

6. Мерзиевский Л. А., Нижников О. А. Динамическое сжатие модельного однонаправленного композита // ФГВ.— 1993.— 29. № 5.
7. Пластинин А. В., Сильвестров В. В., Горшков Н. П. Динамическое сжатие однонаправленного стеклопластика // Динамика сплошной среды.— 1989.— Вып. 93, 94.— С. 111—118.
8. Мерзиевский Л. А., Реснянский А. Д., Роменский Е. И. Модель вязкоупругого композита с микронапряжениями // Вычислительные проблемы в задачах математической физики: Тр. ИМ СО РАН.— Новосибирск: Наука, 1992.— Т. 22.— С. 151—167.
9. Merzhievsky L. A., Tyagel'sky A. V. Relation of dislocation kinetics with dynamic characteristics in modelling mechanical behaviour of materials // Journ. de Physique.— 1988.— 49.— Coll. C3, N 9.— P. 457—466.

*г. Новосибирск*

*Поступила в редакцию 19/IV 1993*

УДК 539.3

*Л. А. Мерзиевский, О. А. Нижников*

### ДИНАМИЧЕСКОЕ СЖАТИЕ МОДЕЛЬНОГО ОДНОНАПРАВЛЕННОГО КОМПОЗИТА

Методом разрезного стержня Гопкинсона определены диаграммы динамического сжатия модельного композиционного материала (КМ). Экспериментальные зависимости сравниваются с расчетными, полученными на основе сформулированной ранее модели вязкоупругого композита. Отмечено, что наблюдаемые в опытах расхождения в данных об усредненных модулях упругости КМ могут объясняться наличием несоответствия деформаций компонентов.

Композиционные материалы достаточно часто используются в конструкциях, подвергающихся интенсивным импульсным нагрузкам. Для прогнозирования их реакции на динамическое нагружение необходимы соответствующие математические модели, ориентированные на описание особенностей поведения КМ в таких условиях. Примером может служить модель, построенная в [1]. Для их замыкания и апробации требуются базовые экспериментальные данные, полученные в соответствующих условиях. Известный обширный экспериментальный материал по определению прочностных характеристик композитов набран при статическом или квазистатическом нагружении. Установлено, однако, что реакция КМ на динамическое нагружение может как количественно, так и качественно существенно отличаться от поведения в квазистатических условиях. Перечисленными причинами обуславливается необходимость проведения экспериментальных исследований по определению свойств и характеристик композитов при динамических нагрузках.

С точки зрения использования экспериментальных данных для замыкания и первоначальной апробации строящихся моделей необходимы эксперименты с наиболее простыми по структуре КМ, например однонаправленными. Диаграмма динамического сжатия однонаправленного волокнистого стеклопластика построена в [2], но даже данных такого типа недостаточно для проверки применимости моделей, при построении которых, как в [1], постулировалась возможность предсказания свойств композита по известным свойствам его компонентов. Дело в том, что динамические характеристики прочности армирующих волокон и связующих в большинстве случаев изучены также недостаточно, как и характеристики самих композитов. Таким образом, для апробации моделей типа сформулированной в [1], нужны эксперименты с простыми по структуре КМ, состоящими из компонентов, поведение которых при динамических нагружениях было бы хорошо изучено. В противном случае исследование прочностных характеристик композита должно проводить-

© Л. А. Мерзиевский, О. А. Нижников, 1993.

ся совместно с исследованием соответствующих параметров его компонентов. При этом не имеет существенного значения то, что такие КМ могут оказаться малоприменимыми для использования в реальных конструкциях.

### Постановка экспериментов и их результаты

В данной работе исследовалось динамическое сжатие самостоятельно изготовленного однонаправленного композита, состоящего из медных армирующих волокон (проволочек), равномерно расположенных параллельно оси нагружаемых цилиндрических образцов в матрице из эпоксидной смолы. После заливки проволочек эпоксидной смолой образцы помещались в печь, где выдерживались 3—4 ч при температуре 100—110 °С для удаления из матрицы пузырьков воздуха. Толщина армирующих проволочек в разных образцах варьировалась от 0,3 до 1,2 мм. Торцы цилиндров тщательно шлифовались для уменьшения трения и обеспечения их параллельности; отклонение от параллельности не превышало 10 мкм. Их окончательные размеры: диаметр 9,6 и высота 4,5—5 мм.

Одновременно с исследованием композита определялись диаграммы динамического сжатия материалов его компонентов на образцах таких же размеров. Эпоксидные образцы готовились по описанной выше технологии. К сожалению, нет гарантии в том, что параметры (состав и состояние) исследованной меди идентичны соответствующим параметрам использованной при изготовлении КМ медной проволоки. Возможно, что их различие обуславливает особенности приводимых ниже экспериментальных результатов.

