

05

## Влияние добавки фуллерена $C_{60}$ на прочностные свойства нанокристаллической меди и алюминия при ударно-волновом нагружении

© Г.С. Безручко,<sup>1</sup> С.В. Разоренов,<sup>1</sup> М.Ю. Попов<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Институт проблем химической физики РАН,  
142432 Черноголовка, Московская обл., Россия

<sup>2</sup> Технологический институт сверхтвердых и новых углеродных материалов,  
142190 Москва, Троицк, Россия  
e-mail: bezgs@icp.ac.ru

(Поступило в Редакцию 10 апреля 2013 г.)

Проведены измерения динамического предела упругости и откольной прочности алюминиевых и медных образцов, спрессованных из смеси металлического порошка с добавками 2–5% по весу порошка фуллерена  $C_{60}$ , при давлении ударного нагружения до 6 ГПа и скоростях деформирования  $\sim 10^5 \text{ с}^{-1}$  путем регистрации полных волновых профилей с помощью лазерного интерферометра VISAR и их последующего анализа. Показано, что добавка в исходные алюминиевые образцы 5% фуллерена  $C_{60}$  приводит к росту на порядок его динамического предела упругости. Смесевые образцы меди с 2%-й добавкой фуллерена также демонстрируют многократное увеличение предела упругости по сравнению с технической медью. Рассчитанные из волновых профилей значения предела упругости составляют 0.82–1.56 ГПа для алюминиевых и 1.35–3.46 ГПа для медных образцов в зависимости от их пористости. Откольная прочность как алюминиевых, так и медных образцов с добавками фуллерена уменьшается примерно в 3 раза вследствие влияния твердых частиц фуллерена, которые в процессе динамического разрушения являются концентраторами растягивающих напряжений в материале.

### Введение

Хорошо известно [1–3], что прочностные свойства конструкционных материалов сильно зависят от их внутренней структуры, технологии получения и обработки. Одним из способов модификации свойств, в том числе и прочностных, конструкционных материалов, включая металлы, являются различные добавки. Последнее десятилетие очень активно проводятся исследования свойств материалов с добавками фуллеренов и их производных, обладающих широким спектром применения. Использование фуллеренов в качестве добавки к некоторым материалам может повышать их прочностные характеристики, например микротвердость или предел текучести, в несколько раз [4]. Целью настоящей работы является исследование влияния добавок фуллерена на упруго-пластические и прочностные свойства алюминиевых и медных образцов при ударно-волновом нагружении.

### 1. Исследуемые материалы

Исследования проводились с образцами алюминия и меди, спрессованными из металлических порошков, и с образцами, спрессованными из смеси исходного металлического порошка и добавки 5% и 2% (здесь и далее указываются весовые %) фуллерена  $C_{60}$  для алюминиевых и медных образцов соответственно при давлении прессования до 10 kbar. Алюминиевые образцы прессовались из алюминиевого порошка AD0 чистотой 99.5% с размером частиц  $100 \mu\text{m}$ . В качестве добавки

в металлический порошок использовался фуллерен  $C_{60}$  чистотой 99.9% в виде микроструктурного порошка с размером частиц  $5–100 \mu\text{m}$ . После измельчения смеси Al–5% $C_{60}$  в планетарной мельнице методом прессования и последующего спекания изготавливались образцы наноструктурного, модифицированного фуллереном алюминия [4]. Прессование порошка смеси проводилось в пресс-форме (цилиндрическая поршневая ячейка) в инертной атмосфере аргона при давлении 10 kbar (1-я партия) или 7 kbar (2-я партия) с последующим спеканием при температуре  $280^\circ\text{C}$  в течение 5 min. Конечная структура модифицированных образцов представляла собой кластеры Al– $C_{60}$ , спеченные в прочные частицы размером  $1–10 \mu\text{m}$ , состоящие в свою очередь из кристаллитов Al–5% $C_{60}$  со средним размером  $\sim 54 \text{ nm}$ . Плотность спеченных образцов уменьшалась относительно плотности исходного алюминия на 0.4–1%.

