

ном η отличаются, как и в случае ударной нагрузки (см. фиг. 2), незначительно.

Таким образом, учет объемной вязкости в модели среды приводит к изменению характера волны — размыванию профиля, возникновению двух максимумов, запаздыванию развития деформаций относительно давления, а также к изменению интенсивности угасания с расстоянием. На некоторых участках крутизна профиля волны может возрастать.

Введение переменного коэффициента вязкости вместо постоянного, не меняя общего характера волны, приводит к увеличению интенсивности угасания и размывания волны с расстоянием. Увеличение давления от 10^5 до $50 \cdot 10^5$ Н/м² сопровождается уменьшением равновесного радиуса пузырька в 2,53 раза, объема газообразного компонента в 16,33 раза, коэффициента вязкости η в 6,44 раза. При таком изменении η интенсивность угасания и размывания волны возрастает лишь на 10—20%. Это показывает, что при решении волновых задач в рассмотренных случаях можно пользоваться приближенными значениями коэффициента объемной вязкости.

Поступила 28 II 1980

ЛИТЕРАТУРА

1. Ляхов Г. М., Охитин В. Н. Сферические взрывные волны в многокомпонентных средах. — ПМТФ, 1974, № 2.
2. Паркин Б. Р., Гильмор Ф. Р., Броуд Г. Л. Ударные волны в воде с пузырьками газа. — В кн.: Подводные и подземные взрывы. М., Мир, 1974.
3. Плакий В. А. Цилиндрические взрывные волны в многокомпонентных средах. — ПМТФ, 1978, № 3.
4. Ляхов Г. М., Охитин В. Н. Плоские нестационарные волны в средах с объемной вязкостью. — ПМТФ, 1977, № 5.
5. Ляхов Г. М., Охитин В. Н. Сферические взрывные волны в средах с объемной вязкостью. — ПМТФ, 1977, № 6.
6. Ляхов Г. М. Основы динамики взрывных волн в грунтах и горных породах. М., Недра, 1974.
7. Ляхов Г. М., Султанов К. С. Продольные волны в линейных вязкоупругих средах. — Изв. АН СССР. Физика земли, 1978, № 8.
8. Гребенкина Л. Г., Дружинин Г. А., Токман А. С. Искажение формы импульсов сжатия при распространении в пористой жидкости. — В кн.: Материалы IX Всесоюз. акустической конф. М., 1977.
9. Дружинин Г. А., Остроумов Г. А., Токман А. С. Нелинейное отражение ударных волн и ударные кривые жидкостей с пузырьками газа. — В кн.: Материалы симпозиума «Нелинейные волны деформации». Таллин, 1978.

УДК 620.471.3

НАПРЯЖЕНИЯ СДВИГА И ОТКОЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ ПРИ УДАРНЫХ НАГРУЗКАХ (ОБЗОР)

С. А. Новиков

(Москва)

Исследования механических свойств материалов при ударном сжатии необходимы для прогнозирования работоспособности многих современных конструкций и для разработки новых технологических методов обработки. Величина критических напряжений сдвига на фронте ударной волны определяет условия перехода из упругого состояния в пластическое. Применение пьезорезистивных датчиков давления позволяет непосредственно измерить нормальное и касательное напряжения на фронте волны, разность которых характеризует ве-

личину напряжений сдвига. Измерения, проведенные в свинце, нескольких сталях, алюминиевых сплавах, меди, показали практически линейное увеличение сдвиговых напряжений с ростом давления на фронте волны (диапазон давлений от 10 до 130 кбар). Наиболее сильная зависимость обнаружена у свинца. Полученные результаты указывают на более сложную картину явления, чем та, которая следует из упругопластической теории, учитывающей влияние гидростатического давления на величину напряжений сдвига.

Для описания явления откола одним из наиболее распространенных является энергетический критерий, представляющий равенство упругой энергии и энергии разрушения. Минимальная эффективная величина энергии разрушения γ_{\min} может быть оценена из результатов опытов по нагружению образцов скользящей детонационной волной. Представлены значения γ_{\min} для 13 металлов и 3 пластмасс, полученные при одинаковых условиях нагружения.

Результаты исследования зависимости откольной прочности целого ряда металлов и сплавов от температуры в диапазоне — 196—800°C показали, что процесс откола не является атермичным. Исследование микроструктуры образцов, подвергнутых ударно-волновому нагружению, позволяет связать зависимость откольной прочности от температуры с различным механизмом разрушения в широкой температурной области испытаний.

1. Исследования напряжений сдвига. В условиях одноосной деформации при ударном сжатии напряженное состояние элемента объема характеризуется двумя главными напряжениями: P_n — напряжение, действующее на площадке, перпендикулярной к направлению распространения волны; P_τ — напряжение, действующее по площадкам, расположенным параллельно направлению ее распространения. Максимальные касательные (сдвиговые) напряжения τ в однородном веществе действуют по плоскостям, расположенным под 45° к плоскости фронта ударной волны: $2\tau = P_n - P_\tau$. Среднее (гидростатическое) давление в элементе объема $P = (P_n + 2P_\tau)/3$, откуда $P_n = P + (4/3)\tau$. Это соотношение определяет взаимное расположение ударной адиабаты и кривой гидростатического сжатия.

