

3. Иванов А. Г., Огородников В. А., Тюнькин Е. С. и др. О зависимости удельной работы отрыва при отколе от интенсивности ударно-волнового нагружения // Докл. IV Всесоюз. совещ. по детонации, Телави, 22—24 ноября 1988.— Черно-головка, 1988.— Т. 1.— С. 175.
4. Огородников В. А., Тюнькин Е. С., Хохлов А. А. и др. Особенности откольного разрушения образцов из стали, меди и свинца при их нагружении скользящими детонационными волнами // Пробл. прочности.— 1989.— № 9.— С. 70.
5. Канель Г. И. Сопротивление металлов откольному разрушению // ФГВ.— 1982.— 18, № 3.— С. 77.
6. Иванов А. Г. Откол в квазиакустическом приближении // Там же.— 1975.— 11, № 3.— С. 475.
7. Журков С. Н., Томашевский Э. Е. // Некоторые проблемы прочности твердого тела.— М.; Л.: Изд-во АН СССР, 1959.— С. 68.
8. Иванов А. Г., Мннеев В. Н. О масштабных эффектах при разрушении // ФГВ.— 1979.— 15, № 5.— С. 70.
9. Иванов М. А. Температурная зависимость удельной работы отрыва при отколе для Ст.3 и меди // Там же.— № 4.— С. 131.
10. Златин П. А., Иоффе Б. С. О временной зависимости сопротивления отрыву при отколе // ЖТФ.— 1972.— 42, № 8.— С. 1740.
11. Cochran S., Banner D. Spall studies in uranium // J. Appl. Phys.— 1977.— 48, N 7.— P. 2729.
12. Grady D. E. The Intern. Conf. on Metallurgical Applications of Shock-Wave and High-Strain-Rate Phenomena (Explomet'85). Port-land, July 28, 1985.— N. Y.
13. David F., Vacellier J., Prouteau F. et al. Contribution a l'etude de la fracturation d'un echantillon metallique soumis a un choc palan. Ecaielage du cuivre et de l'uranium: Rapport CEA.— R-4414. Commissariat a l'Energie Atomique France, 1973.
14. Канель Г. И., Разоренов С. В., Фортов В. Е. Откольная прочность металлов в широком диапазоне длительностей нагрузки // Докл. АН СССР.— 1984.— 275, № 2.— С. 369.
15. Дремин А. Н., Молодец А. М. Кинетические характеристики откольного разрушения // ПМТФ.— 1980.— № 6.— С. 85.
16. Новиков С. А., Дивнов И. И., Иванов А. Г. Исследование разрушения стали, алюминия и меди при взрывном нагружении // ФММ.— 1966.— 21, № 4.— С. 608.
17. Голубев В. К., Новиков С. А., Соболев Ю. С. и др. Разрушение и вязкость свинца при отколе // ПМТФ.— 1982.— № 6.— С. 108.
18. Журков С. И. Дилатонный механизм прочности твердых тел // ФТТ.— 1983.— 25, № 10.— С. 3119.
19. Дерибас А. А., Нестеренко В. Ф., Тесленко Т. С. Универсальная зависимость параметров упрочнения металлов от интенсивности ударно-волнового воздействия // ФГВ.— 1982.— 18, № 6.— С. 68.
20. Иванов А. Г. Феноменология разрушения и откол // Там же.— 1985.— 21, № 2.— С. 97.
21. Батюков Ю. В., Глушак Б. С., Новиков С. А. Прочность алюминия, меди и стали за фронтом УВ // Там же.— 1989.— 25, № 5.— С. 126.

г. Арзамас

Поступила в редакцию 18/VI 1990,
после доработки — 21/XII 1990

УДК 539.375

И. А. Волков

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ОТКОЛЬНОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕДИ ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ

Для описания динамического откольного разрушения развита модель повреждаемой среды, описывающая процессы образования микродефектов, способных с течением времени развиться в макротрещины. Методом численного моделирования на ЭВМ исследованы процессы откольного разрушения меди в широком диапазоне изменения начальных данных. Результаты расчетов сравниваются с данными натурных экспериментов.

Широкое применение ударных волн (УВ) в технике делает актуальной проблему прочности материалов в условиях действия интенсивных динамических нагрузок ударного и взрывного характера. Экспериментальное изучение динамического разрушения осложняется вследствие того, что почти все опытные данные дают лишь косвенную информацию о кинетике процесса и действующих при этом напряжениях (о процессе

откольного разрушения судят по экспериментально фиксируемой скорости свободной поверхности мишени [1—4], профилю давления на границе раздела испытуемый материал — материал меньшей акустической жидкости [5], по толщине отколовшегося слоя и металлографическому анализу микроструктуры зон, близких к поверхности откола [6, 7]). Вследствие этого для изучения откольного разрушения целесообразно привлечение математического моделирования, которое позволяет сочетать натурный эксперимент с численным.