Для изготовления смесевых медных образцов использовался медный порошок чистотой 99.5% с размером частиц около  $10 \mu\text{m}$  и фуллерен  $C_{60}$  чистотой 99.5%. Концентрация  $C_{60}$  в смеси Cu– $C_{60}$  составляла  $\sim 2\%$ . Наноразмерный порошок Cu– $C_{60}$  синтезировался методом механического легирования в планетарной мельнице, сопряженного с измельчением медных частиц [5]. После обработки в планетарной мельнице нанокластеры Cu– $C_{60}$  агломерировались в прочные частицы размером  $1–10 \mu\text{m}$ , из порошка которых затем проводилось спекание горячим прессованием образцов наноструктурированной чистой или модифицированной фуллеренами  $C_{60}$  меди. Порошок прессовался при нагружении

давлением 5–7 kbar и спекался при нагреве до температуры 400–450°C в течение 3 min (1-я партия) или при давлении 7 kbar и температуре 400°C (2-я партия). Средний размер кристаллитов в медных образцах, рассчитанный по области когерентного рассеяния, составлял ~ 33 nm. Как показал структурный анализ образцов с помощью электронной микроскопии, частицы меди обволакивались слоем фуллерена. Подробно методика изготовления смесевых образцов Al–C<sub>60</sub> и Cu–C<sub>60</sub> описана в работах [4,5].

Для всех образцов перед экспериментами с ударным нагружением проводилось измерение плотности, скорости звука и макротвердости. Измеренная плотность образцов чистых алюминия и меди изменялась в пределах 2.65–2.68 g/cm<sup>3</sup> и 8.67–8.73 g/cm<sup>3</sup> соответственно. Скорость звука измерялась ультразвуковым измерителем скорости, ее значения изменялись в пределах от 5.17 до 5.77 km/s для алюминиевых образцов и от 4.24 до 4.37 km/s для медных образцов.

Измерения твердости по Роквеллу проводилось на установке ТН-300 стальным индентером диаметром 1.6 mm. Первоначально измерение твердости проводилось для каждого образца, при этом для алюминиевых образцов ее значение варьировалось в пределах от 27.1 до 37.2. Большой разброс твердости алюминиевых образцов может быть связан с образованием трещин в процессе измерения в месте давления стального индентора, возможно, вследствие его попадания на участок с внутренними порами или другими несплошностями. Так как образование внутренних трещин может привести к некорректным результатам при измерениях прочности образца, для исключения этого эффекта в дальнейшем измерения твердости проводилось на контрольном образце, ее величина составила в среднем 37.25. Для медных образцов разброс твердости оказался незначительным по сравнению с алюминиевыми образцами, и ее измеренное для каждого образца значение изменялось в пределах от 86.3 до 87.5.

Измеренные значения плотности образцов смеси Al–C<sub>60</sub> изменялись в пределах от 2.5 до 2.61 g/cm<sup>3</sup>. Для смеси Cu–C<sub>60</sub> плотность образцов менялась в пределах от 7.72 до 8.07 g/cm<sup>3</sup>. Измеренная скорость звука для смеси Al–C<sub>60</sub> изменялась от 5 до 5.57 km/s, для смеси Cu–C<sub>60</sub> — от 3.43 до 4.07 km/s. Твердость образцов первой партии для смеси Al–C<sub>60</sub> составила 98.9 и для смеси Cu–C<sub>60</sub> — 108.9. Твердость образцов второй партии для смеси Al–C<sub>60</sub> — 96.1 и для смеси Cu–C<sub>60</sub> — 115.

Технология изготовления образцов, основанная на прессовании металлического порошка и порошка фуллерена при повышенной температуре, не позволяет получать образцы с плотностью, близкой к табличной, из-за наличия в структуре спрессованного образца пор. Наличие пор уменьшает плотность материала, что в свою очередь влияет на эволюцию ударной волны в пористом материале при его сжатии [6]. Для оценки влияния пористости образцов на результаты измерений

**Таблица 1.** Результаты измерений прочностных характеристик для чистого алюминия и смесевых образцов алюминия с фуллереном

Тип образца	$h_{\text{samp}}$ , mm	$H_R$	$m$ , %	$P_{\text{max}}$ , GPa	$\sigma_{\text{HEL}}$ , GPa	$\sigma_{\text{sp}}$ , GPa
АД0, прессованный	1.825	37.2	1.1	5.04	<0.1	1.38
АД0+5%С <sub>60</sub> , $P_p = 10$ kbar, 280°C	1.966	98.9	0.19	4.54	1.35	0.4
АД0+5%С <sub>60</sub> $P_p = 10$ kbar, 280°C	2.011	98.8	0.96	3.81	0.99	0.36
АД0, прессованный	1.984	37.25	2.36	4.18	0.09	0.89
АД0+5%С <sub>60</sub> , $P_p = 7$ kbar, 280°C	1.938	96.08	2.45	3.98	1.56	0.21
АД0+5%С <sub>60</sub> $P_p = 7$ kbar, 280°C	1.822	96.08	4.59	3.22	0.82	0.2

