

Таким образом, анализ показал существование дополнительной ветви стационарной скорости реакции, обязанной своим происхождением процессу внешней диффузии (средний диффузионный режим). Чем меньше радиус зерна катализатора, тем ближе верхняя диффузионная ветвь к верхней кинетической, а средняя диффузионная ветвь — к нижней кинетической. Переход с одной диффузионной ветви на другую и анализ устойчивости стационарных состояний является предметом отдельной работы.

Поступила в редакцию 26/VII 1984

ЛИТЕРАТУРА

1. В. П. Быков, Г. С. Яблонский, М. Г. Слинько. Докл. АН СССР, 1976, 229, 6, 1356.
2. В. П. Иванов, В. П. Елохин, Г. С. Яблонский и др. Кинетика и катализ, 1981, 22, 4, 1040.
3. V. I. Bykov, G. S. Yablonskii, V. I. Elokhnin. Surface Sci., 1981, 107, 1, L334.
4. П. П. Смирнов. Вестн. МГУ. Сер. 1. Математ., механ., 1982, 3, 69.
5. П. П. Смирнов. ФГВ, 1982, 18, 5, 63.
6. П. П. Смирнов.— В кн.: Теплообмен и теплофизические свойства веществ. Новосибирск, 1982.

ПРОЧНОСТЬ ПРИ КВАЗИСТАТИЧЕСКОМ И УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ

С. А. Новиков
(Москва)

Вопросы динамической прочности конструкционных материалов приобрели большое практическое значение, так как непосредственно связаны с эксплуатацией ряда современных машин и приборов. В многочисленных исследованиях накоплен обширный экспериментальный и теоретический материал о поведении конструкционных материалов при интенсивных динамических нагрузках (см., например, [1, 2]). В настоящей работе представлены некоторые полученные при участии автора с сотрудниками результаты экспериментальных исследований, посвященных изучению прочностных характеристик материалов при квазистатическом и ударно-волновом нагружении, осуществляемых при детонации зарядов взрывчатых веществ. Основное внимание уделено разрушению материалов. Подробное изложение результатов, сравнение их с данными других авторов проведено в цитируемых источниках.

Квазистатическое нагружение

Для динамических испытаний материалов при одноосном растяжении — сжатии применялся метод разрезных стержней Гопкинсона (РСГ) [3]. Исследуемый образец в виде диска при испытании на сжатие или «колпачка» при испытании на растяжение располагался между двумя стержнями-волноводами, изготовленными из более прочного материала, чем образец. Амплитуда нагружающего импульса давления и предел прочности исследуемого вещества должны быть ниже предела пропорциональности материала стержней. Регистрация тензодатчиками нагружающего и проходящего через образец импульсов позволяет по известным соотношениям теории распространения упругих волн вычислить зависимость напряжения σ и деформации ε от времени t , а также величину скорости деформации $\dot{\varepsilon}(t)$. В результате получается диаграмма $\sigma - \varepsilon$, соответствующая определенной скорости деформации.

В отличие от более ранних применений этого метода (например, [4, 5]) используется для нагружения специальное взрывное устройство,

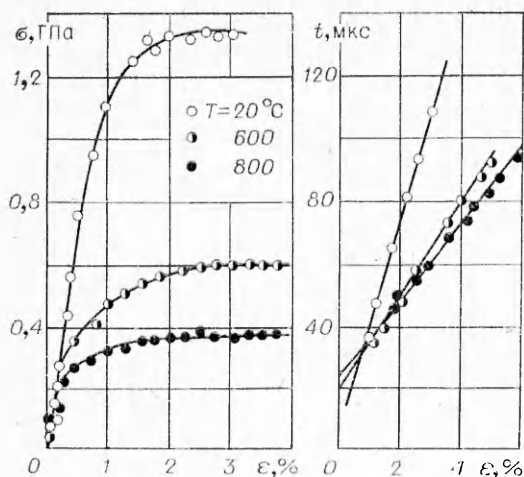


Рис. 1.

позволяющее варьировать в широких пределах длительность и амплитуду нагружающего П-образного импульса. Способ расчета взрывного нагружающего устройства для задания импульса давления заданных параметров изложен в [6]. Впервые для динамических испытаний на растяжение это устройство применено в [7]. Нагружающее устройство состоит из слоя взрывчатого вещества (ВВ), металлической пластины, воспринимающей механический импульс при детонации ВВ, и демфера — материала, ударное сжатие которого на начальном участке происходит при постоянном давлении. В качестве демфера применяется пенопласт разной плотности [8] (при амплитуде импульса, не превышающей 0,03 ГПа), а для более интенсивных нагружений — металлические крешеры и перфорированные металлические диски [9].