Динамическое откольное разрушение. Известно [5], что при отражении импульса сжатия от свободной поверхности или от контактной границы с материалом меньшей акустической жесткости в теле возникают растягивающие напряжения, которые при определенных условиях могут привести к его разрушению — отколу. В [8] откольные разрушения разделяют на три родственных вида: хрупкий откол, откол, обусловленный обратными $\epsilon \rightarrow \alpha$ фазовыми превращениями, и пластический откол.

Хрупкий откол происходит при действии растягивающих напряжений порядка 6—8 ГПа и выше. В этом случае энергия импульса превышает энергию, необходимую для разрыва межатомных связей, и магистральная трещина, разделяющая образец на части, образуется в том месте, где впервые амплитуда растягивающих напряжений превысит критическое значение.

Фазовый откол связан с физико-химическими процессами, происходящими в материале и приводящими к изменению его структуры. Вследствие этого в материале возникают значительные и с большим градиентом растягивающие напряжения, приводящие к отколу. Поверхность разрушения здесь оказывается очень гладкой (этот тип откола часто еще называют зеркальным) и, кроме того, параллельно основной плоскости разрушения наблюдается ряд трещин с шероховатой поверхностью (обычный тыльный откол). В качестве примера можно привести железо и его сплавы, где фазовый переход происходит при напряжениях ~ 13 ГПа [9, 10].

Откол по третьему типу происходит при уровне напряжений, меньшем, чем в первых двух случаях. Здесь появление растягивающих напряжений приводит к образованию большого количества микродефектов (пор, микротрещин), их роста и слияния, вследствие чего образуются одна или несколько магистральных трещин.

Фазовые изменения и связанные с ним отколы для решения практических задач зачастую могут допускать сравнительно простую трактовку — для описания процесса можно пользоваться схемой мгновенного разрушения [11, 12]. При описании хрупкого откола также, по-видимому, можно пользоваться схемой мгновенного откола либо использовать интегральные критерии разрушения [12—14]. Здесь сам процесс разрушения занимает малое время по сравнению с полным временем жизни образца, и в первом приближении его можно считать критическим событием (детальное знание самого процесса разрушения имеет второстепенное значение).

Для описания откольного разрушения, происходящего при низких уровнях напряжений, в последние годы развит подход, согласно которому в определяющие соотношения (уравнения состояния) вводят некоторые ключевые переменные, характеризующие усредненное поведение микропустот [2, 6, 7, 15—18].

В настоящей работе строится модель динамического откольного разрушения, учитывающая процессы образования микроповреждений, способных с течением времени развиться в макротрещины. Методом численного моделирования на ЭВМ [19] исследуется откольное разрушение в меди и численные результаты сравниваются с экспериментальными данными [20].

Определяющие соотношения. Сформулируем основные положения, используемые при построении модели динамического откольного разрушения. Для упрощения определяющих соотношений предполагаем:

— материал начально изотропен и повреждения в нем отсутствуют;
 — деформации элементарного объема материала малы вплоть до образования макротрещины;

— единственным структурным параметром, характеризующим степень поврежденности материала, является относительный объем полостей (V_v ($0 \leq V_v \leq 1$));

— влияние уровня накопленной поврежденности на процесс деформирования материала учитывается путем введения эффективных модулей упругости;

— тензор деформации включает упругие деформации, не зависящие от истории нагружения и определяются конечным состоянием процесса, пластические деформации, зависящие от процесса нагружения и деструкционные, обусловленные разрыхлением материала вследствие накопления повреждений, т. е.

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^p + \varepsilon_{ij}^d,$$

где ε_{ij}^e , ε_{ij}^p , ε_{ij}^d — упругая, пластическая и деструкционная составляющие ε_{ij} соответственно ($\varepsilon_{ij}^p = 0$, $\varepsilon_{ij}^d = \varepsilon_m^d \delta_{ij}$, $\varepsilon_m^d = \varepsilon_{ii}^d/3$).