По простейшей теории упругости и пластичности предполагается, что при нагружении материала выше предела текучести величина сдвиговых напряжений остается постоянной. В теории касательных напряжений Кулона — Навье вводится зависимость критических напряжений сдвига от величины нормального давления на площадке с помощью коэффициента внутреннего трения ν

$$|\tau| = \tau_0 - \nu P$$

(τ_0 — напряжение сдвига при $P = 0$, отрицательный знак в формуле соответствует положительному P при растяжении). Измерения сдвиговой прочности при высоких статических давлениях в известных работах П. Бриджмена и Л. Ф. Верещагина показали их значительное увеличение с ростом давления. В первых экспериментах по ударно-волновому сжатию металлов [1—4] также была обнаружена сильная зависимость критических напряжений сдвига от величины давления на фронте ударной волны.

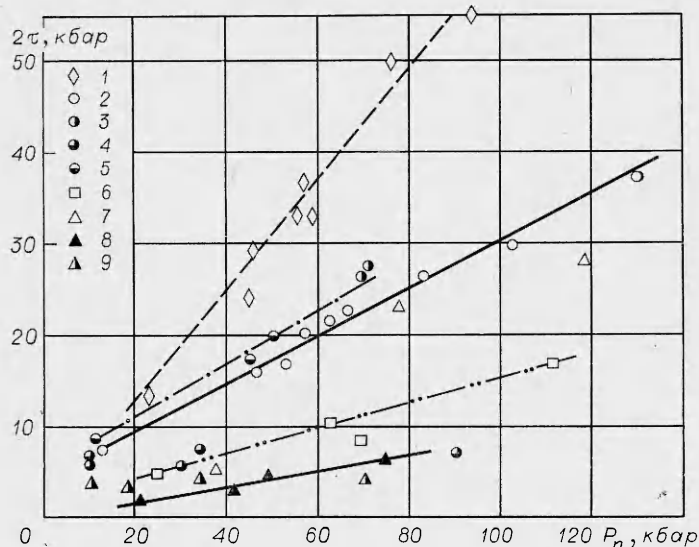
До недавнего времени для определения величин критических сдвиговых напряжений за фронтом ударной волны использовался косвенный метод «догоняющей разгрузки», основанный на изучении затухания ударной волны, возбуждаемой в материале ударом пластины. Величины критических напряжений сдвига оценивались из сравнения экспериментальных зависимостей затухания ударной волны в образце [1—5] с серией расчетных зависимостей, полученных при различных амплитудах упругой волны разгрузки. За искомую величину принималось то значение, при котором было получено наилучшее совпадение с экспериментом. В [6] расчетным путем оценена величина критических напряжений сдвига в меди (3,5 кбар) по результатам экспериментов, в которых фиксировался радиус полости, образующейся при разгрузке сплошных сфер после их сжатия сферически-симметричной ударной волной. С разработ-

кой методик измерения импульсных давлений с помощью манганиновых и диэлектрических датчиков появилась возможность измерять напряжения сдвига при ударном сжатии как разность двух главных напряжений на фронте волны. В этих экспериментах датчики весьма малой толщины вводятся в разрезы, сделанные в материале перпендикулярно и параллельно фронту распространяющейся в нем ударной волны. Из-за небольших размеров датчиков влияние их на картину волновых процессов в материале незначительно. В опытах непосредственно измеряются величины главных напряжений P_n и P_τ . В [7] для создания в исследуемых материалах ударных давлений различной величины применялись взрывные нагружающие устройства типа «слойки» (см., например, [8]). Нагружение осуществлялось через экраны из стали, меди, алюминия, плексигласа, полиэтилена. Датчики давления изготовлялись из манганиновой проволоки диаметром 0,05 мм с выводами из медной фольги толщиной 0,04 мм, шириной 2 мм. Изоляция датчиков выполнялась пленками из фторопласта, лавсана или слюды. Общая толщина датчиков составляла 0,20—0,25 мм, сопротивление 3—5 Ом, величина рабочего тока примерно 10 А. Регистрация проводилась по мостовой схеме с помощью осциллографа ОК-33. Чувствительность измерительного канала не менее 0,04 В/кбар, погрешность измерения давления не превышала 10%.

Результаты проведенных исследований представлены в табл. 1 и на фиг. 1 в координатах 2τ , P_n . Там же представлены некоторые данные других авторов: результаты аналогичных исследований с помощью манганинового и диэлектрического датчиков [9—11] (1 — свинец [7], 2 — Ст. 3

Таблица 1

Исследуемый материал	Напряжение		Величина сдвигового напряжения 2τ , кбар
	нормальное P_n , кбар	касательное P_τ , кбар	
Ст. 3	12,0	5,0	7,0
»	46,5	31,0	15,5
»	52,0	35,0	17,0
»	62,0	41,0	21,0
»	66,0	44,0	22,0
»	83,0	57,0	26,0
»	102,0	72,0	30,0
»	130,0	93,0	37,0
Ст. 45	70,0	44,0	26,0
»	71,0	44,0	27,0
»	130,0	93,0	37,0
Алюминий АМг-6	20,5	18,5	2,0
»	42,0	39,0	3,0
»	49,0	45,0	4,0
»	75,0	69,0	6,0
Алюминий АД-1	37,0	32,0	5,0
»	78,0	55,0	23,0
»	119,0	91,0	28,0
Свинец С-4	23,0	10,0	13,0
»	45,0	21,0	24,0
»	46,0	17,0	29,0
»	56,0	23,0	33,0
»	58,0	22,0	36,0
»	59,0	26,0	33,0
»	77,0	27,0	50,0
»	95,0	40,0	55,0
Медь М1	24,0	19,5	4,5
»	62,0	52,0	10,0
»	68,0	60,0	8,0
»	111,0	94,0	17,0



Ф и г. 1

[7], 3 — Ст. 45 [7], 4 — Ст. 20 [10, 11], 5 — Ст. 20 [7], 6 — медь [7], 7 — алюминий АД-1 [7], 8 — алюминий АМг-6 [7], 9 — алюминий В95 [11]), а также результаты измерений давления Гюгонно в упругих волнах сжатия [12—14]. Последние представляют интерес для относительно небольших давлений ударного сжатия.

