

- кольцевых образцов // Пластическая деформация легких и специальных сплавов.— М.: Металлургия, 1978.
4. Большаков А. П., Новиков С. А., Сеницын В. А. Исследование динамических диаграмм одноосного растяжения и сжатия меди и сплава АМг6 // Пробл. прочности.— 1979.— № 10.
  5. Попов Н. Н., Иванов А. Г. и др. Получение полных диаграмм одноосного растяжения сплавов АМг6 и МА18 при скоростях деформации  $10^{-3} \dots 10^3 \text{ с}^{-1}$  // Пробл. прочности.— 1981.— № 12.
  6. Степанов Г. В., Астанин В. В. и др. Механические свойства высокопрочного алюминиевого сплава при ударном нагружении // Пробл. прочности.— 1983.— № 2.
  7. Тарасов Б. А. О количественном описании откольных повреждений // ПМТФ.— 1973.— № 6.
  8. Тарасов Б. А. Сопротивление разрушению пластин при ударном нагружении // Пробл. прочности.— 1974.— № 3.
  9. Батъков Ю. В., Новиков С. А. и др. Влияние температуры образца на величину разрушающих напряжений при отколе в алюминиевом сплаве АМг6 // ПМТФ.— 1979.— № 3.
  10. Голубев В. К., Новиков С. А. и др. О характере откольного разрушения алюминия и его сплавов Д16 и АМг6 в температурном диапазоне — 196 ... 600°C // Пробл. прочности.— 1983.— № 2.
  11. Канель Г. И., Разоренов С. В., Фортгов В. Е. Кинетика разрушения алюминиевого сплава АМг6М в условиях откола // ПМТФ.— 1984.— № 5.
  12. Абашкин Б. П., Забиров И. Х. и др. Об одном способе исследования свойств материала при динамическом растяжении // ПМТФ.— 1977.— № 4.
  13. Голубев В. К., Новиков С. А. и др. О влиянии угла выхода ударной волны на свободную поверхность на образование откола в металлах // ПМТФ.— 1983.— № 3.
  14. Butcher V. M. Spallation in 6061-T6 aluminum // Behaviour of Dense Media Under High Dynamic Pressures.— N. Y.: Gordon and Breach, 1968.
  15. Blincow D. W., Keller D. Y. Experiments on the mechanism of spall // Dynamic Behaviour of Materials.— Philadelphia: ASTM, 1963.
  16. Rosenberg Z., Luttwak G. et al. Spall studies of differently treated 2024 Al specimens // J. Appl. Phys.— 1983.— V. 54, N 5.
  17. Barbee T. W., Seaman L. et al. Dynamic fracture criteria for ductile and brittle metals // J. Materials.— 1972.— V. 7, N 3.
  18. Романченко В. И., Марусий О. И., Крамаренко И. В. Микроструктура алюминиевого сплава на ранних стадиях откола // Пробл. прочности.— 1983.— № 9.

Поступила 26/1 1987 г.

УДК 539.4+620.18

## ИССЛЕДОВАНИЕ НАКОПЛЕНИЯ МИКРОПОВРЕЖДЕНИЙ ПРИ ОТКОЛЕ В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТ14

С. А. Новиков, Ю. С. Соболев, Н. А. Юкина

(Москва)

При описании откола, т. е. разрушения материала при интенсивном ударно-волновом нагружении, в последнее время применяется концепция накопления повреждений, учитывающая изменение микроструктуры материала в процессе деформирования в области взаимодействия волн разрежения. Выделяются две основные стадии откола: появление и рост зародышевых трещин; слияние микротрещин [1—3]. В первой, докритической, стадии откольного разрушения материал с достаточной точностью можно рассматривать как сплошной. Начальные микродефекты возникают в локально перенапряженных зонах, их размеры  $10^{-8}$ — $10^{-7}$  м [4, 5]. Достижение предельного числа микродефектов в единице объема приводит к разрушению микрообъема и образованию дефектов с характерными размерами  $10^{-6}$ — $10^{-4}$  м, что определяет начало второй, закритической, стадии откольного разрушения. На первой стадии рост дефектов имеет термоактивационную природу [1]. Можно предполагать, что во второй стадии разрушения распространение и взаимодействие микротрещин будет описываться законами механики разрушения. Изучение микрошлифов образцов с помощью оптического микроскопа, сохраненных после ударно-волнового нагружения, позволяет надежно выявить дефекты (поры, трещины) размерами не менее  $10^{-6}$  м. Количественный анализ их распределения при различных уровнях растягивающих напряжений в области откола позволяет получить информацию обо всей второй стадии разрушения, вплотную приблизившись к ее границе с докритической стадией.