**Таблица 2.** Результаты измерений прочностных характеристик для чистой меди и смесевых образцов меди с фуллереном

Образец	$h_{\text{samp}}$ , mm	$H_R$	$m$ , %	$P_{\text{max}}$ , GPa	$\sigma_{\text{HEL}}$ , GPa	$\sigma_{\text{sp}}$ , GPa
М1, литая медь	1.98	—	0.1	6.18	0.04	2.09
Сu, прессованная	1.83	87.5	2.24	5.5	—	1.1
Сu, прессованная	2.99	87.3	2.7	1.15	—	—
Сu+2%С <sub>60</sub> , $P_p = 5-7$ kbar, 450°C	2.00	107.9	3.9	3.44	1.58	0.43
Сu+2%С <sub>60</sub> $P_p = 5-7$ kbar, 450°C	2.04	111.1	5.1	2.09	1.35	0.26
Сu+2%С <sub>60</sub> , $P_p = 7$ kbar, 400°C	2.114	115.02	2.44	5.41	3.23	0.23
Сu+2%С <sub>60</sub> $P_p = 7$ kbar, 400°C	2.009	115.02	1.7	5.57	3.46	0.27
Сu+2%С <sub>60</sub> $P_p = 7$ kbar, 400°C	1.993	115.02	2.4	5.72	3.35	0.3

для каждого образца проводился ее расчет по следующей формуле:  $m = (1 - \rho_{\text{exp}}/\rho_{\text{теор}})100\%$ , где  $\rho_{\text{exp}}$  — плотность исследуемого образца, полученная из простых геометрических соображений, либо измеренная гидростатическим методом,  $\rho_{\text{теор}}$  — теоретическая плотность материала без наличия пор. Плотность смесевых образцов  $\rho_{\text{теор}}$  вычислялась смесевым методом [7]:  $\rho_{\text{теор}} = \rho_1\rho_2/(\alpha\rho_2 + (1 - \alpha)\rho_1)$ ,  $\alpha = M_1/M_{12}$ , где  $\rho_1$  — плотность основного материала,  $\rho_2$  — плотность второго материала,  $\alpha$  — концентрация материала 1 в смесевом образце,  $M_1$  — масса материала 1 в смесевом образце,  $M_{12}$  — масса смесевых образцов. Измеренные значения твердости и рассчитанные значения пористости для каждого образца представлены в табл. 1, 2.

Таким образом, измерения исходных характеристик образцов показали, что добавка нескольких процентов фуллерена приводит, во-первых, к снижению плотности как алюминиевых (на ~ 6%), так и медных (на ~ 11%)

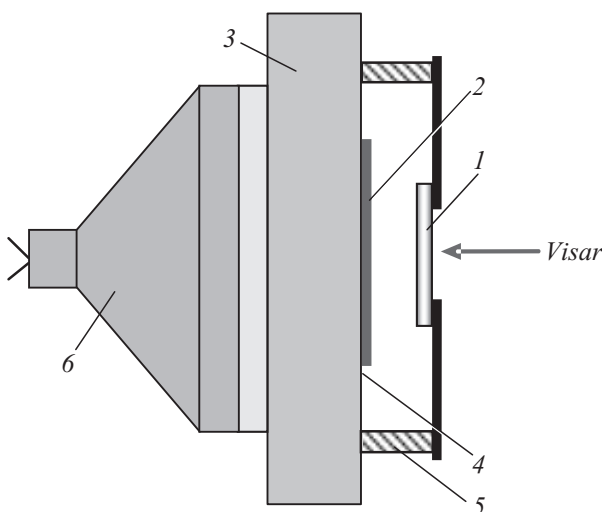
образцов, и, во-вторых, к сильному росту твердости. Для алюминиевых образцов добавка  $C_{60}$  5% увеличивает твердость образцов практически в 3 раза, для медных образцов с добавкой 2%  $C_{60}$  рост твердости составил примерно 30%.