Результаты экспериментальных исследований динамических прочностных характеристик металлов при скоростях деформации $10^2 - 10^3 \text{ с}^{-1}$ представлены в [10—12].

При дистанционном [13] или импульсном электрическом [14, 15] нагреве образцов методом РСГ получены температурные зависимости динамических прочностных характеристик материалов. На рис. 1 приведены типичные динамические диаграммы $\sigma - \epsilon$ титанового сплава ВТ14 и соответствующие зависимости $t - \epsilon$, характеризующие скорость деформации образца [14]. Увеличение $\dot{\epsilon}(t)$ от $2 \cdot 10^{-3}$ до 10^3 с^{-1} для отожженной меди М1, например, практически не влияет на характер диаграммы растяжение — сжатие. Для твердой (неотожженной) меди динамические зависимости существенно (\sim на 40%) превышают уровень статических кривых [10].

Для эластичных компаундов отмечено значительное увеличение динамического модуля упругости, а также проявление эффекта механического стеклования, т. е. наличия упругой деформации или хрупкого разрушения при $\theta/\tau > 1$, где τ , θ — времена действия импульса нагрузки и релаксации напряжения.

Для поликарбоната характерно значительное (\sim в 2 раза) упрочнение. Особенность этого материала — наличие на его статической и динамической диаграммах сжатия большого участка пластической деформации (до 30%) без упрочнения.

Некоторое видоизменение в постановке эксперимента по методу РСГ (применение образца с заранее организованной трещиной) позволяет исследовать трещиностойкость материалов при больших скоростях распространения трещины [16]. В экспериментах [10—15] длительность нагружающего П-образного импульса составляла $\tau \sim 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Полученные при этом значения разрушающих напряжений на кривой $\sigma - \epsilon$ (см. табл. 1) позволяют получить экспериментальные точки на кривых

Таблица 1

| Материал | σ_B , МПа | $\tau \cdot 10^4$, с | Материал | σ_B , МПа | $\tau \cdot 10^4$, с |
|----------------------|------------------|-----------------------|------------------------|------------------|-----------------------|
| АМг-6 (отжиг) | 0,42 | 1,1 | Ст. 12Х18Н9Т (закалка) | 0,65 | 1,0 |
| Медь М1 (отжиг) | 0,22 | 1,4 | Титан ВТ14 (отжиг) | 1,24 | 1,0 |
| Ст. 36НХТЮ (закалка) | 1,4 | 1,4 | | | |

долговечности материалов $\lg \tau = f(\sigma_p)$ в ранее неизученной области при $\tau = 10^{-4}$ с. Отметим, что для трех исследованных металлов эти точки располагаются на продолжении линейных зависимостей, описываемых уравнением С. Н. Журкова

$$\tau = \tau_0 \exp(U_0 - \gamma\sigma/kT),$$

где τ_0 , U_0 , γ — константы; T — температура; k — постоянная Больцмана.

Ударно-волновое нагружение

1. Среди существующих методов определения величины откольной прочности материалов наиболее представительным справедливо считается метод непрерывной записи скорости движения свободной поверхности нагружаемого образца емкостным датчиком скорости [17], впервые примененный для исследований откольной прочности стали в [18]. Отмечено заметное отличие от расчетной зависимости экспериментальной записи скорости свободной поверхности. Оно заключается в том, что на экспериментальной кривой амплитуда пульсаций импульса давления в отколовшемся слое значительно меньше расчетной величины, определяемой откольной прочностью. Указанное отличие объяснено тем, что полное разрушение металла при отколе происходит в течение конечного интервала времени. За это время часть импульса давления, заключенного в отколовшемся слое, успевает «просочиться» в оставшуюся часть металла, при этом уменьшается количество движения отколовшегося слоя.

Оцененное по данным экспериментов [18] время разрушения (от момента зарождения трещины до полного отделения отколовшегося слоя) составило $(0,5-1,0) \cdot 10^{-5}$ с (образец из стали толщиной 20 мм нагружался плоской детонационной волной в заряде высотой 40 мм). В этой же работе показана сравнительно слабая зависимость откольной прочности стали от температуры в интервале $0-500^\circ\text{C}$.