Диаграммы динамического сжатия строились по известному методу разрезного стержня Гопкинсона, позволяющему проводить исследования при скоростях деформирования  $\dot{\epsilon}$  до  $10^2 \div 10^4 \text{ с}^{-1}$ . Не останавливаясь на часто анализируемых достоинствах и достаточно очевидных недостатках метода, укажем на то, что он применяется для испытания как изотропных, так и анизотропных материалов [3, 4] и является в настоящее время одним из основных методов изучения прочностных характеристик материалов при высоких скоростях деформирования.

Эксперименты проводились на установке, описанной в [5]. Сигналы с тензодатчиков обрабатывались по стандартной общепринятой методике. На рис. 1 приведены полученные в опытах  $(\sigma - \epsilon)$ -диаграммы сжатия эпоксидной смолы (сплошные линии) при  $\dot{\epsilon} \approx 2 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$ . Строго говоря, скорость деформации в опытах меняется во времени. По данным описываемых экспериментов  $\dot{\epsilon}$  достаточно близка к постоянной в диапазоне  $0,3 \leq \dot{\epsilon} \leq 7 \%$ . Наши результаты хорошо согласуются с полученными тем же методом в [6] при  $\dot{\epsilon} \approx 10^3 \text{ с}^{-1}$  (точки на рис. 1), несмотря на возможное различие использованных марок эпоксидного компаунда. На рис. 1 для сравнения приведена кривая квазистатического сжатия (штриховая линия,  $\dot{\epsilon} \approx 0,02 \text{ с}^{-1}$  [6]). Сравнение свидетельствует о существенной зависимости прочностных свойств от скорости деформации.

Экспериментальные результаты для меди М1 в состоянии поставки в форме диаграмм сжатия приведены на рис. 2, 1, 2. Скорость деформации в данных случаях практически постоянна во всей нелинейной области  $(\sigma - \epsilon)$ -диаграмм и равна  $\sim 1,9 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$ . Прямая 3 соответствует линейно-упругому изменению параметров с характерным для меди значением модуля Юнга  $E = 112 \text{ ГПа}$ . Начальный участок измеренных зависимостей практически совпадает с прямой 3. Качественная особенность

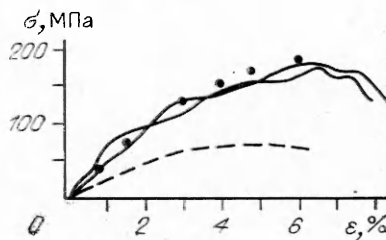


Рис. 1.

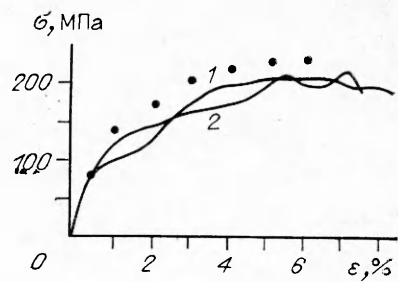
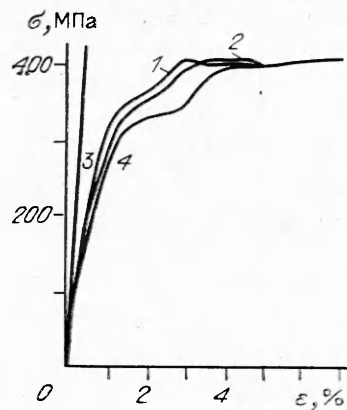


Рис. 3.  
Рис. 2.

( $\sigma - \epsilon$ )-диаграмм, присутствующая и в результатах ряда других исследований [7] (см. рис. 2, 4) — это резкое нелинейное возрастание  $\sigma$  при небольших значениях деформации, сменяющееся затем относительно медленным деформационным упрочнением. Отметим, что на ( $\sigma - \epsilon$ )-диаграммах отожженной меди [6] наблюдается более плавное и медленное нарастание напряжения с ростом деформации.