## 2. Ударно-волновое нагружение образцов

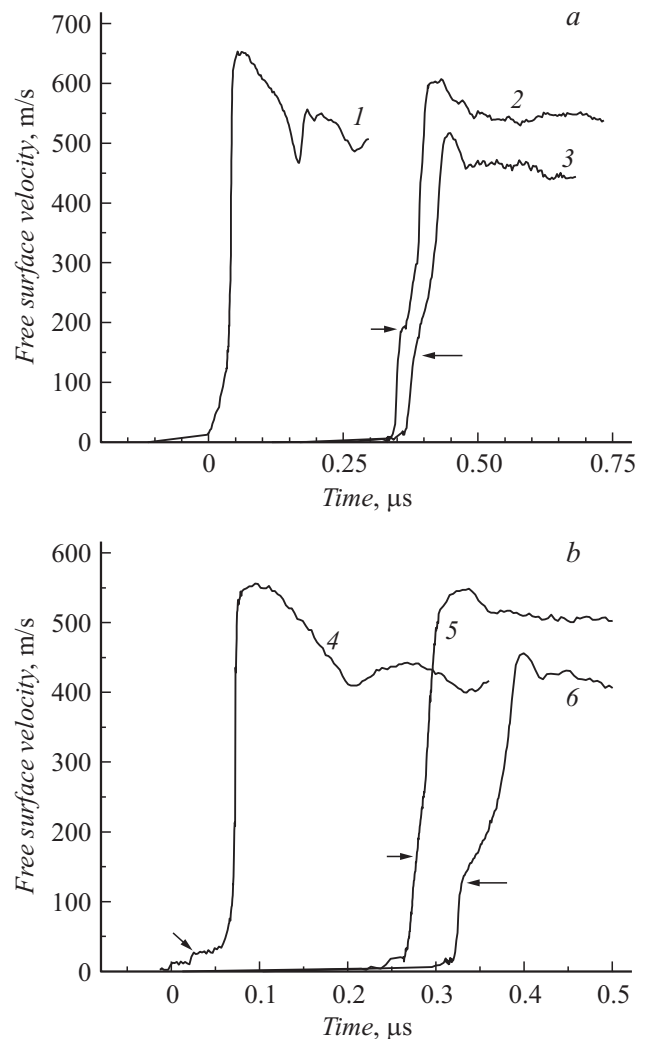
Исследование упруго-пластических и прочностных свойств смеси  $Al-C_{60}$  и  $Cu-C_{60}$  осуществлялось на образцах толщиной от 1.83 до 2.01 mm диаметром 10 mm. На рис. 1 приведена схема экспериментов по нагружению исследуемых образцов плоскими ударными волнами. Генерация в исследуемых образцах плоских ударных волн осуществлялось соударением с ними плоских алюминиевых ударников толщиной  $\sim 0.4$  mm, разогнанных до скорости  $\sim 660$  m/s с помощью специальных взрывных устройств [8]. Измерения основываются на анализе полных волновых профилей, полученных в процессе нагружения путем непрерывной регистрации профилей скорости свободной поверхности образцов лазерным доплеровским измерителем скорости VISAR [9].

## 3. Результаты измерений и их обсуждение

На рис. 2 приведены полученные в экспериментах профили скорости свободной поверхности образцов чистого прессованного алюминия и смесевых образцов  $Al+5\%C_{60}$ , изготовленных при давлении прессования 10 kbar (a) и 7 kbar (b). Для образцов чистого алюминия в обоих случаях регистрируется типичный



**Рис. 1.** Схема экспериментальной сборки для регистрации профилей скорости свободной поверхности образцов при ударно-волновом нагружении. 1 — образец, 2 — ударник, 3 — экран, 4 — полиэтиленовая пленка, 5 — упоры, 6 — взрывная линза.



**Рис. 2.** Профили скорости свободной поверхности образцов алюминия AD0 и смеси алюминия и 5% фуллера  $AD0+5\%C_{60}$  при сжатии плоской ударной волной. Давление прессования образцов 10 kbar (a), 7 kbar (b). Стрелками указаны упругие предвестники материала, значения которых приведены в табл. 1, а номер профиля соответствует номеру в таблице.