Упругие деформации при изменении напряжений подчиняются обобщенному закону Гука, а при изменении температуры — закону температурного расширения

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^e = \frac{1}{2G} S_{ij} - \frac{\dot{G}}{G} \varepsilon_{ij}^e; \quad \dot{\varepsilon}_m^e = \frac{1}{3K} \dot{\sigma}_m - \frac{\dot{K}}{K} (\varepsilon_m^e - \alpha T) + \alpha \dot{T} + \dot{\alpha} T, \quad (1)$$

где $K = K(T)$ и $G = G(T)$ — функции температуры T ; $S_{ij} = \sigma_{ij} - \sigma_m \delta_{ij}$ — девиаторная, а $\sigma_m = \sigma_{ii}/3$ — шаровая составляющие тензора напряжений σ_{ij} ; $e_{ij} = \varepsilon_{ij} - \varepsilon_m \delta_{ij}$ — девиатор тензора малых деформаций; $\varepsilon_m = \varepsilon_{ii}/3$ — объемная деформация среды; K — модуль объемного сжатия; G — модуль сдвига; α — коэффициент линейного теплового расширения матрицы материала.

Уравнение поверхности текучести примем в форме Мизеса:

$$(S_{ij} - \rho_{ij})(S_{ij} - \rho_{ij}) = (1 - V_v)^{2n} R_p^2. \quad (2)$$

Согласно ассоциированному закону течения вектор скоростей пластических деформаций определяется по соотношению

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^p = \lambda (S_{ij} - \rho_{ij}). \quad (3)$$

Здесь λ — коэффициент пропорциональности, определяемый из условия прохождения мгновенной поверхности текучести через конец вектора до-

грузки [21]; $R_p = R_p^0 + \int_0^t q \dot{T} dt$ — текущий радиус поверхности теку-

чести, а $\rho_{ij} = \rho_{ij}^0 + \int_0^t g \dot{\varepsilon}_{ij}^p dt$ — координаты ее центра; n , q и g — экспериментально определяемые параметры.

Скорость изменения деструкционной компоненты деформаций связана со скоростью изменения относительного объема полостей зависимостью [17, 18]:

$$\dot{\varepsilon}_m^d = \frac{1}{3} \frac{\dot{V}_v}{1 - V_v}. \quad (4)$$

Эволюционное уравнение для роста полостей представим в виде

$$\dot{V}_v = \begin{cases} -\frac{F(V_v)}{\eta} \Delta P_s \text{sign}(P_s), & \Delta P_s > 0, \\ 0, & \Delta P_s \leq 0; \end{cases} \quad (5)$$

$$F(V_v) = \begin{cases} V_v^{1/3} (1 - V_v)^{2/3}, & V_v \leq \frac{1}{3} \\ \frac{3\sqrt{16}}{9} V_v^{-1/3} (1 - V_v)^{-2/3}, & V_v > \frac{1}{3} \end{cases}, \quad \Delta P_s = \begin{cases} |P_s| - P_0, & P_s \leq 0, \\ |\bar{P}_s| - \frac{P_0}{(1 - V_v)^n}, & P_s > 0, \end{cases} \quad (6)$$

$$P_s = K \left(\frac{1}{V_s} - 1 \right) + 3K\alpha T,$$

где V_s — относительный объем матрицы материала; P_s — давление в твердом компоненте вещества; P_0 , η — экспериментально определяемые параметры. Введение двухстадийной кинетики накопления повреждений (5) позволяет учесть в какой-то мере не только стадии зарождения и роста изолированных дефектов [15], но и коллективное действие всего ансамбля полостей.

Снижение жесткости материала вследствие образования микродефектов учитывается введением эффективных модулей упругости [15]

$$S_{ij} = 2\bar{G} (e_{ij} - e_{ij}^p), \quad e_{ij}^p = \int_0^t \dot{e}_{ij}^p dt, \quad (7)$$

$$\sigma_m = 3\bar{K} (\varepsilon_m - \alpha T - \varepsilon_m^d), \quad \varepsilon_m^d = \int_0^t \dot{\varepsilon}_m^d dt;$$

$$\bar{G} = G(1 - V_v) \left(1 - \frac{6K + 12G}{9K + 8G} V_v \right), \quad (8)$$

$$\bar{K} = 4GK(1 - V_v)/(4G + 3KV_v).$$

Таким образом, уравнения, определяющие упругопластическое поведение материала, и кинетические соотношения, описывающие накопление повреждений, взаимосвязаны: образующиеся полости влияют на поля напряжений и деформаций, а история нагружения — на процесс их эволюции.