Зависимости  $\sigma(\epsilon)$  для модельного композита представлены на рис. 3, 1, 2 (объемная концентрация медных волокон  $c = 0,303$ ). Скорость деформации здесь близка к постоянной при  $0,2 \leq \epsilon \leq 7\%$  и равна  $\sim 2,25 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$ . Визуально кривые представляются состоящими из двух характерных частей — участка нелинейного нарастания напряжения с ростом деформации (приблизительно в диапазоне  $0 \leq \epsilon \leq 4 \div 4,5\%$ ) и области с постоянным значением напряжения (для  $\epsilon > 4 \div 4,5\%$ ). Последняя соответствует идеально пластическому поведению материала. Нелинейность участка возрастания напряжения определяется нелинейностью в данном диапазоне деформации соответствующих зависимостей для материалов компонентов композита (см. рис. 1, 2). Далее будет показано, что в действительности эта часть зависимости  $\sigma(\epsilon)$  состоит из двух, близких к линейным, отличающимся различными углами наклона. Отметим, что динамическая ( $\sigma - \epsilon$ )-диаграмма однонаправленного стеклопластика имеет треугольный вид с практически линейной восходящей и нисходящей ветвями [2]. Это означает, что в первую очередь характер зависимости  $\sigma(\epsilon)$  определяется поведением армирующих волокон, так как в стеклопластике и модельном КМ использовано приблизительно одно и то же связующее. При  $\epsilon \sim 7 \div 8\%$  модельный КМ разрушается, что связано, в первую очередь, с отслоением и разрушением материала матрицы.

Один из важных вопросов, на который необходимо ответить при построении моделей композиционных материалов — возможно ли предсказать прочностные свойства КМ по известным характеристикам его компонентов. При этом обычно проверяется соответствие измеренных в эксперименте характеристик композита с вычисленным по правилу смесей по известным значениям соответствующих параметров компонентов. В рассматриваемом случае такое сопоставление на основе полученных данных представляется некорректным в силу различия в марках меди, для которой приведены ( $\sigma - \epsilon$ )-диаграммы на рис. 1, и меди, применяющейся при изготовлении проволоки. Несмотря на это, рассчитанная по данным рис. 1, 2 по правилу смесей зависимость (точки на рис. 3) не так уж сильно отличается от экспериментальной (расхождение не превышает 10—12%). Если же для расчета по правилу смесей для меди воспользоваться зависимостью динамического предела текучести от скорости деформации, использовавшейся в [8] для определения времени релаксации касательных напряжений, то расчетное значение предела текучести КМ практически совпадает с экспериментальным.

### Сравнение с расчетом

Приведенные экспериментальные данные были предназначены, в первую очередь, для проверки применимости модели динамического деформирования КМ, сформулированной в [1]. Для сравнения с экспериментальными зависимостями используем решение задачи о сжатии тонкого стержня из волокнистого композита, результатом которого является диаграмма  $\sigma = \sigma(\varepsilon)$ . Соответствующая система уравнений имеет вид:

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = \dot{\varepsilon} - \alpha\sigma - \beta q,$$

$$\frac{d\Delta}{dt} = -\beta\sigma - \gamma q,$$

$$\sigma = \rho \frac{\partial \mathcal{E}}{\partial \varepsilon},$$

где

$$\alpha = \frac{1}{3} \langle E \rangle^{-2} \left\langle \frac{E^2}{\mu\tau} \right\rangle;$$

$$\beta = \frac{1}{3} \langle E \rangle^{-1} \left( \frac{E_1}{\mu_1\tau_1} - \frac{E_2}{\mu_2\tau_2} \right);$$

$$\gamma = \frac{1}{3} \frac{1}{c(1-c)} \left( \frac{1-c}{\mu_1\tau_1} + \frac{c}{\mu_2\tau_2} \right);$$

$$q = \rho \frac{\partial \mathcal{E}}{\partial \Delta} = \frac{c(1-c)E_1E_2}{\langle E \rangle} \Delta;$$

$E_i, \mu_i$  — модули Юнга и сдвига;  $\tau_i$  — время релаксации каждого из компонентов композита;  $i = 1, 2$ ;  $\mathcal{E}$  — удельная упругая энергия КМ;  $c, (1-c)$  — объемные концентрации компонентов; угловые скобки означают усреднение (например,  $\langle E \rangle = cE_1 + (1-c)E_2$ );  $\Delta$  — параметр, характеризующий несоответствие деформаций компонентов композита,  $\Delta = \varepsilon_1 - \varepsilon_2$ ;  $\varepsilon_1, \varepsilon_2$  — деформации первого и второго компонента. Для замыкания использованы зависимости для  $\tau_1, \tau_2$  из [8]. Задача при заданной  $\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}(t)$  решалась численно методом Рунге — Кутты четвертого порядка.

