

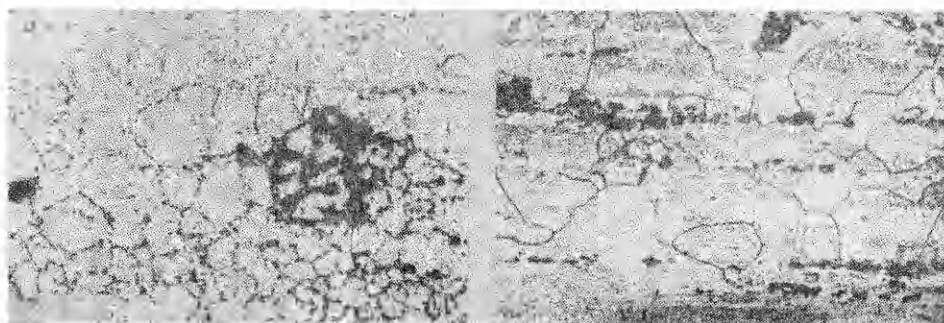
### ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОТКОЛЬНОГО РАЗРУШЕНИЯ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ АМг 6

Откольному разрушению конструкционных материалов предшествуют стадии зарождения, роста и слияния микротрещин или микропор. Исследованиям кинетики образования отколов при динамических нагрузках, возникающих при интенсивном ударе по образцу или его быстром разогреве, уделяется значительное внимание теоретиков и экспериментаторов. Известно, что характер разрушения и величина откольной прочности существенно зависят как от условий нагружения, так и от исходного состояния материалов. Зарождение микротрещин, как правило, происходит в областях расположения микроструктурных дефектов.

При изучении процессов динамического разрушения перспективным направлением являются численные эксперименты на ЭВМ, проводимые на основе результатов физических опытов. При правильном выборе модели разрушения, учитывающей реальный процесс образования откола, такие исследования позволяют более детально выяснить особенности разрушения.

В настоящей работе представлены результаты исследований по указанному направлению применительно к откольному разрушению алюминиевого сплава АМг6. Этот сплав — один из наиболее распространенных материалов в конструкциях современной техники, работающих в том числе и в условиях воздействий интенсивных динамических нагрузок при повышенных температурах. Экспериментальному изучению его прочностных характеристик при ударно-волновом нагружении посвящен ряд работ (см. [1—3] и библиографию к ним). В экспериментах, результаты которых использованы в данной работе для численного моделирования процесса откольного разрушения, нагружение образцов (диски диаметром 80 мм, толщиной 10 мм) осуществлялось ударом алюминиевой пластинки толщиной 4 мм, разгоняемой до заданной скорости детонацией листового заряда взрывчатого вещества. Часть испытываемых образцов изготавливалась из материала в состоянии поставки (прокат), а часть подвергалась отжигу при температуре 320° в течение часа. Нагрев образцов проводился до нагружения с помощью лучистого нагревателя. После нагружения из образцов делали шлифы для металлографического анализа при увеличении до 1000 раз. Типичные фотографии микроструктуры образцов из АМг6 в зоне зарождения разрушения даны на рис. 1 (*a* — при температуре 0, *b* — при 550 °С). Во всем исследуемом температурном диапазоне зарождение микротрещин происходит на скоплениях включений, вытянутых в направлении прокатки. При повышенных температурах слияние образующихся полостей идет преимущественно в поперечном по отношению к прокатке направлении. Замечено также растрескивание по границам мелких зерен.

Некоторые экспериментальные результаты приведены также в табл. 1, 2 для неотожженных и отожженных образцов соответственно. Для характеристики степени поврежденности в них приняты следующие обозначения



Р и с. 1

Таблица 1

Номер варианта	$W_0$ , м/с	$\sigma$ , ГПа	$\sigma_+$ , ГПа	$V_{II}$
1 (А)	141	1,06	0,93	$6,4 \cdot 10^{-3}$
2 (Б)	155	1,15	0,96	$2,1 \cdot 10^{-2}$
3 (В)	190	1,4	1,15	0,143
4 (Г)	296	2,23	1,05	0,43
5 (Г)	331	2,5	0,97	0,486
6 (Д)	380	2,8	1,1	$>0,56$
7 (Е)	410	3,0	1,2	$>0,63$

