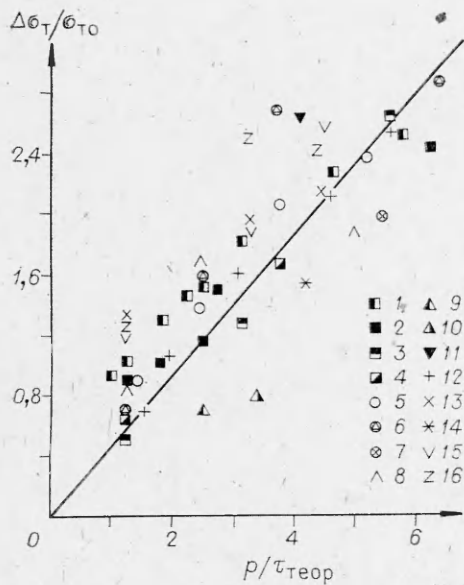


Рис. 1. Зависимость изменения предела текучести металлов от ударной нагрузки.

Никель: 1 — [23], 2 — [18], 3 — [21], 4 — [22]; медь: 5 — [9], 6 — [30], 7 — [21]; латунь: 8 — [28]; АМГ-6: 9 — данные представлены Т. М. Соболенко; тантал: 10 — [21]; монель: 11 — [21], нержавеющая сталь 304: 12 — [28], 13 — [21], 14 — [29]; нержавеющая сталь 301: 15 — [21]; нержавеющая сталь 316: 16 — [21].

носить параметры упрочнения к исходным значениям в данном эксперименте давали иногда заниженные величины прироста упрочнения по сравнению с основной зависимостью. Очевидно, если в своих экспериментах авторы используют материалы с предварительным упрочнением, это сказывается на повышении механических характеристик после ударно-волновой обработки только в диапазоне слабых ударных волн. Если давление на фронте ударной волны существенно превышает теоретическую

прочность, конечный эффект упрочнения уже перестает зависеть от предварительного наклепа. Поэтому для рассмотрения с единой точки зрения экспериментальных данных различных авторов естественно сравнивать упрочнение материалов с их свойствами в максимально отожженном состоянии, ибо именно эти свойства в наибольшей степени присущи природе данного металла или сплава и не зависят от его обработки. Выбранные таким образом характеристики материалов приведены в таблице.

Экспериментальные данные разных авторов, опубликованные в работах [4, 9, 17—30] (всего для двенадцати металлов и сплавов), обработаны и нанесены в виде точек в плоскостях $(p/\tau_{теор}, \Delta H/H_0)$ и $(p/\tau_{теор}, \Delta\sigma_T/\sigma_{T0})$ (рис. 1, 2). Из рисунков видно, что точки, представляющие относительное увеличение твердости, располагаются в сравнительно узкой полосе вблизи кривой (см. рис. 2)

$$\Delta H/H_0 = 0,43\sqrt{p/0,1G}. \quad (1)$$

Значительно менее полные данные по увеличению предела текучести, получение которых требует больших затрат труда в времени, группиру-

Материал	G, ГПа	Исходная твердость H_0 , ГПа	Исходный предел текучести σ_{T0} , ГПа	T_r , К	p_r , ГПа
Cu					
чистая	40,6	0,55	0,09	540	56,5
техническая	40,6	0,6	0,1	540	56,5
Ni					
чистый	80,2	1,0	—	690	93,5
технический	80,2	1,3	0,23	690	93,5
Латунь 70/30	40,8	1,0	0,1	470	40,0
Нержавеющая сталь					
304	76,6	1,5	0,215	720	86,0
301	76,6	1,6	0,23	720	86,0
316	78,3	1,5	0,22	720	86,0
Nb	57,6	0,676	—	1104	90,0
Ti (технический)	41,5	1,95	—	776	56,5
Ta	70,5	0,68	0,165	1308	110,0
Al	26,0	0,134	—	370	22,7
АМГ-6	27,0	—	0,175	350	15,7
Монель	66,0	0,12	0,184	650	73,7