В [7, 15—18] за критерий разрушения (образование макротрещины в элементарном объеме материала) принято условие

$$V_v = V_v^* \leq 1.$$

Однако в настоящее время экспериментально установлено [22], что поврежденность, при которой образуются макротрещины, зависит от уровня приложенных нагрузок, физико-механических характеристик материала и ряда других факторов. Поэтому необходима формулировка более сложных условий, позволяющих наиболее достоверно и обоснованно устанавливать начало разрушения тела, находящегося под действием внешних силовых факторов.

Критерий прочности материала с учетом его поврежденности представим в виде

$$I_{2\sigma} - \frac{1}{3} I_{1\sigma}^2 - \frac{\sigma_*^2}{2} (1 - V_v)^n \left[1 - 3 \left(\frac{\tau_*}{\sigma_*} \right)^2 \right] I_{1\sigma} \geq \frac{1}{2} (1 - V_v)^{2n} \tau_*^2, \quad (9)$$

где $I_{1\sigma}$ — первый, а $I_{2\sigma}$ — второй инварианты тензора напряжений; σ_* , τ_* — пределы прочности матрицы материала на растяжение и сдвиг соответственно. Выражение (9) является обобщением на случай повреждаемой среды критерия Баландина, по которому мерой прочности служит энергия формоизменения, причем ее предельное значение линейно зависит от давления [23]. В пространстве главных напряжений выражение (9) описывает поверхность вращения (параболоид), пересекающий ось вращения в точке, соответствующей предельному значению напряжений, в случае всестороннего равномерного растяжения. С другой

Номер опыта	u , м/с	h_1 , см	h_2 , см	σ_- , ГПа	σ_+ , ГПа	R	Состояние образца
1	53,34	0,312	0,493	1,00	0,87	0,104	<i>B</i>
2	99,36	0,292	0,597	1,85	1,64	0,110	<i>C</i>
3	122,22	0,289	0,599	2,25	2,03	0,140	<i>C</i>
4	128,02	0,350	0,650	2,37	2,08	0,578	<i>C — D</i>
5	156,36	0,307	0,617	2,87	2,50	0,696	<i>D</i>
6	176,78	0,335	0,604	3,24	2,85	0,768	<i>D</i>
7	205,44	0,302	0,587	3,75	3,22	0,834	<i>D</i>
8	221,89	0,305	0,587	4,06	3,52	0,882	<i>D</i>
9	253,59	0,297	0,610	4,63	4,02	0,925	<i>D</i>
10	38,1	0,150	0,637	0,66	0,51	0,109	<i>A</i>
11	153	0,155	0,551	2,59	2,13	0,132	<i>C — D</i>

стороны, поверхность разомкнута; прочность при всестороннем равномерном сжатии не ограничена.

Критерий разрушения (9) выбран по следующим соображениям:

1) при динамических воздействиях имеют место большие давления, а выражение (9) учитывает влияние давления;

2) разрушение при сжатии возможно при более высоком уровне нагрузок, чем при растяжении;

3) при сложном напряженно-деформированном состоянии при динамических воздействиях энергетические представления позволяют наиболее полно и качественно интерпретировать условия разрушения.

Аналогичный подход, связанный с введением критерия разрушения совместно с уравнениями механики поврежденной среды, использован в [24] для описания процессов накопления повреждений материала при неизотермическом вязкопластическом деформировании (статические и квазистатические нагрузки).

В процессе деформирования, накопления повреждений размеры поверхности разрушения (9) изменяются. Если напряженное состояние (7) выходит на поверхность (9), то рассматриваемый макрообъем материала считается полностью разрушенным и напряжения в нем полагаются равными нулю. Критерий разрушения (9) позволяет определить момент образования макротрещины в элементарном объеме материала с учетом его поврежденности. Уравнения состояния (1)–(4) совместно с уравнением кинетики полостей (5) и критерием разрушения (9) описывают процессы неизотермического упругопластического деформирования и накопления повреждений до