В более поздних экспериментальных работах [19-40] по изучению температурной и временной зависимостей откольной прочности в широком круге металлов и полимеров применялся главным образом расчетно-экспериментальный метод определения $\sigma_{отк}$ с использованием микроструктурного анализа для исследования степени повреждаемости изучаемых образцов. Импульсное механическое нагружение осуществлялось ударом пластин, разгоняемых до различных скоростей детонацией слоя ВВ при изменении его толщины. Толщина пластин-ударников варьировалась от 20 до 0,05 мм, температура образцов — от -196 до $+800^\circ\text{C}$. После нагружения образцы разрезались, поверхность среза полировалась, травилась и исследовалась под микроскопом при увеличении до 1000. Величина надежно фиксируемых дефектов (микротрещин, зарождающихся в зоне откола) составляла 10^{-6} м. Такой анализ позволяет сопоставить известной скорости удара степень откольного повреждения материала, а также определить критические условия зарождения откольных микроповреждений. Формально взятая в качестве некоторого критерия величина микроповреждений 10^{-6} м условна. Можно было бы (также формально) наблюдать дефекты 10^{-7} м (как предлагалось в [41]) и даже меньших размеров. Основанием выбора значения 10^{-6} м как минимального послужило то, что после нагружения статическая прочность материала образцов, в которых размер микроповреждений не превышал 10^{-6} м, практически не изменялся.

Оценки давления в нагружающем импульсе сжатия проводились с использованием известных ударных адиабат материалов. При этом учет изменения плотности материалов и их адиабатического модуля объемного сжатия с температурой приводит к изменению давления в нагружающем импульсе не более чем на 3%. Характерное время нагружения оценивалось временем двойной циркуляции волны по толщине пластинки. Подтверждением справедливости такого подхода может служить тот факт, что в представленных экспериментах различие в величине ампли-

туды растягивающих напряжений для двух режимов: отсутствие микротрещин и их наличие (не более 0,2 ГПа), что существенно меньше разницы между крайними режимами — отсутствие микротрещин и полное откольное разрушение.

Для контроля правильности оценок давления проводились калибровочные опыты. Профиль импульса давления в исследуемом образце в плоскости образования откола записывался манганиновым датчиком. Что касается растягивающего напряжения в зоне откола, то при значении нагружающего давления p^* (критическое значение давления в нагружающем импульсе сжатия, соответствующее зарождению откольных микроповреждений), то оно в акустическом приближении равно p^* . В случае, когда нагружающее давление превышает p^* , растягивающее напряжение в зоне откола остается, по-видимому, на уровне, соответствующем p^* [42]. Это может быть объяснено релаксацией напряжений на образующихся и растущих в процессе нагружения повреждениях.

Таким образом, в опытах определялись два критических уровня нагружающего давления, соответствующих зарождению откольных микроповреждений и полному макроскопическому откольному разрушению. Первый из уровней (p_1^*) и представляет собой откольную прочность¹, второй (p_2) — стойкость материала к откольному разрушению.

2. Характер откольного разрушения ряда металлов и сплавов демонстрируют данные экспериментов [21—23], представленные на рис. 2. Здесь уровню давления в нагружающем импульсе поставлена в соответствие степень откольного разрушения материалов. Принято следующее условное подразделение по степени откольного разрушения: 1 — полное откольное разрушение, наличие магистральной трещины, проходящей через все сечение образца; 2 — частичное макроскопическое разрушение, отдельные макротрещины в сечении; 3 — интенсивное микроразрушение, в зоне откола значительное число изолированных микротрещин или пор; 4 — слабое микроразрушение, небольшое число изолированных микротрещин; 5 — сохранение микроскопической целостности, отсутствие в сечении образца наблюдаемых при увеличении 1000 микроповреждений. По оси абсцисс цифрами отмечены исследуемые материалы: 1 — медь М1, 2 — никель НП2, 3 — титановый сплав ВТ14, 4 — железо Армко, 5 — Ст. 3, 6 — Ст. 12Х18Н10Т, 7 — алюминий АД1, 8 — алюминиевый сплав Д16, 9 — алюминиевый сплав АМг-6.

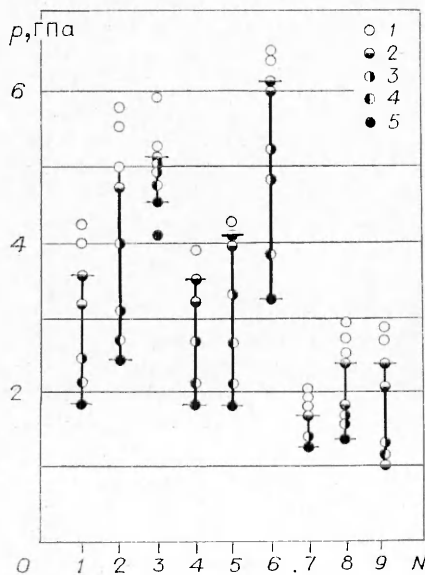


Рис. 2.