Величина упругого предела Гюгонно (P_G), определяемая точкой излома на адиабате ударного сжатия материала и называемая иногда динамическим пределом текучести, связана с пределом текучести при простом сжатии ($\sigma_d = 2\tau$) соотношением

$$P_G = \frac{1 - \mu}{1 - 2\mu} \sigma_d.$$

Представленные на фиг. 1 зависимости характеризуют практически линейное увеличение величины критических напряжений сдвига на фронте ударной волны от давления. Максимальная величина давления в ударной волне в представленных результатах получена в образцах из стали и составляет 130 кбар, т. е. равна давлению фазового ($\alpha \rightarrow \epsilon$) перехода в железе при ударном сжатии. В связи с этим следует отметить, что для двух исследованных в работе сталей (Ст. 3 и Ст. 45) величины сдвиговых напряжений вблизи точки фазового перехода совпадают, в то время как в промежуточной области (от давления Гюгонно до давления фазового перехода) они заметно различаются. Величина напряжений сдвига для Ст. 3 и Ст. 45 вблизи точки фазового перехода всего лишь в 3 раза меньше теоретической прочности для сталей ($\tau_r = G/15$, G — модуль сдвига). Подтверждением достоверности результатов, полученных при ударно-волновом нагружении, может служить, например, то, что кривая гидростатического сжатия для Ст. 3 [7], рассчитанная по измеренным величинам P_n и P_τ , хорошо совпадает с известной кривой гидростатического сжатия этой стали.

Результаты измерений τ в ударно-волновых экспериментах для Ст. 45 [7] лежат заметно выше данных статических исследований [15]. Такое же расхождение имеет место и для некоторых других металлов. Отметим, что в статических условиях испытания напряженное состояние неоднородно по сечению образца, поэтому τ должно быть некоторой усредненной характеристикой сдвиговой прочности. Проведение подробного анализа

статических экспериментов для сопоставления с ударно-волновыми представляется весьма сложной задачей. В связи с этим следует подчеркнуть, что в [7] (нагружение стационарной волной определенной длительности с помощью «слойки») материал образца находился практически в постоянных условиях за фронтом волны в течение ~ 2 мкс. Поэтому для объяснения расхождения данных со статикой за счет «динамичности» нагружения пришлось бы принять, что время релаксации касательных напряжений весьма велико (≥ 2 мкс), что, по-видимому, маловероятно. Приведенные в [10, 11] данные для Ст. 20 противоречат приведенным результатам и данным статических исследований. В указанных работах не зарегистрировано увеличения сдвиговой прочности Ст. 20 до давления 90 кбар. В [10] также не обнаружено увеличения сдвиговой прочности для алюминиевого сплава В95 при давлении 70 кбар. Это расходится с общефизическими представлениями о влиянии давления на величину напряжений сдвига. Возможно, что причиной являются методические ошибки, связанные с применением в этих работах диэлектрического датчика, механизм работы которого до конца еще не исследован. Так, например, в проведенных нами экспериментах с применением диэлектрических датчиков из лавсана, фторопласта и слюды было показано, что при воздействии на датчик двух последовательных волн сжатия он стабильно (в несколько раз) занижает амплитуду второй волны, полностью воспроизводя временной характер записи профиля ударной волны, получаемый с помощью манганинового датчика давления и емкостного датчика скорости. Результаты проведенных исследований показали, что это занижение может быть объяснено только резким изменением физических свойств диэлектриков при повторном ударном сжатии. Таким образом, методика измерения импульсных давлений методом диэлектрического датчика не позволяет регистрировать многоволновую конфигурацию ударных волн. Можно предположить поэтому, что в описанных в [10] опытах на датчик действовал вначале упругий предвестник, а потом вторая волна, давление которой могло быть занижено в соответствии с отмеченным явлением. Для двух исследованных алюминиевых сплавов (АД-1 и АМг-6) зависимость сопротивления сдвигу для сплава АД-1 лежит выше. Подобное же явление обнаружено в [16] при исследовании динамических диаграмм растяжения этих сплавов.

Неожиданно сильная зависимость напряжений сдвига от давления в ударной волне получена для свинца. Если учесть, что в [3] при давлении в ударной волне 400 кбар напряжения сдвига за фронтом волны практически равны нулю, что подтверждалось фактом плавления свинца в этих условиях ударного сжатия, то следует считать, что в интервале давлений от нуля до 400 кбар имеет место достаточно резкий рост напряжений сдвига в свинце с последующим уменьшением до нуля.