В настоящей работе приведены результаты количественных оценок степени повреждаемости образцов из титанового сплава ВТ14 при отколе. Исследуемые образцы изготавливались из прутка диаметром 50 мм, предварительно подвергнутого отжигу при температуре 750°C в течение 60 мин

с охлаждением на воздухе. После отжига сплав ВТ14 имел следующие механические характеристики: временное сопротивление  $\sigma_B = 100 \text{ кг/мм}^2$ , относительное удлинение  $\delta_5 = 8,5\%$ , относительное сужение  $\psi = 42,5\%$ , ударная вязкость  $a_n = 8,4 \text{ кг}\cdot\text{см/см}^2$ . Микро-

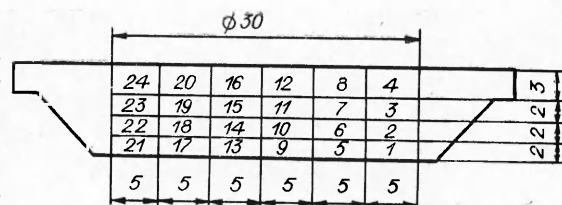


Рис. 1

структура сплава характеризуется равноосной структурой  $\alpha + \beta$ , имеющей два характерных признака: крупные полиэдрические зерна превращенной  $\beta$ -фазы и пластинчатый характер внутризеренной структуры. Основные размеры образцов показаны на рис. 1.

Нагружение производилось ударом пластинки из алюминиевого сплава АМц толщиной 4 мм, разгоняемой детонацией тонких слоев ВВ. Характерное время нагружения составляло  $1,3 \cdot 10^{-6}$  с (время циркуляции упругой волны в ударнике). Геометрия системы ударник — образец была выбрана таким образом, что волна упругой разгрузки не догоняла фронт ударной волны в образце, поэтому давление за фронтом ударной волны, выходящей на свободную поверхность образца, совпадало с давлением на поверхности соударения. Опыты проводились при температуре  $10^\circ\text{C}$ . Сечения разрезанных вдоль оси образцов после шлифования, полирования и химического травления в реактиве (плавиковая кислота 2,5 мл, азотная кислота 7,5 мл, вода 15 мл) подвергались микроанализу с использованием металлографического микроскопа МИМ-8М при увеличении до  $\times 1000$ . Для исключения влияния боковой разгрузки исследовалась центральная часть образцов в зоне диаметром 30 мм. Для удобства подсчета дефектов рабочая часть сечений разделена на 24 прямоугольные зоны, как показано на рис. 1. Оценки давления в нагружающем импульсе сжатия проводились с использованием известных ударных адиабат титана и алюминия, при этом считалось, что в акустическом приближении растягивающие напряжения в зоне откола по абсолютной величине равнялись давлению в волне сжатия. В опытах при увеличении слоя взрывчатого вещества проводилось последовательное повышение давления в нагружающем импульсе и соответственно увеличение растягивающих напряжений. Общая качественная характеристика степени повреждаемости образцов в интервале нагружающих давлений 3,9—4,9 ГПа представлена в таблице.

Давление, при котором в рабочем сечении образца не обнаружено видимых при увеличении  $\times 1000$  микроповреждений, составляет 3,9 ГПа. Образование микроотколов (слияние нескольких трещин) происходит при давлении 4,9 ГПа. Зарождение разрушений идет в основном в виде микротрещин вблизи границ превращенной  $\beta$ -фазы по ее выделениям (рис. 2, а). Образуются и поры (рис. 2, б), но их вклад в общую картину разрушения невелик. Существенным для сплава ВТ14 является то, что при последова-

Номер опыта	$p$ , ГПа	Степень повреждаемости образцов в исследуемом сечении
1	3,9	Отсутствие повреждений
2	4,0	Единичная микротрещина
3	4,26	Несколько единичных микротрещин
4	4,33	Слабое микроповреждение в локальных зонах
5	4,45	Умеренное микроразрушение в локальных зонах
6	4,7	Интенсивное микроразрушение в локальных зонах
7	4,9	Интенсивное микроразрушение по всей зоне откола