Из приведенных результатов следует, что диапазон давлений в нагружающем импульсе от зарождения микроповреждений до полного разрушения соизмерим с величиной откольной прочности p^* . Для представленных на рис. 2 материалов наименьший диапазон $\Delta p = p_2 \div p_1$ относится к алюминию ($\sim 0,6$ ГПа), наибольший — к легированной стали 12Х18Н10Т (~ 3 ГПа). Интересно сопоставить результаты, полученные для железа Армко и низкоуглеродистой стали Ст. 3, а также для алюминия и его сплавов. Для железа и Ст. 3 давления, соответствующие зарождению микроповреждений, совпадают. Это объясняется тем, что, по данным проведенного металлографического анализа, зарождение микротрещин в обоих металлах происходит в зернах

¹ С учетом сделанной выше оговорки о минимальной величине дефектов 10^{-6} м в зоне разрушения.

феррита (микротрещины скола), прочность которого практически одинакова в железе и Ст. 3. Давления же, соответствующие макроскопическому разрушению этих материалов, заметно различаются (более чем на 1 ГПа), что объясняется наличием входящего в структуру Ст. 3 более прочного перлита, тормозящего развитие разрушения.

Для алюминиевых сплавов начальная стадия разрушения связана с образованием и слиянием повреждений, образующихся на вытянутых в направлении прокатки скоплениях включений, т. е. первоначально происходит разрушение материала в зоне откола, а на следующей стадии — его поперечное разрушение. Подобное явление в различной степени вообще свойственно откольному разрушению образцов из любых материалов, изготовленных из прутков, т. е. имеющих явно выраженную продольно вытянутую структуру, но особенно оно проявляется при наличии значительного количества инородных включений, скопления которых вытянуты в этом направлении.

Отметим совпадение результатов, полученных при определении критических уровней нагрузки, соответствующих зарождению микроповреждений, и данных, полученных по регистрации скорости свободной поверхности образцов, при уровнях нагружения, значительно превышающих их критические уровни. Так, например, для Ст. 3 и железа Армко [17, 43] — это 1,7 ГПа, для стали 12Х18Н10Т — 3,0 ГПа [42], для алюминия — 1,2 ГПа [44]. Приведенные результаты свидетельствуют о том, что при разрушении в условиях высокоинтенсивного нагружения отрицательное давление в плоскости откола не превышает в процессе разрушения критического уровня зарождения повреждений при менее интенсивных нагрузках и подобных временных условиях нагружения.

Для всех исследованных металлов и сплавов отмечено уменьшение в разной мере величины откольной прочности (давления p_1 в нагружающем импульсе) с повышением T [21—24, 37—40]. Понижение температуры образца до -196°C для большинства металлов также приводит к уменьшению откольной прочности. (Для последней зависимости имеются исключения, например, титан и свинец [22, 39].) Соответствующим образом изменяется с T и величина p_2 , характеризующая макроскопическое разрушение материала (табл. 2).

Изучение микроструктуры образцов после нагружения дает ценную информацию о механизме откольного разрушения металлов и сплавов при различных T . Детальные исследования с помощью методов металлографического анализа, проведенные в [22, 23, 37—40], показали, что индивидуальный характер зависимости откольной прочности от температуры объясняется различным механизмом зарождения и распространения микротрещин в металлах и сплавах. Кроме изучения микроструктуры образцов (с увеличением до 1000) до и после нагружения в этих работах измерялись микротвердости материалов и рентгенографически исследовалась деформированная структура (камера КРОС). Съемка образцов

Таблица 2

| Материал | $T, ^\circ\text{C}$ | $p_1, \text{ГПа}$ | $p_2, \text{ГПа}$ | Материал | $T, ^\circ\text{C}$ | $p_1, \text{ГПа}$ | $p_2, \text{ГПа}$ |
|---------------|---------------------|-------------------|-------------------|-------------------------|---------------------|-------------------|-------------------|
| Железо Армко | 0 | 1,8 | 3,5 | Медь | 0 | 1,8 | 3,6 |
| | 800 | 1,5 | 2,5 | | 800 | 1,2 | 1,8 |
| Ст. 3 | 0 | 1,8 | 4,1 | Алюминий | 0 | 1,1 | 1,7 |
| | 800 | 1,8 | 3,9 | | 500 | 0,7 | 1,0 |
| Ст. 12Х18Н10Т | 0 | 3,3 | 6,1 | Алюминиевый сплав Д16 | 0 | 1,2 | 2,4 |
| | 800 | 2,6 | 3,4 | | 400 | 1,1 | 1,5 |
| Титан ВТ14 | 0 | 4,4 | 5,2 | Алюминиевый сплав АМг-6 | 0 | 1,0 | 2,4 |
| | 800 | 3,0 | 4,2 | | 500 | — | 0,8 |
| Никель | 0 | 2,4 | 5,0 | Свинец | 0 | 0,4 | 0,75 |
| | 800 | 1,6 | 2,9 | | 300 | — | 0,70 |