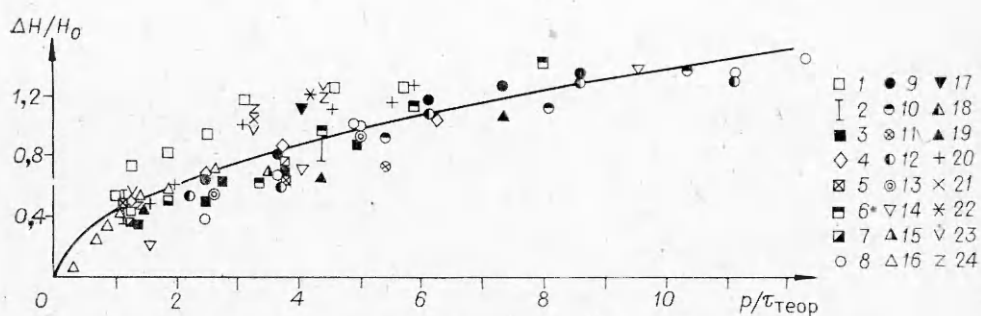


Рис. 2. Зависимость изменения твердости металлов от ударной нагрузки.

Никель: 1 — [17], 2 — [4], 3 — [18], 4 — [19], 5 — [20], 6 — [21], 7 — [22]; медь: 8 — [23], 9 — [18], 10 — [24], 11 — [21], 12 — [25]; латунь: 13 — [18]; ниобий: 14 — [21]; тантал: 15 — [21]; алюминий: 16 — [26]; моель: 17 — [21], АМГ-6: 18 — данные представлены Т. М. Соболенко; титан: 19 — [27]; нержавеющая сталь 304: 20 — [28]; 21 — [21], 22 — [29]; нержавеющая сталь 301: 23 — [21]; нержавеющая сталь 316: 24 — [21].

ются с несколько большим разбросом вблизи прямой

$$\Delta\sigma_{\tau}/\sigma_{\tau 0} = 0,48 \cdot p/0,1G. \quad (2)$$

Отметим, что подобные зависимости получены отдельно для меди и никеля в работе [9].

Авторами не рассматривались имеющиеся данные по упрочнению многофазных материалов, поскольку для них имеется неопределенность в выборе исходных характеристик и в определении микротвердости, на которую одновременно влияют свойства матрицы и упрочняющей фазы.

Необходимо отметить, что имеется ряд материалов, параметры упрочнения которых не укладываются в разброс точек, показанных на рис. 1 и 2. Прежде всего, к ним относятся железо и стали ферритного класса, претерпевающие при ударно-волновом нагружении фазовый переход с изменением объема. У этих материалов при давлении порядка 13 ГПа ($p/\tau_{теор} \approx 1,8$) микротвердость меняется очень резко и соответствующие точки лежат значительно выше полосы, показанной на рис. 2. Особенность поведения этих материалов, очевидно, заключается в том, что обратимый фазовый переход является дополнительным источником дефектов, который не функционирует при ударно-волновой обработке материалов, не имеющих фазового перехода.

Обнаружены еще три материала, параметры упрочнения которых не укладываются в разброс точек, показанных на рис. 1 и 2. В работе [31] приведены данные по ударно-волновому упрочнению вольфрама. Другие данные по ударно-волновой обработке этого материала не известны. Приоросты твердости для двух значений $p/\tau_{теор}$ лежат значительно ниже полосы, приведенной на рис. 2. Можно предположить, что причина наблюдаемого отклонения состоит в неопределенности механических характеристик вольфрама в отожженном состоянии. Во всяком случае, обнаружить соответствующие данные в литературе не удалось. Если в экспериментах, описанных в [31], использовался вольфрам с повышенной начальной твердостью, появление в знаменателе выражения $\Delta H/H_0$ большой величины могло сместить соответствующие точки вниз от кривой (1).

Имеются особенности в расположении экспериментальных точек, характеризующих упрочнение стали Гадфильда. Данные о повышении твердости этой стали, приведенные в работах [1, 12], показывают, что на упрочнение оказывает существенное влияние изменение длительности импульса. Для выяснения причины этой аномалии необходимо детальное изучение механизма ее упрочнения, который в настоящее время не установлен даже при традиционных способах нагружения.

Имеющиеся в литературе данные об упрочнении α -латуни (70/30) [28, 32] не согласуются между собой, причем данные работы [28] располагаются значительно выше кривой (1), а данные работы [32] — ниже. Можно было бы объяснить что различие разницей исходных материалов или другими неконтролируемыми факторами. На рис. 2 приведены ре-

зультаты экспериментов с этим материалом [18], укладывающиеся в полосу вблизи кривой (1).