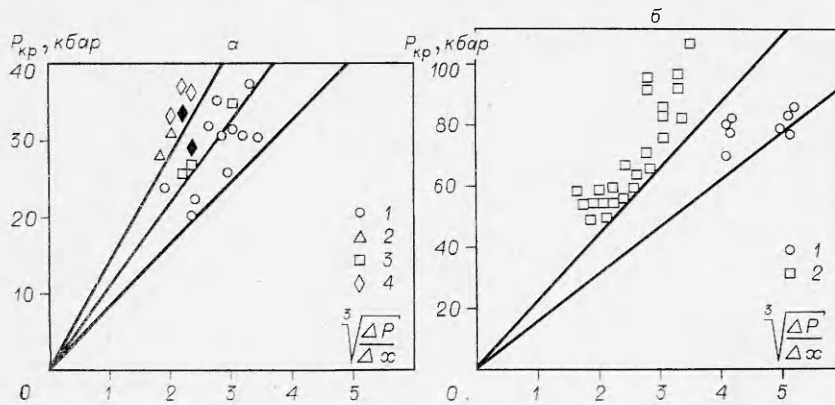
Представленные результаты экспериментальных исследований, в частности: более сильная зависимость напряжений сдвига при ударно-волновом нагружении, чем в статических экспериментах, неожиданно значительный рост напряжений сдвига для свинца, различие в поведении алюминиевых сплавов — указывают на более сложную картину явления, чем та, которая следует из упругопластической теории, учитывающей влияние гидростатического давления на величину напряжений сдвига. Для детального анализа влияния напряжений сдвига на процесс ударного сжатия материалов необходимо привлекать более сложные модели, например, вязкоупругопластического тела, как это уже отмечалось рядом авторов (см., например, [17]).

2. Исследование разрушающих напряжений при отколе. Приводящие к откольному разрушению растягивающие напряжения в материале, подвергнутом ударно-волновому нагружению, возникают при взаимодействии волн разрежения, отраженных от свободных поверхностей и распространяющихся за фронтом волны сжатия. В расчетно-эксперименталь-

ных методах исследования явления откола часто пренебрегают сопротивлением материала напряжениям сдвига (гидродинамическое приближение). При рассмотрении не слишком сильных ударных волн можно пренебречь также изменением энтропии (квазиакустическое приближение), считая, что давление есть функция только плотности, а ударная адиабата и изэнтропа расширения совпадают. При воздействии сильных ударных волн изменением энтропии пренебрегать нельзя, в то время как влияние напряжений сдвига незначительно. В этом случае используется уравнение состояния в форме Ми — Грюнайзена. Экспериментальные исследования явления откола, проведенные в 50—60 гг., показали, что откольная прочность не является постоянной характеристикой для данного материала, а в сильной степени зависит от условий проведения опыта. В работе [18] впервые был сделан вывод о том, что критерий разрушения при отколе должен включать интервал времени, в течение которого в материале существуют растягивающие напряжения. Процесс разрушения при отколе состоит из зарождения микротрещин в наиболее слабых областях материала, их развития и слияния в магистральную трещину, разделяющую материал, т. е. требует некоторого конечного интервала времени, зависящего от предыстории напряженного состояния (из наиболее ранних работ см., например, [19—22]). В последние годы широкое распространение получила кинетическая теория разрушения твердых тел, связывающая долговечность твердого тела с величиной напряжения и температурой и подтвержденная обширным экспериментальным материалом в области времен действия нагрузок от 10^{-3} с и более. Неоднократно отмечалась неприменимость кинетической теории в диапазоне малых времен (10^{-6} с и менее), т. е. при описании откольных явлений. Подробный обзор существующих критериев разрушения при отколе приведен в [23]. Одним из них является энергетический критерий откола, представляющий равенство упругой энергии в импульсе растяжения работе, совершаемой при отрыве материала (энергии разрушения) γ . Зная характерное время действия отрицательного напряжения $P_{кр}$, вызывающего откольное разрушение, можно оценить среднюю энергию, необходимую для отрыва материала. При этом не рассматривается кинетика развития и слияния трещин в области разрушения. Отметим, что суммарная площадь поверхности, образующейся при отколе (т. е. при взаимодействии трещин), должна зависеть от характера распространения трещин (от их скорости, см. [24]). Тем не менее величины γ , определенные в соответствии с этим критерием для различных материалов в опытах, одинаковых по постановке, должны давать, по-видимому, достаточно объективную сравнительную картину поведения материалов при отколе. Экспериментальные данные об энергии разрушения разных сталей приведены в [25].

К числу простых расчетно-экспериментальных методов исследования явления откола относится случай нагружения с помощью скользящей детонационной волны в тонком слое взрывчатого вещества (ВВ).

Применение пластических ВВ делает этот метод наиболее простым в техническом отношении. В [26] использовалось пластическое ВВ с плотностью $1,52 \text{ г/см}^3$ и скоростью детонации $7,8 \text{ км/с}$. Инициирование полосы ВВ, нанесенной на поверхность исследуемого образца, проводилось с помощью генератора линейной детонационной волны из перфорированного пластического ВВ. После нагружения визуально наблюдался характер откольного разрушения и измерялась толщина откольного слоя. Численный расчет поля течения в продуктах взрыва (ПВ) и нагружаемом материале проводился методом характеристик. Метод расчета подробно описан в [27]. Изэнтропа расширения ПВ принималась в виде кубической политропы, а уравнения состояния материалов без учета прочности и изменения энтропии были взяты в виде известных линейных соотношений между волновыми и массовыми скоростями. В расчетах определялось



Ф и г. 2

максимальное отрицательное давление в плоскости разрушения и градиент давления $\Delta P/\Delta x$ в растягивающем импульсе, форма которого в данном случае близка к треугольной.