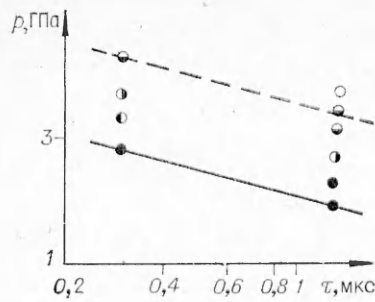


Рис. 3.

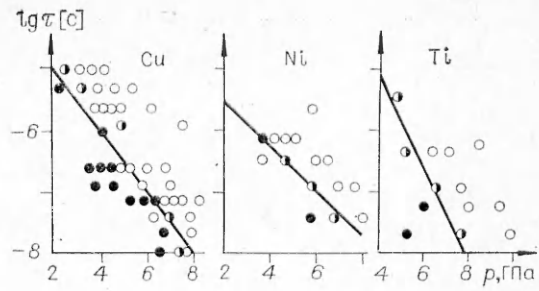


Рис. 4.

осуществлялась на дифрактометре ДРОН-2 в фильтрованном медном излучении. Параметры субструктуры, размер областей когерентного рассеяния, микроискажения решетки и плотность дислокаций определялись по результатам измерения физического уширения рентгеновских линий. Следы исследовались на электронном микроскопе.

3. Типичная временная зависимость величин p_1 и p_2 для железа Армо представлена на рис. 3 (обозначения степени повреждения аналогичны рис. 2). Эксперименты проводились при уменьшении масштаба системы ударник — образец в 4 раза. Характерное время нагружения $\tau = 0,3 \cdot 10^{-6}$ с. Значения давлений в нагружающем импульсе, соответствующие зарождению микротрещин и полному разрушению образца при $\tau = 1,3 \cdot 10^{-6}$ с, взяты из [39]. Экспериментальные данные, характеризующие эти два уровня давления для ряда металлов при разных температурах, представлены в табл. 2.

На рис. 4 в координатах $\lg \tau = f(p_2)$ приведены экспериментальные данные для меди М1, никеля НН2 и титана ВТ14 до рекордно малых времен нагружения (10^{-8} с), полученные в экспериментах [17, 28, 31]. Толщина образцов достигала 0,05 мм, а толщина пластины-ударника — 0,015 мм. В опытах определялись критические уровни давления, соответствующие макроскопическому разрушению. Типичная микрофотография магистральной трещины в меди при $\tau = 10^{-8}$ с приведена на рис. 5; отмечается очень гладкая поверхность разрушения и отсутствие микротрещин в металле. По характеру поверхности отколы при столь малых временах действия нагрузки очень близки «гладким» отколам, образующимся в железе и стали при взаимодействии ударных волн разрежения [45].

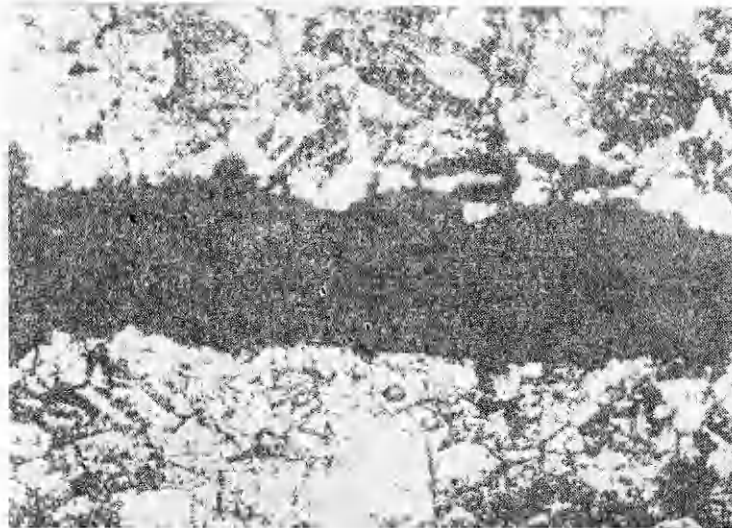


Рис. 5.