Результаты обработки экспериментов по упрочнению металлов и сплавов ударными волнами, представленные на рис. 1 и 2, показывают, что остаточные механические характеристики (твердость и предел текучести) для ряда металлов и сплавов с различной кристаллической структурой, энергией дефекта упаковки и весьма разнообразными механическими, теплофизическими и другими свойствами в первом приближении следуют одному и тому же закону зависимости параметров упрочнения от величины $p/\tau_{\text{теор}}$. Характер зависимости $\Delta H/H_0$ от $p/\tau_{\text{теор}}$, определяемый формулой (1), показывает, что с увеличением $p/\tau_{\text{теор}}$ относительный рост твердости замедляется и для $p/\tau_{\text{теор}} > 7$ становится малозаметным. Этот процесс, очевидно, связан с насыщением объема дефектами, имеющим естественный предел, каковым мог бы быть, например, перевод материала в аморфное состояние. К сожалению, для материалов, представленных на рис. 2, рентгеноаморфное состояние к настоящему времени, насколько известно, не достигнуто, поэтому пока невозможно непосредственно сопоставить с характеристиками этого состояния достигнутые параметры упрочнения и определить, хотя бы формально, предельные возможности ударно-волнового упрочнения.

Линейная зависимость $\Delta\sigma_r/\sigma_{r0}$ от $p/\tau_{\text{теор}}$ (2), на которой не наблюдается тенденция к насыщению, объясняется, по-видимому, недостаточным диапазоном изменения параметра $p/\tau_{\text{теор}}$. Экспериментальные данные о пределе текучести для $p/\tau_{\text{теор}} > 6$, где, очевидно, подобно твердости, должна проявляться тенденция к насыщению, в настоящее время не получены. Необходимы дальнейшие исследования, чтобы уточнить эту зависимость для больших значений $p/\tau_{\text{теор}}$.

Наличие единых зависимостей (1) и (2) для различных материалов может служить свидетельством того, что энергия дефектов E_d должна в основном зависеть от определяющего параметра p/G (подобно тому, как это предложено в работах [7, 8]). Очевидно, речь идет лишь об общей тенденции, в то время как более детальная обработка экспериментальных данных может выявить, например, различия в поведении материалов с разными типами кристаллической решетки.

Специфика ударно-волновой обработки накладывает и другие ограничения на упрочнение материалов. При увеличении давления на фронте ударной волны возрастает температура в волне разгрузки. Очевидно, что когда остаточная температура достигнет температуры рекристаллизации T_r , произойдет отжиг дефектов, образованных ударной волной, и остаточные механические характеристики обрабатываемых материалов возвратятся к исходным значениям. В таблице приведены давления p_r , которые соответствуют температуре рекристаллизации в волне разгрузки (последняя принимается равной 0,4 от температуры плавления). Значения p_r взяты из [33]. Для латуни, АМГ-6 и монеля численные значения p_r получены из известных остаточных температур компонентов в предположении термического равновесия.

Таким образом, при увеличении параметра $p/\tau_{\text{теор}}$ твердость и предел текучести должны увеличиваться примерно в соответствии с кривыми (1) и (2) соответственно и достичь максимума при значениях $p = p_r$, приведенных в таблице. Отметим, что определить величину этих максимумов в экспериментах весьма не просто, поскольку для мощных ударных волн трудно удерживать исследуемые образцы от остаточной деформации. Наблюдающееся в этих условиях остаточное пластическое течение вызывает дополнительное тепловыделение, а с другой стороны, дает дополнительный наклеп материала. Эти факторы накладываются на действие ударной волны и искажают изучаемую ситуацию.