Для оценки корректности расчетов проведены измерения параметров выходящей на свободную поверхность образца ударной волны (давление на фронте волны, скорость свободной поверхности), которые показали вполне удовлетворительное совпадение расчетных и экспериментальных данных для пластичных металлов и полимеров*. На фиг. 2 представлены некоторые результаты обработки полученных данных в координатах $P_{кр}, \sqrt[3]{\Delta P/\Delta x}$ (а — точки 1 — алюминиевый сплав АМц [28], 2 — алюминиевый сплав АМг [29], 3 — сплав Д 16 (отжиг) [26], 4 — сплав Д 16 (закалка) [26]; б — точки 1 — Ст. 3 [26], 2 — Ст. 3 [30, 29]). Такой выбор координат обусловлен попыткой систематизировать результаты экспериментов с точки зрения упоминавшегося выше энергетического критерия откольного разрушения. Применительно к результатам данной работы этот критерий можно представить в виде

$$(2.1) \quad P_{кр}^3 / \left(\frac{\Delta P}{\Delta x} \right) = 6\rho_0 c_0^2 \gamma$$

(ρ_0 — плотность, c_0 — объемная скорость звука). В указанных координатах результаты опытов, в которых фиксировался факт наличия или отсутствия откола в данном материале, могут быть разграничены прямой, выходящей из начала координат и разделяющей зоны откольного разрушения и сохранения сплошности материала. Наклон этой прямой, как следует из (2.1), определяет величину минимальной энергии разрушения γ_{min} . Полученные таким образом значения энергии разрушения представлены в табл. 2. Там же даны интервалы изменения толщины слоя ВВ h_1 и толщины образцов h_2 . Можно утверждать, что при аналогичных или близких условиях ударного нагружения откольное разрушение не будет иметь место, если упругая энергия в импульсе растяжения не превышает полученного таким образом значения γ_{min} . Сравнение полученными значениями γ_{min} с результатами других авторов [31—34], полученными в опытах с нагружением взрывом заряда ВВ с плоской детонационной волной или при ударе пластинки, показывает заметное увеличение значений энергии разрушения в последних работах. Это можно объяснить не только тем, что представленные в табл. 2 данные характеризуют минимальную энергию разрушения, но главным образом и влиянием масштаба системы.

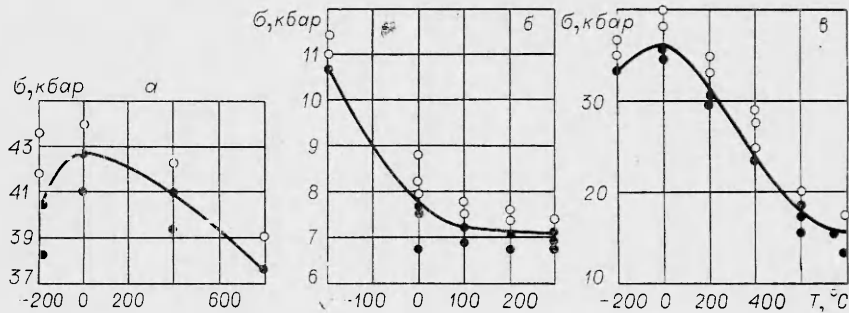
* В случае нагружения металлов, обладающих значительной сдвиговой прочностью, затухание ударной волны будет более интенсивным и расчет дает лишь верхнюю оценку для амплитуды ударной волны.

Т а б л и ц а 2

Материал	h_1 , мм	h_2 , мм	γ_{\min} , Дж/см ²
Алюминий АД-1 [26]	0,3–2,6	2–12	1,25
Ал. сплав Д16 (закалка) [26]	0,5–1,8	10	7,10
Ал. сплав Д16 (отжиг) [26]	0,4–1,1	10	2,65
Ал. сплав АМц [28]	0,5–2,2	2–15	1,21
Ал. сплав АМг [29]	3–5	8	6,53
Медь М1 [26]	0,3–1,5	2–12	0,60
Никель НП2 [26]	0,3–1,6	2–4	2,97
Свинец ПС1 [26]	0,3–0,5	8–12	0,11
Ст. 3 [30, 29]	3–5	5–40	9,15
Ст. 3 [26]	0,3–1,6	2–4	3,30
Чугун С418-36 [26]	0,5–0,8	4	0,43
Сталь 12Х18Н10Т [26]	0,8–2,6	2–4	35
Титан ВТ3 и ВТ14 [26]	0,8–2,6	2–4	47
Фторопласт-4 [26]	0,3–0,1	3–15	0,28
Плексиглас [26]	0,3–0,9	10–20	0,15
Полиэтилен [26]	0,3–0,6	5–20	0,05

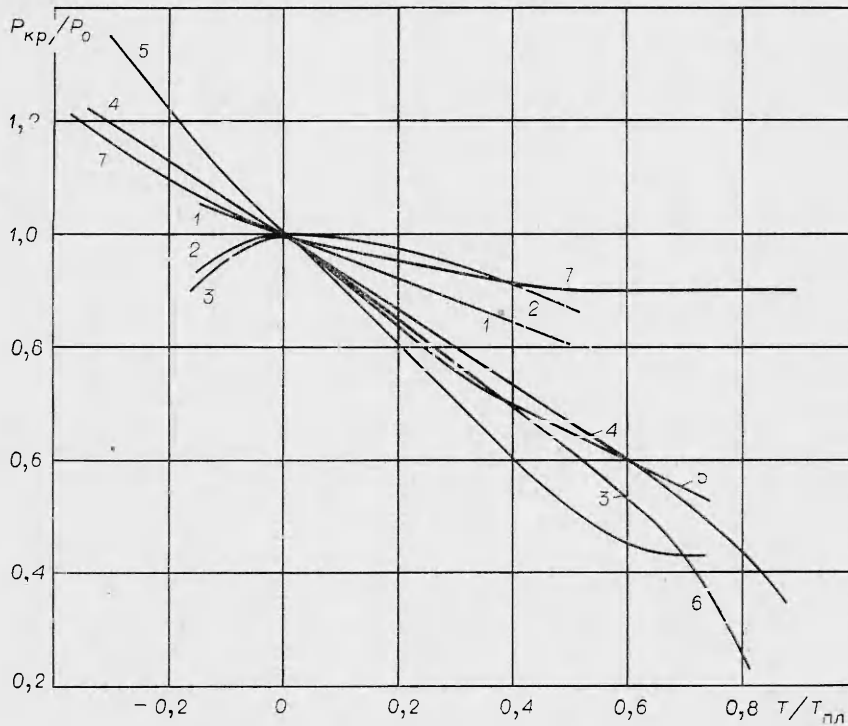
На это указывает, например, увеличение γ до 9 Дж/см² для Ст. 3 [30] при аналогичном нагружении (скользящей детонацией) и увеличении масштаба и уменьшение γ для алюминия 6061-T6 до 1 Дж/см² [35] при нагружении ударом пластины и уменьшении масштаба системы. По-видимому, это связано с тем, что зарождение трещин происходит в объеме, размер которого сравним с размером нагружающего импульса, т. е. энергия, идущая на разрушение в первом приближении, пропорциональна масштабу системы.