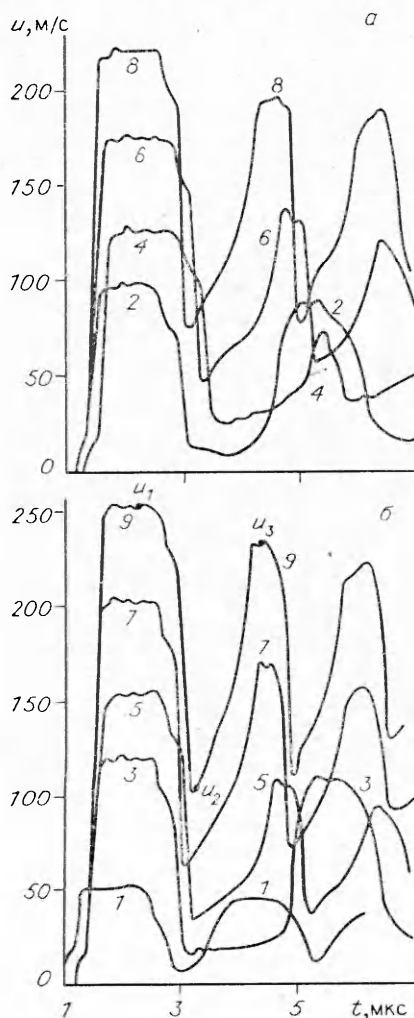


Рис. 1. Зависимость скорости движения свободной поверхности мишени от времени процесса (номера кривых соответствуют номерам опытов в таблице, u_1 — максимальное значение скорости свободной поверхности мишени, u_2 , u_3 — скорости в первом минимуме и во втором максимуме соответственно).

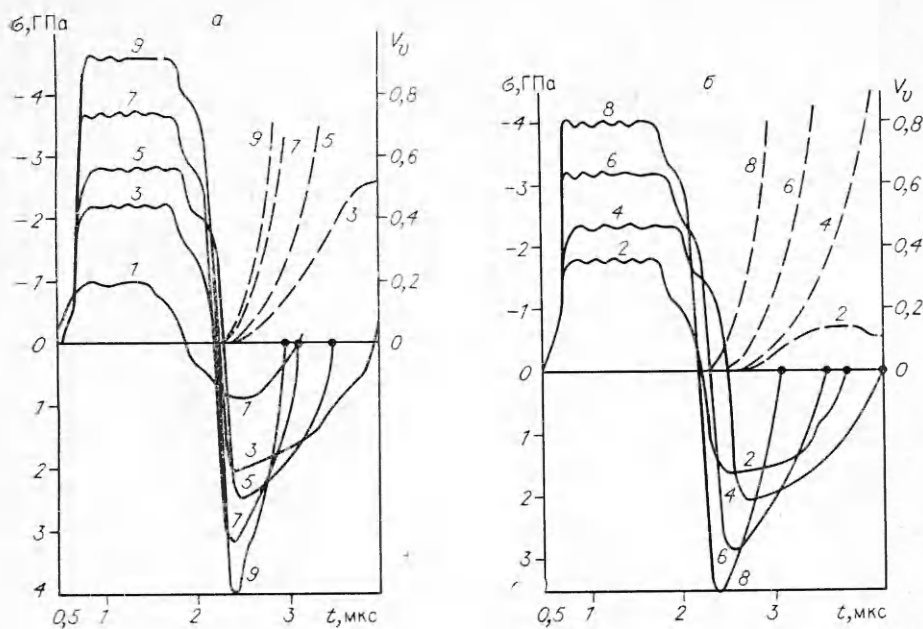


Рис. 2. Изменение напряжений (сплошные линии) и относительного объема пор (штриховые) в плоскости откола для различных вариантов соударения. а — опыты 1, 3, 5, 7, 9; б — опыты 2, 4, 6, 8 (точками отмечен момент образования в образце откольной трещины).

стадии образования макротрещины в элементарном объеме материала.

Результаты расчетов и сравнение с экспериментальными данными.

Для подтверждения теоретических положений о характере процесса откольного разрушения и проверки работоспособности модели сделаны расчеты на ЭВМ серии экспериментов по соударению плоских плит из меди [20], в которых при номинально одинаковой толщине ударника и мишени удары производились с разными скоростями. Для определения трех критических значений напряжений, характеризующих различные уровни повреждения, проводился металлографический анализ микроструктуры образцов и определялась степень нарушения сплошности.