Таблица 2

Номер варианта	$W_0$ , м/с	$\sigma_-$ , ГПа	$\sigma_+$ , ГПа	$V_{II}$
1 (А)	80	0,6	0,52	$10^{-8}$
2 (Б)	105	0,77	0,68	$1,2 \cdot 10^{-3}$
3	140	1,02	0,89	$4,3 \cdot 10^{-2}$
4 (Д)	175	1,27	1,05	0,26
5 (Д)	210	1,5	1,09	0,39
6 (Е)	254	1,8	1,1	$>0,46$

[3]: А — отсутствие микрповреждений в сечении при наблюдении с увеличением в 1000 раз; Б — наличие в зоне откола отдельных изолированных микрповреждений, наблюдаемых под микроскопом; В — интенсивное микроразрушение материала (значительное число изолированных и слившихся микрповреждений, наблюдаемых под микроскопом); Г — слабое макроразрушение образца (наличие в зоне откола небольших макротрещин, наблюдаемых визуально на травленном шлифе); Д — частичное откольное разрушение (в сечении есть отдельные участки магистральной трещины); Е — полное откольное разрушение (видна магистральная откольная трещина, проходящая через все сечение образца).

Далее методом численного моделирования на ЭВМ исследованы процессы откольного разрушения в тех же образцах при нормальной температуре. Механическая постановка задачи описана выше, условия соударения представлены в табл. 1 и 2. Математическая постановка задачи, система дифференциальных уравнений, модель разрушения, уравнения состояния среды, используемая при этом численная схема подробно изложены в [4]. Отметим, что откольное разрушение в расчетах описывалось как процесс образования, роста и слияния пор и за меру уровня поврежденности принят относительный объем пор [4]. Такая модель отвечает характеру откольного разрушения образцов, наблюдаемому экспериментально. Ранее (см. [4, 5] и библиографию к ним) проведены оценки применимости этой модели путем сопоставления численных результатов с данными экспериментов и с расчетами других авторов. Динамическое откольное разрушение рассмотрено в широком спектре скоростей соударения, толщин ударников и мишеней для различных материалов. Результаты вычислений сопоставлены с экспериментальными данными по целому ряду параметров: сравнивалось распределение относительного объема полостей по толщине, расположение и величина разрушенных областей в образцах, профили скорости движения свободной поверхности. Ниже-обсуждаемые численные результаты получены при следующих данных для образцов из сплава АМг6 в стадии поставки: плотность  $\rho_0 = 2,71$  г/см<sup>3</sup>, модуль сдвига  $G = 27,7$  ГПа, модуль объемного сжатия  $K = 72,8$  ГПа, предел текучести  $\sigma_T = 0,26$  ГПа; константы для описания процесса разрушения:  $\sigma_{n0} = 0,3$  ГПа,  $\sigma_{g0} = 0,4$  ГПа,  $R_0 = 10^{-4}$  см,  $\sigma_I = 0,04$  ГПа,  $\eta = 20$  Па·с. Результаты представлены в табл. 1 и на рис. 2, 3. В табл. 1  $W_0$  означает скорость пластины-ударника,  $\sigma_-$  — импульс сжимающих напряжений,  $\sigma_+$  — максимальное значение растягивающих напряжений в плоскости откола,  $V_{II}$  — относительный объем пор в плоскости откола. На рис. 2 по оси абсцисс отложено время, а по оси ординат — скорость свободной поверхности мишени; на рис. 3 показано изменение во времени объемной доли полостей и напряжений для разных скоростей соударения, а на рис. 4, 5 и в табл. 2 — изменение тех же величин для образцов, которые подвергались отжигу. Номера кривых соответствуют номерам вариантов в таблицах. На всех графиках зависимости напряжений от времени упругий предвестник не представлен. Отжиг, как правило, применяется для снятия внутренних напряжений, приводит к более равномерному распределению интерметаллических включений. Одним из механических