Значительный практический и научный интерес представляют исследования откольной прочности при повышенных температурах, когда более отчетливо должна проявляться зависимость величины разрушающих напряжений $P_{кр}$ от времени. В первых работах, посвященных этому вопросу [36, 37], обнаружено сравнительно слабое уменьшение $P_{кр}$ стали и меди с повышением температуры образцов. Авторами работы [38] на основании результатов проведенных ими опытов был сделан вывод о том, что процесс разрушения металлов при долговечностях микросекундного диапазона близок к атермическому. В [39] впервые были получены значения откольной прочности алюминиевого сплава АМг-6 в широком диапазоне температур вплоть до температуры плавления (около 600°). Обнаружено достаточно быстрое уменьшение откольной прочности с повышением температуры выше 200°С. Энергия разрушения при $T = 500^\circ\text{C}$ оказалась в 6 раз меньше, чем при нормальной температуре (нагружение осуществлялось ударом пластинки). Результаты дальнейших исследований, часть из которых изложена в [31], также не согласуются с выводом [38] об атермичности откольного разрушения металлов. В [31] исследованы образцы из Ст. 3, стали 12Х18Н10Т, меди М1, алюминия АД-1, алюминиевого сплава Д16, свинца С2, титана ВТ-14 в широком диапазоне температур. Образцы исследуемых металлов изготовлялись из материала в состоянии заводской поставки. Нагружение осуществлялось ударом алюминиевой пластины, разгоняемой до заданной скорости скользящей дето-



Ф и г. 3

нацией пластического ВВ. Нагрев образца осуществлялся лучистым тепловым потоком от нагревателя. Охлаждались образцы до температуры -196°C погружением в сосуд с жидким азотом. В серии опытов при последовательном ступенчатом увеличении скорости пластины-ударника образцы из исследуемого материала доводились до полного разделения (до образования магистральной трещины). Величина растягивающих напряжений в плоскости откола определялась расчетным способом. Справедливость расчетов подтверждена результатами непосредственных измерений давлений. Время нагружения составляло 1,3 мкс. Некоторые из построенных таким образом зависимостей $P_{кр} = f(T)$ приведены на фиг. 3 (а — Ст. 3, б — свинец С2, в — медь М1). Кривые проведены через экспериментальные точки, соответствующие образованию магистральной трещины (○ — наличие магистральной трещины, ● — отсутствие трещины). На фиг. 4 в безразмерных координатах ($P_{кр}/P_0$, $T/T_{пл}$) построены зависимости откольной прочности от температуры для исследованных металлов ($T_{пл}$ — температура плавления, P_0 — опреде-



Ф и г. 4

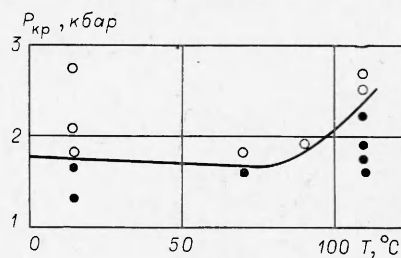
ленная в этих экспериментах откольная прочность при 0°C, которая для АД-1 составляет 17,5 кбар, Д16 — 23,2 кбар, АМг-6 — 24,4 кбар, Ст. 3 — 38,9 кбар, стали 12Х18Н10Т — 54 кбар, титана ВТ-14 — 48,1 кбар, меди М1 — 34,3 кбар). Линия 1 — титан ВТ-14, 2 — Ст. 3, 3 — медь М1, 4 — алюминий АД-1, 5 — алюминиевый сплав Д16, 6 — алюминиевый сплав АМг-6, 7 — свинец С2. График демонстрирует заметное различие в поведении металлов в рассмотренной температурной области. Следует отметить уменьшение откольной прочности стали и меди при отрицательных температурах, а также тот факт, что при приближении к температуре плавления величина откольной прочности металлов составляет значительную величину. Полученные экспериментальные результаты указывают на то, что температура существенно влияет на процессы зарождения и развития трещин при отколе. Повышение температуры приводит к некоторой активации дислокационных механизмов зарождения трещин, что ведет к снижению критического уровня разрушающих напряжений. Снижение температуры приводит также к изменению характера разрушения от вязкого к хрупкому, что и обуславливает снижение уровня разрушающих напряжений для некоторых металлов при температуре — 196°C.