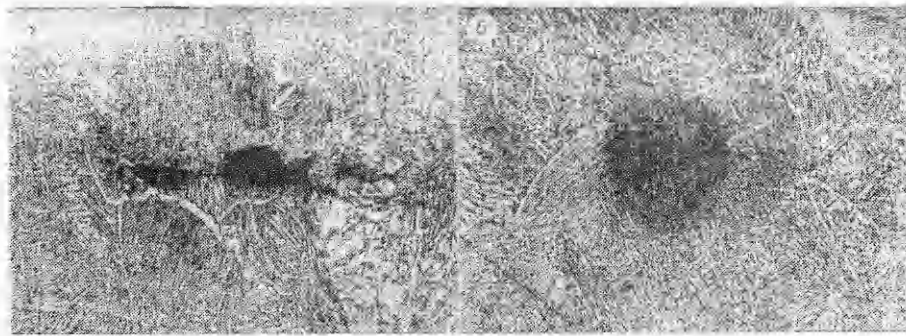


Рис. 2

тельном увеличении давления в ударной волне в исследованном диапазоне рост числа образующихся микротрещин весьма невелик. За критерий степени повреждаемости поэтому была выбрана суммарная длина микротрещин в сечении исследуемого образца. На основании полученных результатов для каждого из образцов (см. таблицу) построены гистограммы распределения суммарной протяженности трещин  $\Sigma l$  в зависимости от расстояния  $x$  от нагружаемой поверхности и по диаметру образца.

Типичные гистограммы (опыты 2, 6, 7), характеризующие изменение  $\Sigma l$  по толщине образца при увеличении давления, приведены на рис. 3. На рис. 4 показана зависимость суммарной протяженности трещин в зоне откола (находящейся, как следует из рис. 3, на расстоянии 5—7 мм от нагружаемой поверхности) от растягивающих напряжений. Обращает на себя внимание то, что до напряжения  $\sim 4,5$  ГПа практически не увеличивается значение  $\Sigma l$ , а при дальнейшем росте напряжения оно резко повышается. Полученная зависимость говорит в пользу предположения, что на второй стадии развитие откольного разрушения происходит в соответствии с положениями линейной механики разрушения (ЛМР). Действительно, по ЛМР, существующая в хрупком материале трещина начинает быстро распространяться при достижении некоторого критического напряжения у устья трещины, определяющего критический коэффициент интенсивности напряжения, который является параметром данного материала.

В случае откола, процесс, безусловно, сложнее: имеет место не одна, а целая серия трещин, ориентированных перпендикулярно фронту ударной волны. Для полного описания процесса разрушения необходимо учитывать их взаимное влияние (экспериментально оно показано при исследовании взаимодействия высокоскоростных встречных трещин в оргстекле при динамическом нагружении [6]). Для ряда материалов, например свинца, в котором накопление повреждаемости в зоне откола происходит путем роста и слияния почти сферических пор [7], положения ЛМР неприменимы.