Результаты сравниваются с экспериментальными данными на рис. 4 (сплошные линии — расчет, отрезками показаны экспериментальные данные рис. 3). Расчет проводился для  $c = 0,303$  с использованием экспериментально зарегистрированной зависимости  $\dot{\varepsilon}(t)$ . Полученные диаграммы сжатия  $I-3$  соответствуют начальным значениям  $\Delta_0 = 0; -0,005; -0,01$ . Они имеют характерные для идеального упругопластического деформирования признаки — участки линейного нарастания напряжения с ростом деформации и области, где напряжение не меняется с ростом деформации. В отличие от изотропных однородных материалов, в рассматриваемом случае наблюдаются два участка линейного роста напряжения, отличающихся различными углами наклона (модулями упругости). На первом происходит упругое деформирование обоих компонентов композита, на втором — упругое деформирование матрицы, в то время, как армирующее волокно деформируется пластически. Это объясняется тем, что предельная упругая деформация меди (из-за большего значения модуля Юнга) существенно меньше, чем у эпоксидной смолы. Так как деформации компонентов при упругом деформировании в составе композита равны, медное волокно переходит

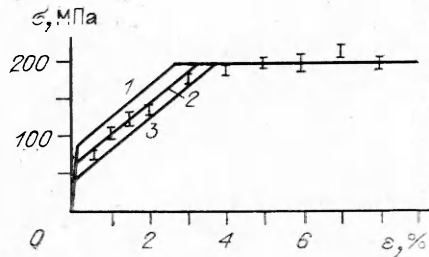


Рис. 4.

в пластическое состояние значительно раньше, хотя предел текучести меди значительно выше. На третьем участке пластически деформируются оба компонента.

Приведенные на рис. 4 данные расчетов демонстрируют влияние на результат, которое оказывает начальное несоответствие деформаций волокон и матрицы, возникающее, например, при изготовлении композита из-за различия коэффициентов теплового расширения компонентов. Условие  $\Delta_0 < 0$  означает, что в исходном состоянии волокна сжаты, а матрица — растянута, поэтому пластическое течение волокон при сжатии наступает раньше (при меньших напряжениях), чем в случае  $\Delta_0 = 0$  (отсутствие несоответствия деформаций). При  $\Delta_0 > 0$  эффект влияния  $\Delta_0$  будет обратным. Данное обстоятельство может объяснить многочисленные расхождения получаемых в экспериментах данных об «эффективных» (усредненных) модулях упругости композитных материалов. Конкретная величина такого модуля, определяемого как тангенс среднего угла наклона  $(\sigma - \epsilon)$ -зависимости на «активном» участке нагружения, или как отношение предела текучести композита к предельной упругой деформации, может существенно меняться из-за наличия неоднородно распределенных  $\Delta_0$  и  $\Delta$  даже при фиксированной скорости деформаций.

Сравнение расчетных и экспериментальных данных (см. рис. 4) показывает, что сформулированная в [1] модель достаточно хорошо воспроизводит результаты опытов по динамическому сжатию модельного композита, особенно если учесть несоответствие деформаций армирующих волокон и связующего (наличие внутренних микронапряжений).

Авторы благодарны фонду Сороса, при частичной поддержке которого выполнена данная работа.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Мерзиевский Л. А., Реснянский А. Д., Роменский Е. И. Модель динамического деформирования однонаправленных композитов // Докл. РАН.— 1992.— 327, № 1, С. 48—54.
2. Пластилин А. В., Сильвестров В. В., Горшков Н. Н. Динамическое сжатие однонаправленного стеклопластика // Динамика сплошной среды.— 1989.— Вып. 93, 94.— С. 111—118.
3. Davies E. H., Hunter S. C. The dynamic compression testing of solids by the method of the split Hopkinson pressure bar // J. Mech. Phys. Solids.— 1963.— 11, № 3.— P. 155—178.
4. Sierakowski R. L. et al. Dynamic compressive strength and failure of steel fiber reinforced epoxy composites // J. Composite Materials.— 1971.— 4, № 3.— P. 362—377.
5. Горшков Н. Н., Иванов Е. Ю. и др. Взрывное компактирование аморфного порошка Cu—Sn, полученного методом механического сплавления // ФГВ.— 1989.— 25, № 2.— С. 125—129.
6. Lindholm V. S. Some experiments with the split Hopkinson pressure bar // J. Mech. Phys. Solids.— 1964.— 12, № 5.— P. 317—335.
7. Lach E. Material behaviour of copper specimens strain-hardened by dynamic compression // J. de Physique.— 1988.— Coll. C3, 49, № 9.— P. 121—125.
8. Мерзиевский Л. А., Шамонин С. А. Построение зависимости времени релаксации касательных напряжений от параметров состояния среды // ПМТФ.— 1980.— № 5.— С. 170—179.

г. Новосибирск

Поступила в редакцию 23/IV 1993