Ценную информацию о механизме откольного разрушения металлов при различных температурах дает изучение микроструктуры образцов в области взаимодействия волны разрежения, приводящего к разрушению. Например, в Ст. 3 при температуре — 196°C наблюдается интенсивное двойникование в зернах феррита практически во всем объеме образца, при температурах 0°C и 400°C двойникование происходит только вблизи поверхности удара. Зарождение микротрещин в Ст. 3 при — 196°C происходит по всему объему (в зернах феррита и перлита, на границах зерен, на включениях). При 0°C микротрещины зарождаются в основном на границах зерен феррита. При 400°C и 800°C зарождение микротрещин начинается на сульфидных включениях в феррите. Развитие откольного разрушения, образование магистральной трещины, происходит за счет роста пор и растрескивания материала между порами. Снижение откольной прочности при отрицательных температурах Ст. 3 (фиг. 3, а) связано с увеличением количества центров зарождения микротрещин и с более хрупким характером их развития. Сравнительно небольшое уменьшение откольной прочности при нагреве связано с уменьшением числа центров зарождения трещин. Для стали 12Х18Н10Т (фиг. 4) заметное упрочнение при охлаждении вызывается происходящим при ударном сжатии при этих температурах фазовым переходом аустенита в мартенсит. При нагреве образцов из стали 12Х18Н10Т происходит значительно более сильное уменьшение откольной прочности по сравнению с Ст. 3, которое можно связать с увеличением числа включений, выделяемых из твердого раствора при нагреве. Исследования микроструктуры целого ряда металлов показали, что индивидуальный характер зависимости откольной прочности от температуры для каждого из них может быть объяснен различным механизмом зарождения и распространения трещин в широком диапазоне температур. Поэтому нельзя говорить об атермичности процесса разрушения в «микросекундной» области нагружения, основываясь только на слабой зависимости скорости распространения трещин (скорости звука) от температуры.

Заметную зависимость откольной прочности от характера развития процесса разрушения демонстрируют проведенные нами эксперименты с плексигласом в области температур от 0°C до 110°C. Нагружение осуществлялось ударом алюминиевой пластинки аналогично работе [31], характерное время нагружения 1,5 мкс. Полученная зависимость представлена на фиг. 5. Откольная прочность плексигласа вблизи температуры 110°C (температура размягчения) возрастает примерно на 30% по срав-

нению с 0°C. Можно предположить, что переход плексигласа в размягченное состояние при $T = 110^\circ\text{C}$ приводит к значительному изменению характера откольного разрушения (от хрупкого к вязкому) и, следовательно, к увеличению вязкости разрушения и однозначно связанной с ней энергией разрушения.

Проведенные за последнее время экспериментальные исследования позволили более детально представить поведение материалов при интенсивных кратковременных нагрузках. Они показали, что наиболее важные механические свойства материалов, подвергнутых ударному нагружению в практически важной области давлений до нескольких сотен килобар, не могут быть описаны с помощью простых расчетных моделей. Дальнейшее развитие в этом направлении требует продолжения исследований в области высоких температур и «сверхмалых» (до 10^{-8} с) характерных времен действия растягивающих напряжений.



Фиг. 5

Поступила 2 IV 1980

ЛИТЕРАТУРА

1. Curran D. R. Nonhydrodynamic attenuation of shock waves in aluminum.—J. Appl. Phys., 1963, vol. 34, N 9.
2. Новиков С. А., Синицына Л. М. О роли прочности при разгрузке ударно-сжатой среды.— В сб.: Авторефераты докладов II Всесоюзного симпозиума по горению и взрыву. Ереван, 1969.
3. Новиков С. А., Синицына Л. М. Исследование критических напряжений сдвига за фронтом ударной волны в металлах.— ПМТФ, 1970, № 6.
4. Альтшулер Л. В., Бражник М. И., Телегин Г. С. Прочность и упругость железа и меди при высоких давлениях ударного сжатия.— ПМТФ, 1974, № 6.
5. Батюков Ю. В., Новиков С. А. и др. Исследование адиабат расширения оргстекла и текстолита из ударно-сжатого состояния при давлении 30 кбар.— Механика композитных материалов, 1979, № 2.
6. Бахрах С. М., Ковалев Н. П., Новиков С. А. и др. Исследование пластических и прочностных свойств меди в условиях всестороннего сжатия.— ДАН СССР, 1974, т. 215, № 5.
7. Батюков Ю. В., Новиков С. А. и др. Исследование сдвиговых напряжений в металлах на фронте ударной волны.— ПМТФ, 1980, № 6.
8. Альтшулер Л. В. Применение ударных волн в физике высоких давлений.— УФН, 1965, т. 85, вып. 2.
9. Дремин А. Н., Канель Г. И. Волны сжатия и разрежения в ударно-сжатых металлах.— ПМТФ, 1976, № 2.
10. Астагин В. А. Исследование сопротивления материалов деформации под действием плоских упругопластических волн. Автореф. дис. на соиск. учен. степени канд. техн. наук. ИПП АН УССР, Киев, 1978.
11. Степанов Г. В., Астагин В. А. Определение сопротивления материала сдвигу за фронтом плоской ударной волны.— Проблемы прочности, 1976, № 4.
12. Новиков С. А., Синицын В. А. и др. Упругопластические свойства ряда металлов при взрывном нагружении.— ФММ, 1966, т. 23, вып. 3.
13. Fowles G. R. Shock wave compression of hardened and annealed 2024 aluminum.— J. Appl. Phys., 1961, vol. 32, N 8.
14. Высокоскоростные ударные явления. Сборник. М., Мир, 1973.
15. Шапочкин В. А. Механические свойства специальных сталей и сплавов под высоким гидростатическим давлением.— ФММ, 1960, т. 9, вып. 2.
16. Большаков А. П., Новиков С. А. и др. О получении диаграмм растяжения образцов при взрывном нагружении.— ПМТФ, 1975, № 1.
17. Канель Г. И. Вязкоупругие свойства металлов в ударной волне.— В сб.: Детонация. Черноголовка, 1978.
18. Bucher V. M., Barker L. M. et al. Spall in metals.— AIAA J., 1964, vol. 2, N 6.
19. Тарасов Ю. И. Исследование зависимости времени разрушения от растягивающей нагрузки для стали и меди.— ДАН СССР, 1965, т. 165, № 2.
20. Альтшулер Л. В., Новиков С. А., Дивнов И. И. Связь критических разрушающих напряжений со временем разрушения при взрывном нагружении металлов.— ДАН СССР, 1966, т. 166, № 1.