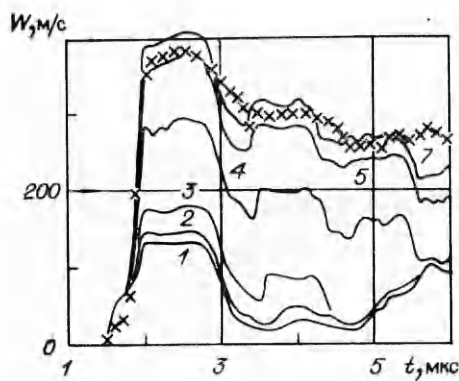


Рис. 2

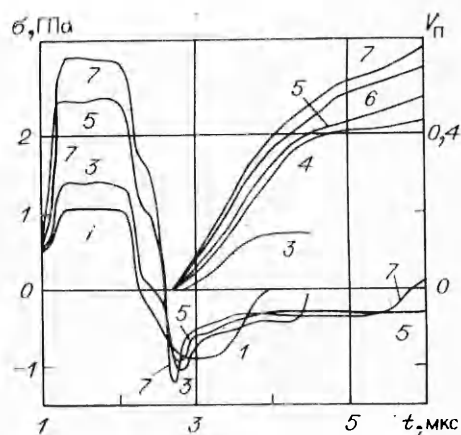


Рис. 3

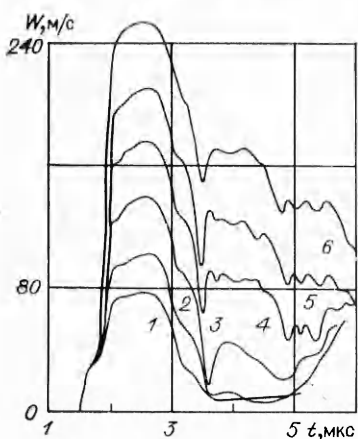


Рис. 4

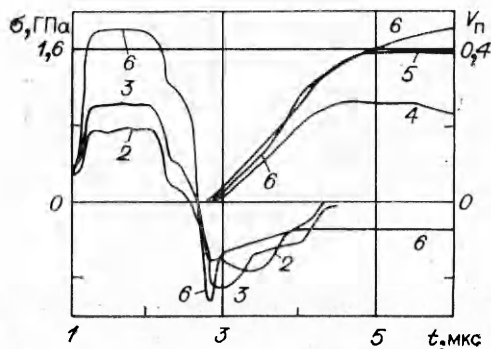


Рис. 5

проявлений отжига является снижение предела текучести. В связи с этим расчеты для отожженных образцов проведены с теми же физико-механическими характеристиками, что указаны выше, однако предел текучести взят равным 0,16 ГПа [3]. Сопоставляя табл. 1 и 2, видим, что в отожженных образцах для создания одинаковой величины повреждений требуется значительно меньшая скорость удара. В частности, для образцов в стадии поставки при скорости удара  $W_0 = 190$  м/с  $V_{II} = 0,143$ , в то время как для отожженных образцов уже при  $W_0 = 175$  м/с  $V_{II} = 0,26$ . С целью более детального исследования данного фактора для отожженного образца проведены численные расчеты при  $W_0 = 380$  м/с для сравнения с вариантом 6 в табл. 1. Скорость тыльной свободной поверхности мишени для этого случая представлена крестиками на рис. 2, напряжения  $\sigma_-$  были почти одинаковы и равны 2,74 ГПа,  $\sigma_+ = 0,84$  ГПа,  $V_{II} > 0,73$ .

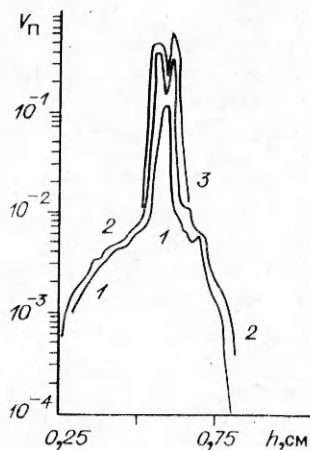
Как известно, изменение скорости свободной поверхности образца по сравнению с ее движением при отсутствии разрушения обусловлено распространением возмущения, образующегося в зоне растущих пор. В связи с этим часто по разности максимальной и минимальной (значение в первом минимуме) скоростей движения свободной поверхности определяют откольную прочность  $\sigma_* = 0,5\rho_0 c_0 (W_1 - W_2)$ . Значения  $\sigma_*$ , подсчитанные с использованием этой формулы по кривым 3, 6 и кривой, представленной крестиками на рис. 2, т. е. для неотожженных и отожженных образцов, равны 1,06 и 0,83 ГПа соответственно. Как видно, они отличаются друг от друга примерно на 25%. Существенное уменьшение откольной прочности при отжиге (до 30%) наблюдалось и в экспериментальных исследованиях [1-3].