Результаты расчетов и сопоставление их с экспериментальными данными представлены на рис. 1—5 и в таблице, где u — скорость пластины-ударника, h_1 — ее толщина, h_2 — толщина мишени, σ_- — амплитуда импульса сжимающих напряжений, σ_+ — максимальное значение растягивающих напряжений в плоскости откола, $R = u_c/u_A$ — степень разрушения (см. рис. 1), определенная в [2] ($0 < R < 1$). Для экспериментов, в которых видимые повреждения отсутствовали, за параметр R принималось отношение u_B/u_A , а плоскостью откола являлось сечение мишени с максимальной величиной поврежденности. Отмечается [2], что значение $R = 0,5$ соответствует началу откола (образованию в материале микротрещины). В последнем столбце таблицы представлена качественная характеристика степени повреждения, определенная в [20]: A — отсутствие нарушения сплошности; B — образование в материале микродефектов, выявляемых на шлифе (начальный откол); C — наличие большого числа полостей, часть которых вырастает до величины, превышающей диаметр зерна (промежуточный откол); D — образование в материале макротрещины (полный откол). Численные результаты получены при следующих данных для меди: плотность $\rho_0 = 8,92$ г/см³, модуль сдвига $G = 48,4$ ГПа, модуль объемного сжатия $K = 136,4$ ГПа, предел текучести $\sigma_s = 0,3$ ГПа, модуль линейного упрочнения $g = 0,5$ ГПа, константы в соотношениях (5) и (9) — $P_0 = 0,85$ ГПа, $n = 0,5$, $\eta = 180$ Па · с, $\sigma_* = 12$ ГПа, $\tau_* = 10$ ГПа.

Анализ полученных результатов дает возможность предположить, что процесс разрушения протекает, по-видимому, следующим образом.

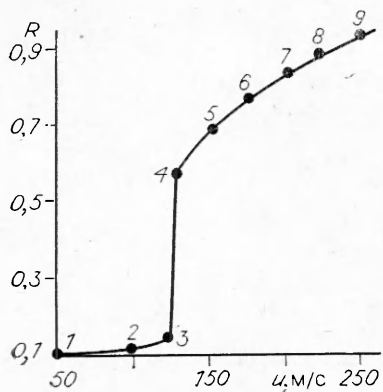


Рис. 3. Зависимость R от скорости удара.

При взаимодействии ударника и мишени в обе стороны от контактной границы движутся волны сжатия, амплитуда которых определяется скоростью соударения. Отражаясь от свободной поверхности в виде встречных волн разгрузки, они создают в мишени область, подверженную действию растягивающих напряжений. При достижении давлением порогового значения P_0 в мишени начинается процесс накопления повреждений. С ростом концентрации происходит разгрузка материала в зоне растущих полостей, что вызывает распространение откольного импульса в обе стороны от зоны разрушения. При достижении откольным импульсом свободной поверхности мишени ее

скорость резко возрастает (см. рис. 1), при отсутствии же повреждений скорость возрастает с приходом отраженного от контактной границы импульса напряжений. На рис. 2 видно, что скорость роста относительного объема полостей повышается с увеличением интенсивности воздействия. Если $V_v < 0,1-0,15$, то после растягивающих напряжений в плоскости откола образуются сжимающие и происходит частичное уплотнение пор (см. кривую 2 на рис. 2, б). При росте нагрузок процесс разрушения носит уже необратимый характер. Когда в мишени образуется макротрещина (опыты 4—9), на графике изменения во времени относительного объема полостей можно выделить два участка и на первом ($V_v < 0,3$) скорость роста меньше, чем на втором (при $V_v = 0,3$ начинается процесс слияния — разрыв оставшихся промежутков сплошности между порами, что приводит к увеличению скорости роста их относительного объема). Отмеченные особенности соответствуют, очевидно, различным стадиям процесса разрушения.

По результатам расчетов можно построить график зависимости величины R от скорости удара (рис. 3). Отсюда получается скорость соударения, необходимая для возникновения любой степени поврежденности.

В опытах 1—9 отношение $\bar{h}_0/\bar{h}_1 \approx 2$. В экспериментах 10 и 11 при такой же, как и в первых случаях толщине мишени, величина \bar{h}_1 была в два раза меньше. Результаты этих расчетов представлены на рис. 4, 5. Видно, что скорость удара, требуемая для получения определенного уровня поврежденности, в данном случае должна быть больше, что соответствует экспериментальным данным [20].

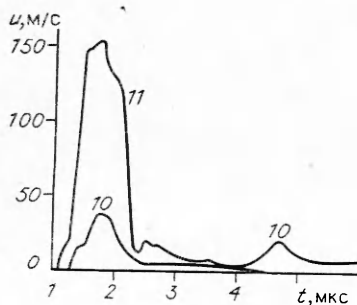


Рис. 4. Скорость движения свободной поверхности образца для экспериментов 10 и 11.

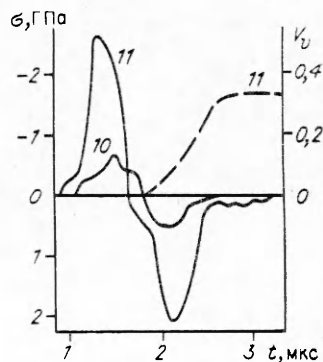


Рис. 5. Изменение напряжений (сплошные линии) и относительного объема пор (штриховые) в плоскости откола для опытов 10 и 11.