21. Златин Н. А., Иоффе Б. С. О временной зависимости сопротивления отрыву при отколе.— ЖТФ, 1972, т. XLII, № 8.
22. Новиков С. А., Синицына Л. М. О влиянии скорости деформирования при отколе на величину разрушающих напряжений.— ФММ, 1969, т. 28, вып. 6.
23. Фадеев Ю. И. Временные критерии разрушения в динамике твердого тела.— В кн.: Динамические задачи механики сплошных сред. Новосибирск, изд. Ин-та гидродинамики СО АН СССР, 1977.
24. Еременко А. С., Новиков С. А., Погорелов А. П. Исследование распространения и взаимодействия быстрых трещин в органическом стекле.— ПМТФ, 1979, № 4.
25. Иванов А. Г., Минеев В. Н. О масштабных эффектах при разрушении.— ФГВ, 1979, № 5.
26. Голубев В. К., Новиков С. А., Синицына Л. М. О разрушении материалов при нагружении взрывом листового заряда ВВ.— ПМТФ, 1981, № 2.
27. Привалов Ю. М., Солоненко В. Р., Тарасов Б. А. Воздействие скользящей детонации на сжимаемую стенку.— ФГВ, 1976, № 3.
28. Ментешов Е. В., Ратников В. П. и др. Действие взрыва листового заряда ВВ на алюминиевую пластину.— ФГВ, 1967, № 2.
29. Рыбаков А. П., Ментешов Е. В. и др. Действие взрыва листового заряда ВВ на металлические пластины.— ФГВ, 1968, № 1.
30. Рыбаков А. П. Отколы в стали при нагружении с помощью взрыва листового заряда ВВ и удара пластиной.— ПМТФ, 1977, № 1.
31. Новиков С. А., Голубев В. К. и др. Влияние температуры на величину разрушающих напряжений при отколе в металлах.— В сб.: Прикладные проблемы прочности и пластичности. Вып. 11. Горький, изд. ГГУ, 1979.
32. Breed V. R., Mader C. L., Venabl D. Technique for the determination of dynamic tensile-strength characteristics.— J. Appl. Phys., 1967, vol. 38, N 8.
33. Nahmani G. Experimental investigation of scabbing produced in mild steel plates by plane stress waves.— In: Les Ondes de Detonation. Paris, CNRS, 1962.
34. Тарасов Б. А. О количественном описании откольных повреждений.— ПМТФ, 1973, № 6.
35. Cohen L. J., Berkowitz H. M. Time-dependent fracture criteria for 6061 — T6 aluminum under stress — wave loading in uniaxial strain.— Intern. J. of Fracture Mech., 1971, vol. 7, N 2.
36. Новиков С. А., Дивнов И. И., Иванов А. Г. Исследование разрушения стали, меди и алюминия при взрывном нагружении.— Физика металлов и металловедение, 1966, т. 21, вып. 4.
37. Новиков С. А., Соболев Ю. С. и др. Исследование влияния температуры на величину разрушающих напряжений при отколе в меди.— Проблемы прочности, 1977, № 3.
38. Златин Н. А., Пугачев Г. С. и др. Временная зависимость прочности металлов при долговечностях микросекундного диапазона.— ФТТ, 1975, т. 17, вып. 9.
39. Батьков Ю. В., Новиков С. А. и др. Влияние температуры образца на величину разрушающих напряжений при отколе в алюминиевом сплаве АМг-6.— ПМТФ, 1979, № 3.

УДК 539.42 : 620.172.254

МОДЕЛИРОВАНИЕ ОТКОЛЬНОГО РАЗРУШЕНИЯ ПРИ УДАРНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ. АНАЛИЗ СХЕМЫ МГНОВЕННОГО ОТКОЛА

Н. Х. Ахмадеев, Р. И. Нигматуллин
(Уфа, Москва)

1. При ударном или взрывном нагружении металлических мишеней в случае, когда генерируемая ударная волна достаточной интенсивности выходит на свободную поверхность, наблюдается откол тыльной части нагружаемого образца [1, 2]. В работах [3, 4] экспериментальные исследования этого явления в основном посвящены определению временной зависимости прочности образца в сечении откола при нагрузках длительностью $\sim 10^{-6}$ с. На основании данных этих экспериментов один из выводов [4] заключается в определении процесса откольного разрушения как многоочагового, когда в зоне растягивающих усилий происходит зарождение большого числа микротрещин, которые в своем дальнейшем развитии сливаются в единую магистральную трещину, разделя-