Значения p_2 в этих опытах находились путем постепенного ступенчатого повышения давления в нагружающем импульсе. Величина «ступенек» определяется расположением экспериментальных точек на рис. 4 (здесь приняты обозначения, соответствующие полному разрушению образца и отсутствию видимого на микрофотографии повреждения). Проведенные микроструктурные исследования показали, что при субмикросекундных временах действия нагрузки, по-видимому, разница между p_2 и p_1 невелика (не превышает нескольких десятков процентов). Отметим также, что экстраполяция представленных на рис. 4 прямых $\lg \tau = f(p)$ к $\tau = 10^{-12} - 10^{-13}$ с дает значения давления, близкие к теоретической прочности.

В работах [34, 35] исследовано откольное разрушение восьми полимерных материалов: плексигласа, фторопласта, поликарбоната, винилпласта, полиэтилена, капролона, полистирола и клея ВК-3 на основе фенолформальдегидной смолы в различных температурных интервалах. Время нагружения, определяемое толщиной алюминиевого ударника, составляло $1,3 \cdot 10^{-6}$ с. Зависимости откольной прочности от температуры для плексигласа (○) и фторопласта (□) приведены на рис. 6 (1 — отсутствие визуально наблюдаемого разрушения, 2 — частичное откольное разрушение, 3 — полное откольное разрушение). Практически важный результат этих исследований состоит в том, что нагрев фактически не снижает динамическую прочность полимеров, а иногда, например для плексигласа и особенно фторопласта, приводит к заметному упрочнению.

В работах [32, 33] в близких временных условиях нагружения излучением моноимпульсного кваптового генератора исследован процесс разрушения плексигласа от зарождения микроповреждений до полного разрушения ($\tau = 0,7 \cdot 10^{-6}$ с, $p_1 = 0,07$, $p_2 = 0,17$ ГПа).

При описании откольных явлений в [46, 47] принят наиболее ясный с физической точки зрения критерий разрушения — энергетический. Под работой разрушения понимается отнесенная к единице площади сечения образца энергия, затрачиваемая на весь процесс разрушения. Значения энергии разрушения, полученные в опытах с листовыми зарядами ВВ, представлены в [25]. Отметим, что определенная в экспериментах энергия разрушения не является константой материала и зависит от условий нагружения, в частности, при уменьшении времени нагружения τ она должна снижаться. Действительно, при уменьшении τ или (что то же) длины импульса пропорционально сужается и ширина зоны откольного разрушения, что приводит к снижению затрачиваемой на разрушение энергии.

Полученные экспериментальные результаты указывают также на существенную зависимость откольной прочности металлов и сплавов от технологии изготовления (об этом уже упоминалось выше) и от термо-

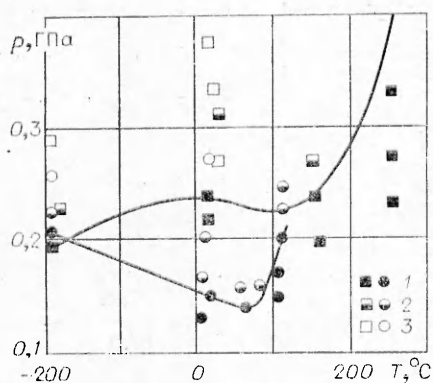


Рис. 6.

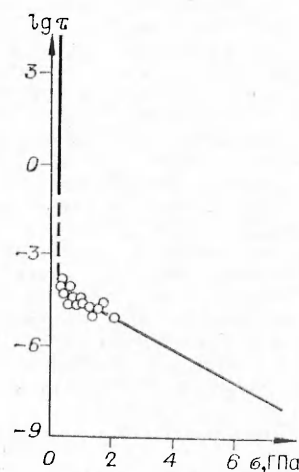


Рис. 7.

обработки. Впервые это отмечено в [17]. В [38] представлены данные, свидетельствующие о влиянии термообработки на откольное разрушение алюминия и меди. В работе [40] показано, например, что для термообработки деталей из стали 40Х, предназначенных для работы в условиях ударно-волновых нагрузок, оптимальен режим закалки с отпуском при 500—550°С. Этот режим термообработки оптимален и для статических условий работы, так как дает хорошее сочетание свойств прочности и пластичности стали.