Естественно, что найденные результаты не объясняют всех аспектов, и выяснение влияния отжига на прочность и другие характеристики нуждается в дальнейших исследованиях.

Представляет определенный интерес скорость деформирования в области разрушения при сжатии и растяжении, поскольку по некоторым данным она влияет на прочностные свойства материалов и в конечном итоге на процесс разрушения. В проведенных расчетах получены следующие результаты: при  $W_0 = 80$  м/с в волне сжатия  $\dot{\epsilon}$  достигала  $3,3 \cdot 10^4$  с<sup>-1</sup>, при растяжении —  $3,9 \cdot 10^4$  с<sup>-1</sup>, при  $W_0 = 141$  м/с  $\dot{\epsilon} = 4,6 \cdot 10^4$  и  $7,6 \cdot 10^4$  с<sup>-1</sup>, при  $W_0 = 296$  м/с  $\dot{\epsilon} = 1,6 \cdot 10^5$  и  $3,4 \cdot 10^5$  с<sup>-1</sup>, при  $W_0 = 410$  м/с  $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^5$  и  $5 \cdot 10^5$  с<sup>-1</sup> соответственно. Отсюда видно, что в рассматриваемом

диапазоне скоростей удара  $\dot{\epsilon}$  меняется на целый порядок и сам процесс образования и роста повреждений приводит к существенному увеличению скорости деформирования.

Из приведенных результатов вытекает, что образование и рост микропор приводят к значительному изменению поля напряжений в образце, что, в свою очередь, оказывает влияние на кинетику разрушения, приводит к изменению профилей скоростей свободной поверхности образцов. При значительных степенях поврежденности влияние этих процессов, в частности релаксация растягивающих напряжений вследствие образования и роста пор, сказывается существенно, и здесь имеется определенная ясность. Недостаточно изучено влияние поврежденности на ранних стадиях откольного разрушения — на стадии предоткола по терминологии [6] (см. варианты 1—3 в табл. 1, 2). Как видно из графиков зависимости  $W(t)$  и  $\sigma(t)$ , поврежденность до нескольких процентов (в отожженном образце до 4 %, в неотожженном — до 2 %) почти не влияет на поля напряжений, деформаций. При больших уровнях  $V_{II}$  профили  $\sigma(t)$  и  $W(t)$  заметно отличаются от соответствующих без учета разрушения. При этом, естественно, с определенной долей условности можно найти некоторую пороговую скорость удара, незначительное превышение которой приводит к заметному (почти лавинообразному) увеличению поврежденности. Для рассмотренных вариантов это скорости удара где-то около 155 м/с для неотожженных и 140 м/с для отожженных образцов (см. табл. 1, 2). Эти результаты качественно согласуются с экспериментальными данными [3, 7] по зависимости от скорости удара остаточной прочности и суммарной длины трещин, принимаемой в [6, 7] за меру повреждения, определенное подтверждение чему можно найти, проанализировав распределение относительно объема пор по толщине образца. Такая зависимость представлена на рис. 6 для  $W_0 = 190; 296$  и  $410$  м/с (кривые 1—3). Для последнего варианта изображена только верхняя часть распределения, для низких уровней поврежденности кривые 2 и 3 близки. В представленных расчетах процесс слияния микропор в расчетной ячейке не учитывался и относительный объем пор мог расти неограниченно вплоть до единицы. Из рис. 6 следует, что поры образуются в большом числе элементов и эта область охватывает половину толщины образца, однако наиболее значительные поры имеют место в достаточно узкой зоне, где и происходит формирование магистральной трещины. При этом отметим, что с увеличением  $W_0$  повреждения низкого уровня возрастают незначительно, а существенный рост наблюдается как раз в отмеченной выше узкой зоне, т. е. происходит локализация процесса разрушения. С увеличением  $W_0$  изменяется и характер распределения относительно объема пор по толщине образца:



Р и с. 6

оно имеет вид кривой с двумя максимумами и провалом (см. рис. 6). Такая конфигурация образуется только при достаточно больших скоростях удара: для неотожженных образцов приблизительно при  $W_0 \geq 296$  м/с, для отожженных — при  $W_0 > 254$  м/с. Во всех случаях величина поврежденности превышает 40 % и процесс разрушения, по-видимому, переходит в заключительную стадию.

В целом же можно отметить, что все вышеописанные особенности отвечают, очевидно, различным стадиям откольного разрушения, а соответствующие значения скоростей удара, напряжений и поврежденности разграничивают одну стадию от другой.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Новиков С. А. Прочность при квазистатическом и ударно-волновом нагружении // ФГВ.— 1985.— № 6.
2. Голубев В. К., Новиков С. А., Соболев Ю. С. и др. О характере откольного разрушения алюминия и его сплавов Д16 и АМг6 в температурном диапазоне —196 ... 600 °С // Пробл. прочности.— 1983.— № 2.
3. Голубев В. К., Коршунов А. И., Новиков С. А. и др. Прочность и разрушение алюминиевого сплава АМг6 при ударно-волновом нагружении // ПМТФ.— 1988.— № 2.
4. Рузанов А. И. Численное исследование откольной прочности с учетом микроповреждений // Изв. АН СССР. МТТ.— 1984.— № 5.
5. Рузанов А. И. Исследование динамического откольного разрушения в волнах разгрузки // Пробл. прочности.— 1985.— № 2.
6. Романченко В. И. Разрушение алюминиевого сплава на стадии предоткола // Пробл. прочности.— 1983.— № 6.
7. Романченко В. И., Марусий О. И., Крамаренко И. В. Микроструктура алюминиевого сплава на ранних стадиях откола // Пробл. прочности.— 1983.— № 9.

г. Москва

Поступила 7/III 1989 г.,  
в окончательном варианте — 10/X 1989 г.

УДК 534.222.2

А. Н. Борисов, С. М. Васильев, В. И. Курко, И. Н. Курко

### ИССЛЕДОВАНИЕ УСТОЙЧИВОСТИ ПОЛЕТА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛАСТИН, МЕТАЕМЫХ СКОЛЬЗЯЩЕЙ ДЕТОНАЦИЕЙ ПЛОСКОГО ЗАРЯДА

Динамика метания пластин при скользящей детонации слоя взрывчатого вещества (ВВ) изучалась в [1—3]. Возникновение неустойчивости при полете пластин может оказывать влияние на эффективность работы плоского взрывомагнитного генератора [4], на характер процесса накопления сгустка ударно-сжатого газа в условиях острой угловой геометрии сталкивающихся пластин [5].

В настоящей работе методом импульсной рентгеновской фотографии и с помощью фурье-анализа рентгеновских снимков исследовалось движение пластины за фронтом детонации, распространяющимся вдоль накладного плоского заряда ВВ со скоростью детонации, превышающей скорость звука в материале пластины.

Эксперименты проводились по схеме, изображенной на рис. 1. Плоский заряд пластического ВВ 1 накладывался на метаемую пластину 2, которая крепилась «с зависанием» на стенках 3 составной кюветы с подложкой 4. В начале заряда располагались генератор плоской детонационной волны 5 и электродетонатор 6. Регистрация осуществлялась с помощью импульсной рентгеновской установки ПИР-600 7, расположенной таким образом, чтобы направление излучения было параллельно плоскости метаемой пластины, перпендикулярно направлению распространения детонации и плоскости герметичной кассеты с фотоленкой 8. Для синхронизации времени инициирования импульса рентгеновского излучения с моментом прохождения фронта детонации в определенном месте заряда устанавливался контактный датчик 9, с помощью которого запускалась рентгеновская установка.

Стенки канала изготавливались из винилпласта толщиной 1 мм, подложка и метаемая пластина — из алюминия. Толщина последней  $d =$