ЛИТЕРАТУРА

1. А. А. Дерibas. Физика упрочнения и сварки взрывом. Изд. 2-е. Новосибирск: Наука, 1980.
2. А. Х. Джонс, К. Дж. Мейден, У. М. Избелл.— В кн.: Механические свойства материалов под высоким давлением. Вып. 2. М.: Мир, 1973.
3. L. E. Murr, Jong — Yuh Huang. Mater. Sci. Eng., 1975, 19, 1, 115.
4. R. N. Orava, M. A. Meyers, G. A. Stone. 6-th Intern. Conf. on High Energy Forming Methods. Essen, Proceedings, 1977.
5. С. К. Бордзиловский, М. А. Могилевский, И. С. Горшков. ФГВ, 1977, 13, 3.
6. Н. В. Губарева, Т. М. Соболенко, Т. С. Тесленко. ФГВ, 1977, 13, 4.
7. Р. И. Нигматулин, Н. Н. Холин. МТТ, 1974, 4.
8. П. С. Козин, А. А. Тузовский, Н. Н. Холин. ПМТФ, 1978, 1.
9. L. E. Murr. Scripta Met., 1978, 12, 2, 201.
10. Г. С. Кузьмин, А. М. Ставер. ФГВ, 1973, 9, 6, 898.
11. K. P. Staudhammer, L. E. Murr. 5-th Intern. Conf. on High Energy Rate Fabrication. Proceedings. Denver, 1975.
12. A. R. Champion, R. W. Rohde. J. Appl. Phys., 1970, 41, 5, 2213.
13. Ж. Фридель. Дислокации. М.: Мир, 1967.
14. J. N. Shapiro. Phys. Rev., B, 1970, 1, 10, 3982.
15. Amer. Ins. of Phys. Handbook. N.— Y., 1963.
16. K. A. Gschneider.— In: Solid State Phys. V. 16, Ed. F. Seitz, D. Turnbull. N. Y.— London, 1964.
17. L. E. Murr, D. Kuhlmann — Wilsdorf. Acta Met., 1978, 26, 5, 847.
18. Т. С. Тесленко. Канд. дис. Новосибирск, 1981.
19. А. Н. Киселев, Т. М. Соболенко, Т. С. Тесленко, ФГВ, 1974, 10, 4.
20. L. F. Trueb. J. Appl. Phys., 1969, 40, 7, 2976.
21. G. E. Dieter.— In: Response of metals to high velocity deformation. N.— Y.— London: Interscience, 1960.
22. E. G. Zukas. Metal Engineering Quarterly, 1966, 6, 2, 1.
23. F. I. Grace. J. Appl. Phys., 1969, 40, 6, 2649.
24. C. S. Smith. Trans. AIME, 1958, 212, 10, 574.
25. D. C. Brillhart, A. G. Preban, P. Gordon. Metallurg. Trans. 1970, 1, 4, 969.
26. T. Arvidsson, L. Ericsson.— In: Metallurgical Effects at High Strain Rates. N. Y.— London: Plenum Press, 1973.
27. А. А. Дерibas, М. Могилевский, Т. Соболенко. Symposium on High Dynamic Pressure. Paris, 1967.
28. L. E. Murr, E. I. Grace. Trans. AIME, 1969, 245, 10, 2225.
29. M. Kangilaski, J. S. Perrin et al. Metallurg. Trans., 1971, 2, 9, 2607.
30. S. Mahajan. Phys. Status Solidi (a), 1970, 2, 2, 187.
31. C. A. Verbraak.— In: Science and Technology of Tungsten, Tantalum, Molybdenum, Niobium and Their Alloys. N. Y.— London: Pergamon Press, 1964.
32. F. I. Grace, M. C. Inman et al. Brit. J. Appl. Phys., 1968, 1, 11, 2, 1437.
33. High Velocity Impact Phenomena. Ed. Ray Kinslow., N. Y.— London: Academic Press, 1970.

НЕОДНОРОДНОЕ РАЗВИТИЕ РЕАКЦИИ РАЗЛОЖЕНИЯ УДАРНО-СЖАТЫХ ГОМОГЕННЫХ ВВ

А. А. Воробьев, В. С. Трофимов

(Черноголовка)

Одна из важнейших задач физики ударных и детонационных волн — исследование кинетики химических превращений сплошных сред в специфических условиях ударного сжатия [1, 2]. Для конденсированных ВВ пока нет прямых методов регистрации изменения химического состава во времени. Поэтому важное значение имеют косвенные методы наблюдения данного процесса, такие как динамический метод [3, 4], дающий возможность находить усредненные по малому объему характеристики химического превращения среды через его воздействие на ее механическое движение, и метод светорассеяния [5—9], позволяющий выявить возникновение и развитие неоднородностей в прозрачных реагирующих средах. Эти методы дополняют друг друга.

Данная работа посвящена второму из них, точнее, его разновидности, предложенной авторами [8, 9], основанной на применении световых пучков с широкой апертурой. Здесь более детально, чем раньше, раскрывается преимущество таких пучков и обсуждаются новые экспериментальные результаты.