Сопоставление величины R (см. таблицу) с относительным объемом полостей V_v (см. рис. 2, 5) показывает, что с возрастанием R уровень поврежденности увеличивается, пока R ниже определенного. При превышении R величина V_v растет в два этапа, и R перестает коррелировать с относительным объемом полостей. Это объясняется тем, что при увеличении интенсивности воздействия образование макротрещины в материале возможно с меньшим уровнем поврежденности. Таким образом, величина R достаточно надежно указывает на факт образования макротрещины в материале, но при определении уровня поврежденности материала ею нужно пользоваться с осторожностью.

Результаты численных экспериментов, сопоставление их результатов с опытными данными позволяет сделать вывод об эффективности рассматриваемого подхода и возможности его использования в сочетании с экспериментальными исследованиями для анализа динамической прочности твердых тел.

ЛИТЕРАТУРА

1. Новиков С. А., Дивнов И. П., Иванов А. Г. Исследование разрушения стали, алюминия и меди при взрывном нагружении // ФММ.— 1966.— 21, вып. 4.— С. 608—615.
2. Cochran S., Banner D. Spall studies in uranium // J. Appl. Phys.— 1977.— 48, N 7.— P. 2729—2737.
3. Златин Н. А., Мочалов С. М., Пугачев Г. С. и др. Лазерный дифференциальный интерферометр/теория прибора и пример использования // ЖТФ.— 1973.— 43, вып. 9.— С. 1964—1964.
4. Златин Н. А., Мочалов С. М., Пугачев Г. С. и др. Временная зависимость прочности металлов при долговечностях микросекундного диапазона // ФТТ.— 1975.— 17, вып. 9.— С. 2599—2605.
5. Степанов Г. В. Уругоупругое деформирование материалов под действием импульсных нагрузок.— Киев: Наук. думка, 1979.
6. Barbee T. W., Seaman L., Crewdson R. et al. Dynamic fracture criteria for ductile and brittle metals // J. Materials.— 1972.— 7, N 3.— P. 393—401.
7. Curran D. A., Shockley D. A., Seaman L. Dynamic fracture criteria for a polycarbonate // J. Appl. Phys.— 1973.— 44, N 9.— P. 4025—4037.
8. Бучер Б. М., Баркер Л. М., Мансон Д. Е. и др. Влияние предыстории напряженного состояния на нестационарный откол в металлах // РТК.— 1964.— № 6.— С. 3—18.
9. Иванов А. Г., Новиков С. А. Об ударных волнах разрежения в железе и стали // ЖЭТФ.— 1964.— 40, вып. 6.— С. 1880—1882.
10. Иванов А. Г., Новиков С. А., Тарасов Ю. И. Откольные явления в железе и стали, вызванные взаимодействием ударных волн разрежения // ФТТ.— 1962.— IV, вып. 1.— С. 249—260.
11. Ахмадеев Н. Х., Нигматулин Р. И. Моделирование откольного разрушения при ударном деформировании. Анализ схемы мгновенного откола // ПМТФ.— 1981.— № 3.— С. 120—128.
12. Волков И. А., Рузанов А. И. Анализ применимости критериев разрушения при исследовании откола // Прикладные проблемы прочности и пластичности. Методы решения задач упругости и пластичности: Всесоюз. межвуз. сб./Горьк. ун-т.— Горький, 1982.— С. 30—36.
13. Tyler F. R., Butcher V. M. A criterion for the time dependence of dynamic fracture // Int. J. of Fract. Mech.— 1968.— 4, N 4.— P. 431—437.
14. Мерзиевский Л. А., Реснянский А. Д. Численное моделирование пробивания преград цилиндрическим ударником // Механика быстротекущих процессов/ИГД СО АН СССР.— Новосибирск, 1984.— С. 86—91.
15. Jonson J. N. Dynamic fracture and spallation in ductile solids // J. Appl. Phys.— 1981.— 52, N 4.— P. 2812—2825.
16. Rajendran A. M., Dietsberger M. A., Grove D. J. A void growth-based failure model to describe spallation // Ibid.— 1989.— 65, N 4.— P. 1521—1527.
17. Ахмадеев Н. Х. Исследование откольного разрушения при ударном деформировании. Модель повреждаемой среды // ПМТФ.— 1983.— № 4.— С. 158—167.
18. Рузанов А. И. Численное исследование откольной прочности с учетом микроповреждений // Изв. АН СССР. МТТ.— 1984.— № 5.— С. 109—115.
19. Уилкинс М. Л. Расчет уругоупругих течений // Вычислительные методы в гидромеханике.— М.: Мир.— 1967.— С. 212—263.
20. Smith J. H. Three low-pressure spall thresholds in copper // Sympos. Dynam. Behavior Mater., Albuquerque, N. M., 1962.— Philadelphia. Pa: Amer. Soc. Test. and Mater., 1963.
21. Жуков В. В., Котенко В. Ф., Коротких Ю. Г. Динамическое деформирование и разрушение массива горных пород.— Л.: Наука, 1979.