4. Неоднократно отмечалось, что нельзя применять кинетическое уравнение, связывающее долговечность и разрушающее напряжение, при описании откольных явлений. Действительно, если представить известные экспериментальные данные по разрушению в координатах $\lg \tau = f(\sigma)$, то получим две ветви долговечности: квазистатическую и «откольную». Долгое время существовал незаполненный интервал долговечности от 10^{-2} до 10^{-6} с. Выше уже приводились экспериментальные данные, сужающие этот интервал сверху до 10^{-4} с, при этом отмечалось хорошее соответствие эксперимента и кинетического уравнения С. Н. Журкова. При изучении разрушения (времена действия нагрузок от 10^{-4} до 10^{-6} с) проведены эксперименты по методике РСГ при $\tau = 10^{-4} \div 10^{-5}$ с и одиночные опыты по откольному разрушению при $\tau = 10^{-5}$ с (ударник толщиной 25 мм).

Полученные результаты для меди М1 представлены на рис. 7, где отмечены только вновь полученные экспериментальные точки. Характерно, что «квазистатическая» (по методике РСГ) зависимость претерпевает заметный излом в области $\tau = 10^{-4}$ с и накладывается на «откольную». Подобный результат отмечен и для стали. Полученные данные носят предварительный характер, а излом линий $\lg \tau = f(\sigma)$ требует дальнейшего исследования.

К числу вопросов, связанных с динамической прочностью, требующих дальнейшего развития, необходимо отнести также изучение напряжений сдвига в материалах за фронтом ударной волны. Имеющиеся экспериментальные данные (например, [24]) указывают на существенную «негидродинамичность» ударного сжатия металлов и полимеров в области относительно небольших давлений (~ нескольких десятков гигапаскалей). Учет напряжений сдвига может заметно сказаться на процессе распространения ударных волн («негидродинамическое» затухание [49, 50]) и на откольных явлениях в материалах [51, 52].

Поступила в редакцию 10/X 1984

ЛИТЕРАТУРА

1. А. В. Бушман, Г. И. Канель и др. Динамика конденсированных сред при интенсивных импульсных воздействиях. Механические свойства. Препринт ИХФ. Черноголовка, 1983.
2. Г. В. Степанов. Уруго-пластическое деформирование материалов под действием импульсных нагрузок. Киев: Наукова думка, 1979.
3. Г. Кольский. Исследование механических свойств материалов при больших скоростях нагружения. Механика. Вып. 4. М.: ИЛ, 1950.
4. V. S. Lindholm, L. M. Veakley. Exp. Mech., 1968, 8, 1, 1.
5. E. W. Billington, A. Tate. Proc. Roy. Soc., 1972, 327, 23.
6. С. А. Повиков, В. А. Сеницын, А. П. Погорелов. ФГВ, 1980, 16, 6, 111.
7. А. П. Большаков, С. А. Повиков и др. ПМТФ, 1975, 1, 184.
8. Ю. А. Крысанов, С. А. Повиков. Проблемы прочности, 1977, 8, 115.
9. Б. В. Багрянов, С. А. Повиков и др. ПМТФ, 1982, 1, 156.
10. А. П. Большаков, С. А. Повиков, В. А. Сеницын. Проблемы прочности, 1979, 10, 87.
11. А. П. Большаков, С. А. Повиков и др. Проблемы прочности, 1980, 11, 85.
12. А. П. Большаков, Ю. Г. Коротких, С. А. Повиков. Проблемы прочности, 1982, 1, 54.
13. П. А. Цой, С. А. Повиков и др. Проблемы прочности, 1980, 11, 87.
14. Ю. Г. Кашаев, С. А. Повиков и др. Проблемы прочности, 1981, 2, 92.
15. Ю. Г. Кашаев, С. А. Повиков и др. Физико-химическая механика материалов, 1980, 6, 111.
16. А. П. Большаков, А. С. Еременко, С. А. Повиков. Физико-химическая механика материалов, 1981, 1, 79.
17. А. Г. Иванов, С. А. Повиков. ПТЭ, 1963, 1, 135.