волновой профиль, характерный для экспериментов с откольным разрушением. Как видно из рисунка, на волновых профилях регистрируется выход на поверхность упругого предвестника, пластической ударной волны и части следующей за ней волны разрежения. На всех профилях перед ударным скачком наблюдается слабый (несколько m/s) предвестник, вызванный воздействием на образцы воздушной волны, распространяющейся перед ударником. При выбранном соотношении толщин ударника и образца условия нагружения вблизи свободной тыльной поверхности образца соответствуют началу затухания ударной волны под действием нагоняющей ее волны разрежения, и как результат импульс сжатия имеет приблизительно треугольную форму. После отражения импульса сжатия от свободной поверхности

внутри образца генерируются растягивающие напряжения. В случае превышения их значений критической величины инициируется разрушение образцов — откол. При этом происходит релаксация растягивающих напряжений и формируется волна сжатия (откольный импульс), выход которой на поверхность образца вызывает второй подъем ее скорости. Дальнейшие затухающие по амплитуде колебания скорости связаны с реверберацией откольного импульса в откольной пластине.

Перед выходом пластической волны сжатия в этих образцах (профиль 1 на рис. 2, а) после воздушной волны наблюдается плавное нарастание скорости, вероятно, вызванное первоначальным уплотнением вещества в волне сжатия. На профиле 4 (рис. 2, б) перед пластической волной наблюдается небольшой скачок скорости, связанный с выходом на поверхность слабого упругого предвестника амплитудой  $\sim 0.1$  ГПа.

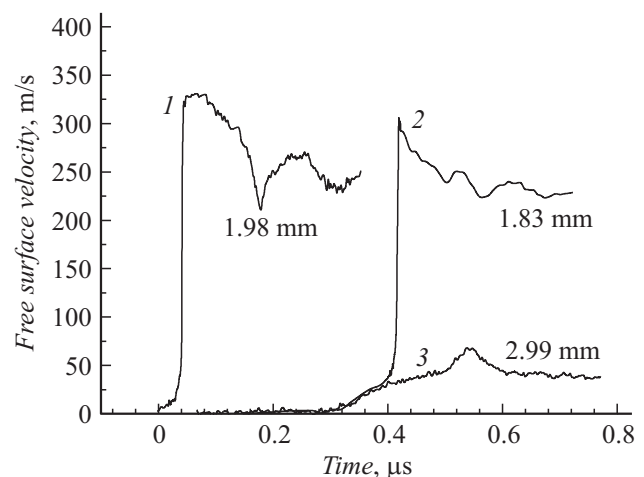
В отличие от волновых профилей для чистого алюминия (профили 1 и 4), во всех экспериментах со смешанными образцами на фронте ударной волны наблюдается формирование двухволновой структуры, связанное с потерей устойчивости фронта вследствие упругопластического перехода. Давление в точке перегиба соответствует динамическому пределу упругости, определяемому из профиля скорости как [8]:  $\sigma_{\text{HEL}} = \rho_0 c_L U_{\text{fs}}^{\text{HEL}}/2$ , где  $c_L$  — продольная скорость звука,  $\rho_0$  — начальная плотность вещества,  $U_{\text{fs}}^{\text{HEL}}$  — амплитуда упругого предвестника. Видно, что при добавлении фуллерена в образцы предел упругости последних, показанный на рисунке стрелками, значительно возрастает, причем нужно отметить, что его рост тем больше, чем меньше пористость образца. Кроме того, в отличие от чистых образцов в смешанных образцах после откольного разрушения практически не наблюдается формирования откольного импульса, а регистрируются слабые беспорядочные колебания скорости. Такая картина разрушения типична для сильно неомогенных материалов, таких как спеченные керамики, различные композиты и т. п., и связана с формированием обширной зоны разрушения в объеме материала, на которой и происходит очень быстрая дисперсия откольного импульса [10].

Критические напряжения, приводящие к откольному разрушению образцов (откольная прочность), пропорциональны спаду скорости от первого максимума до ее минимума в волне разгрузки перед разрушением  $\Delta U_{\text{fs}}$ . Непосредственно из волнового профиля  $U_{\text{fs}}(t)$  находятся величины максимальной скорости  $U_{\text{max}}$  и скорости поверхности перед выходом на нее фронта откольного импульса  $U_{\text{min}}$ . Откольная прочность образцов определяется как [8]:  $\sigma_{\text{sp}} = 1/2 \rho_0 c_b (\Delta U_{\text{fs}} + \delta U)$ , где  $\rho_0$  — начальная плотность материала,  $c_b$  — объемная скорость звука, а  $\delta U$  — поправка на искажение волнового профиля вследствие различия скоростей фронта откольного импульса и скорости пластической части падающей волны разгрузки перед ним [8]. В случае, когда материал не проявляет выраженных упругопластических свойств или его продольная и объемная скорости звука близки, этой поправкой можно пренебречь.