22. Леметр Ж. Континуальная модель повреждения, используемая для расчета разрушения пластичных материалов // ТОИР.— 1985.— 107, № 4.— С. 90—98.
23. Гольденблат И. И., Копнов В. А. Критерии прочности и пластичности конструкций из пластичных материалов.— М.: Машиностроение, 1968.
24. Коротких Ю. Г. Описание процессов накопления повреждений материала при неизотермическом вязкопластическом деформировании // Проблемы прочности.— 1985.— № 1.— С. 18—23.

г. Нижний Новгород

Поступила в редакцию 30/V 1990,
после доработки — 27/XI 1990

УДК 534.222.2

В. Н. Гамезо, Б. Н. Кондриков

О ДЕТОНАЦИИ КРИОГЕННЫХ СМЕСЕЙ H_2+O_2

Предложено объяснение полученной в работе [1] аномально высокой скорости детонации смесей жидкого водорода и твердого кислорода. Показано, что детонация с аномально высокой скоростью не является детонацией Жуге. Отличие скорости от полученной термодинамическим расчетом не может быть объяснено возможными погрешностями уравнений состояния воды и водорода. Предложена простая приближенная модель распространения в гетерогенной системе формально недосжатого режима детонации, параметры которого определяются точками пересечения детонационной адиабаты смеси и ударной адиабаты инертного компонента в координатах $p - D$. Рассмотрена связь этой модели с реальной схемой течений, описываемой теорией двухслойной детонации.

Детонация смесей жидкого водорода с твердым кислородом изучалась главным образом в связи с необходимостью обеспечения безопасности их промышленного применения [1]. Оказалось, что детонационная способность этих смесей весьма высока: получена детонация в слоях толщиной порядка нескольких десятков микрометров. Низкоскоростная детонация идет в данной системе в зависимости от толщины слоя со скоростью от 500 до 1000 м/с. Для высокоскоростной детонации в работе [1] приведены два значения скорости для смеси с коэффициентом избытка горючего $\alpha = 1$: при $\rho_0 = 0,4 \text{ г/см}^3$ $D = 4500 \text{ м/с}$, при $\rho_0 = 0,5 \text{ г/см}^3$ (в тексте [1] $0,05 \text{ г/см}^3$, по-видимому опечатка) $D = 6600 \text{ м/с}$. Разница между полученными величинами выходит далеко за пределы и ошибки опыта, и возможного влияния начальной плотности. Есть основания полагать, что она не случайна. В данной работе предпринята попытка дать этому экспериментальному факту разумное объяснение.

На рис. 1 представлены результаты расчета скорости детонации смесей водорода с кислородом с использованием различных уравнений состояния продуктов детонации. Кривые 1 и 2 взяты из [2] и соответствуют уравнениям состояния с вириальными коэффициентами УВК и ВКВ. Вблизи стехиометрии при $\alpha = 0,5 - 1,5$ кривая 3, рассчитанная по методу [3], располагается вблизи кривых 1 и 2. При увеличении содержания водорода разница между кривыми увеличивается и при $\alpha = 10$ достигает $1,3 - 1,6 \text{ км/с}$. По-видимому, дело в том, что уравнения состояния водорода в [2] и [3] в рассматриваемой области (p, v, T) существенно отличаются друг от друга. Уравнение состояния [3] имеет вид

$$p = p_n + kRT/v, \quad (1)$$

где p_n — потенциальная, «холодная» составляющая давления, определяемая с помощью потенциала $\exp -6$, а величина k задается:

$$k = a_1 - a_2 [\exp(a_3\tau) + a_4]^{-1},$$

где $\tau = (v_0/v) (T_0/T)^{0.3}$ — параметр Кузнецова ($v_0 = 1 \text{ см}^3/\text{г}$, $T_0 = 1000 \text{ К}$), а коэффициенты a_{1-4} приняты равными соответственно 6,449, 30,309, 5,492 и 4,562.