18. С. А. Новиков, И. И. Дивнов, А. Г. Иванов. Физика металлов и металловедение, 1966, 21, 4, 608.
19. С. А. Новиков, Л. М. Синицына. Физика металлов и металловедение, 1969, 28, 6.
20. С. А. Новиков, Ю. С. Соболев и др. Проблемы прочности, 1977, 3.
21. С. А. Новиков, В. К. Голубев и др.— В кн.: Прикладные проблемы прочности и пластичности. Вып. 11. Горький, 1979.
22. С. А. Новиков, В. К. Голубев и др. ПМТФ, 1980, 4, 136.
23. В. К. Голубев, С. А. Новиков и др. Проблемы прочности, 1981, 5, 67.
24. С. А. Новиков. ПМТФ, 1981, 3, 109.
25. В. К. Голубев, С. А. Новиков, Л. М. Синицына. ПМТФ, 1981, 2, 112.
26. Ю. В. Батъяков, С. А. Новиков и др. ПМТФ, 1979, 3, 133.
27. Б. Л. Глушак, С. А. Новиков и др. Докл. АН СССР, 1981, 259, 4, 830.
28. И. П. Борни, С. А. Новиков и др. Докл. АН СССР, 1982, 266, 6, 1377.
29. В. К. Голубев, С. А. Новиков и др. ПМТФ, 1982, 6, 108.
30. В. К. Голубев, С. А. Новиков и др. ПМТФ, 1983, 3, 131.
31. С. А. Новиков, А. Н. Погорелов, В. А. Синицын. ПМТФ, 1983, 3, 136.
32. В. А. Свиридов, Б. Л. Глушак и др.— В кн.: Детонация. Черноголовка, 1981.
33. В. А. Свиридов, Б. Л. Глушак, С. А. Новиков. ЖТФ, 1983, 5, 960.
34. В. К. Голубев, С. А. Новиков, Ю. С. Соболев. ПМТФ, 1982, 1, 143.
35. В. К. Голубев, С. А. Новиков, Ю. С. Соболев. Проблемы прочности, 1982, 2, 88.
36. С. А. Новиков, А. В. Чернов. ПМТФ, 1977, 2, 143.
37. В. К. Голубев, С. А. Новиков и др. ПМТФ, 1983, 4, 151.
38. В. К. Голубев, С. А. Новиков и др. Проблемы прочности, 1983, 2, 53.
39. В. К. Голубев, С. А. Новиков и др. Проблемы прочности, 1983, 3, 78.
40. В. К. Голубев, С. А. Новиков и др. Проблемы прочности, 1984, 4, 41.
41. А. М. Молодец, А. Н. Дремин. ФГВ, 1983, 19, 5, 154.
42. S. Cochran, D. Bannert. J. Appl. Phys., 1977, 48, 7.
43. Г. И. Канель, В. В. Шербань. ФГВ, 1980, 16, 4, 93.
44. C. S. Speight, P. F. Taylor, A. A. Wallace.— In: Metallurgical Effect at High Strain Rates. N. Y.— L: Plenum Press, 1973.
45. А. Г. Иванов, С. А. Новиков. ЖЭТФ, 1961, 40, 6, 1880.
46. Г. И. Канель. ФГВ, 1982, 18, 4, 84.
47. А. Г. Иванов. ФГВ, 1975, 11, 3, 475.
48. Л. В. Альгшулер, С. А. Новиков, И. И. Дивнов. Докл. АН СССР, 1966, 166, 1.
49. D. R. Curran. J. Appl. Phys., 1963, 34, 9.
50. С. А. Новиков, Л. М. Синицына. ПМТФ, 1970, 6, 107.
51. С. А. Новиков, А. В. Чернов. ПМТФ, 1977, 2, 143.
52. С. А. Новиков, А. В. Чернов. ПМТФ, 1982, 5, 126.

ВОЗМОЖНОСТИ УДАРНО-ВОЛНОВЫХ МЕТОДОВ ПОЛУЧЕНИЯ И КОМПАКТИРОВАНИЯ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ

В. Ф. Нестеренко
(Новосибирск)

Интерес к быстрозакаленным металлическим сплавам (аморфным, мелко- и микрокристаллическим) связан с рядом их уникальных свойств: малыми магнитными потерями, высокими прочностными характеристиками, коррозионной и радиационной стойкостью [1, 2] и др.

Для получения аморфных металлов принципиально важна высокая скорость охлаждения (10^5 — 10^7 С/с), которая достигается за счет малых толщин (10—100 мкм) расплавленного металла, контактирующего с холодной подложкой [3]. Ограничение на один из размеров аморфного материала ставит задачу получения объемных изделий с сохранением аморфного состояния из лент, порошков и т. д., которая не может быть полностью решена традиционными методами порошковой металлургии из-за низкой тепловой стабильности данных материалов. Температура их кристаллизации T_c , как правило, не превышает 500—600°С. Объемные образцы аморфных сплавов получены при горячем статическом прессовании в вакууме при температуре, близкой к температуре стеклования T_g , но ниже T_c [4]. Однако сравнительно длительное время выдержки под давлением вблизи T_g , необходимость проведения процесса в узком температурном интервале (T_c — T_g) вблизи T_g , а также ограничения на геометрию изделий требуют развития и других способов компактирования аморфных порошков.