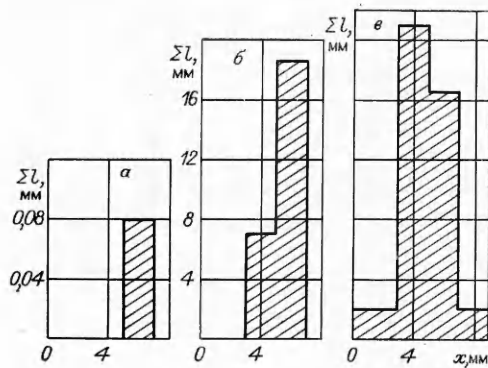


Рис. 3

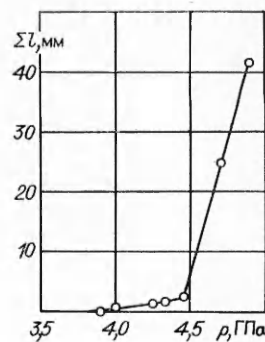


Рис. 4

Тем не менее обнаруженный в данной работе факт резкого увеличения степени повреждаемости в сплаве ВТ14 при достижении некоторого критического напряжения растяжения в зоне откола заслуживает внимания при описании феноменологической картины процесса откольного разрушения подобных конструкционных материалов.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Воловец Л. Д., Златин Н. А., Пугачев Г. С. Возникновение и развитие субмикротрещин в полиметилметакрилате при динамическом растяжении (отколе) // Письма в ЖТФ.— 1978.— Т. 4, № 18.
2. Дремни А. Н., Молодец А. М. Кинетические характеристики откольного разрушения // ПМТФ.— 1980.— № 6.
3. Молодец А. М., Дремни А. Н. Две стадии процесса откольного разрушения // ДАН СССР.— 1979.— Т. 249, № 6.
4. Регель В. Р., Слуцкер А. И., Томашевский Э. И. Кинетическая природа прочности твердых тел.— М.: Наука, 1975.
5. Тамуж В. Т., Куксенко В. С. Микромеханика разрушения полимерных материалов.— Рига: Зинатне, 1978.
6. Еременко А. С., Новиков С. А., Погорелов А. П. Исследование распространения и взаимодействия быстрых трещин в органическом стекле // ПМТФ.— 1979.— № 4.
7. Голубев В. К., Новиков С. А. и др. Разрушение и вязкость свинца при отколе // ПМТФ.— 1982.— № 6.

Поступила 22/1 1987 г.

УДК 539.3

### О НЕКОТОРЫХ ТОЧНЫХ РЕШЕНИЯХ В ТЕОРИИ ГИБКИХ ПЛАСТИН

*И. В. Андрианов, Е. Г. Холод*

(Днепропетровск)

Уравнения Бергера [1] допускают в ряде случаев точные решения [2]. Однако до последнего времени считалось, что они являются сугубо приближенными решениями уравнений Фешля — Кармана [3—6]. В настоящей работе показано, что для квадратной пластины при центрально-симметричном напряженно-деформированном состоянии решения уравнений Бергера совпадают с решениями уравнений Фешля — Кармана.

1. Уравнения изгиба прямоугольной ( $0 \leq x_1 \leq a_1$ ,  $0 \leq x_2 \leq a_2$ ) пластины, полученные на основе «гипотезы Бергера» (пренебрежение влиянием второго инварианта тензора деформаций  $J_2$  на напряженно-деформированное состояние системы), имеют вид [1]

$$(1.1) \quad \partial J_1 / \partial x_1 = 0, \quad \partial J_1 / \partial x_2 = 0;$$

$$(1.2) \quad D \nabla^2 \nabla^2 w - 12 D h^{-2} J_1 \nabla^2 w = q(x_1, x_2),$$

$$J_1 = \frac{1}{a_1 a_2} \int_0^{a_2} \int_0^{a_1} \left[ \frac{\partial u_1}{\partial x_1} + \frac{\partial u_2}{\partial x_2} + \frac{1}{2} \left( \frac{\partial w}{\partial x_1} \right)^2 + \frac{1}{2} \left( \frac{\partial w}{\partial x_2} \right)^2 \right] dx_1 dx_2.$$

Здесь  $J_1 = \varepsilon_{11} + \varepsilon_{22}$ ;  $\nabla^2 = \partial^2 / \partial x_1^2 + \partial^2 / \partial x_2^2$ ;  $\varepsilon_{11}$ ,  $\varepsilon_{22}$  и  $\varepsilon_{12}$  — деформации растяжения — сжатия и сдвига соответственно;  $u_1$ ,  $u_2$ ,  $w$  — перемещения точек срединной поверхности;  $D = E h^3 / [12(1 - \nu^2)]$ ;  $E$ ,  $\nu$  — модуль Юнга и коэффициент Пуассона материала пластины;  $h$  — ее толщина.

Выпишем выражение для той части энергии деформации срединной поверхности пластины, которая зависит от второго инварианта тензора деформаций  $J_2$  ( $J_2 = \varepsilon_{11} \varepsilon_{22} - 0,25 \varepsilon_{12}^2$ ):

$$(1.3) \quad \Pi = -D(1 - \nu) \int_0^{a_2} \int_0^{a_1} J_2 dx_1 dx_2 = -D(1 - \nu) \int_0^{a_2} \int_0^{a_1} \left\{ \frac{\partial u_1}{\partial x_1} \frac{\partial u_2}{\partial x_2} - \right.$$