Из рис. 2 видно, что в смешанных образцах реализуются значительно более низкие разрушающие напряжения. Откольная прочность чистых алюминиевых образцов составляет 1.38 ГПа. В смешанных образцах первой партии, спрессованных при давлении 10 kbar, она уменьшается до  $\sim 0.4$  ГПа. Как и ожидалось, откольная прочность образцов второй партии, имеющих более высокую пористость, связанную с технологией их приготовления, значительно меньше и составляет  $\sim 0.2$  ГПа. Уменьшение прочности в смешанных образцах, несомненно, связано с наличием во внутренней структуре образцов более твердых частиц фуллерена, которые в этом случае играют роль концентраторов напряжений [11], на которых зарождается и происходит развитие разрушения образцов.

Результаты измерений прочностных характеристик, полученных в экспериментах с чистыми и смешанными алюминиевыми образцами (профили 1–6), представлены в табл. 1, где  $h_{\text{samp}}$  — толщина образца,  $H_R$  — твердость,  $m$  — пористость,  $P_{\text{max}}$  — максимальное давление сжатия в ударной волне,  $\sigma_{\text{HEL}}$  — динамический предел упругости,  $\sigma_{\text{sp}}$  — откольная прочность. В таблице также указаны условия прессования образцов — максимальное давление  $P_p$  и температура.

На рис. 3 представлены профили скорости свободной поверхности образцов прессованной меди разной толщины без добавок фуллерена и для сравнения профиль скорости свободной поверхности технической чистой поликристаллической меди М1 [12]. Известно [10,12], что медь имеет очень низкий предел упругости, который проявляется в виде слабого нарастания скорости перед пластической волной (профиль 1 на рис. 3). Однако для прессованных образцов меди на волновом профиле наблюдается достаточно большой плавный подъем скорости перед пластической ударной волной, который, вероятно, связан с первоначальным уплотнением материала в процессе сжатия. Затем регистрируется скачок

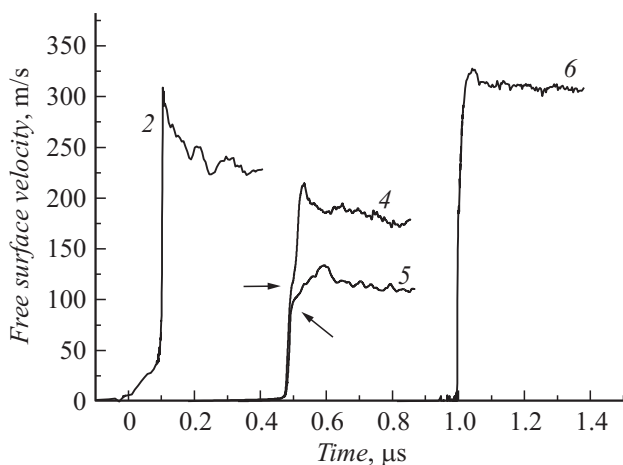


**Рис. 3.** Профили скорости свободной поверхности образцов прессованной меди Cu (профили 2, 3) и меди М1 (профиль 1) при сжатии плоской ударной волной для различных толщин образцов.

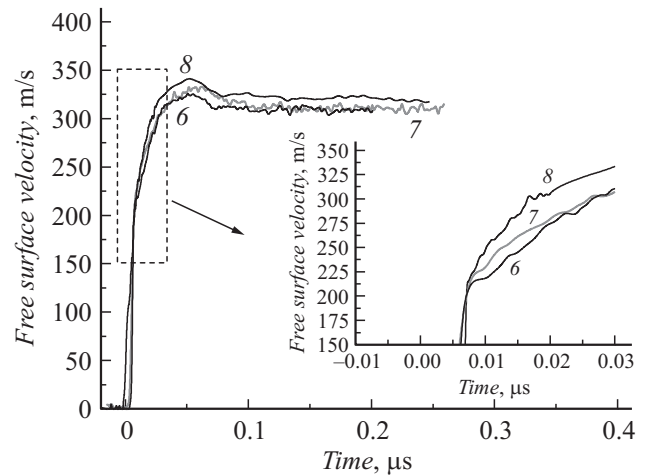
параметров в пластической ударной волне, следующая за ней волна разгрузки и все особенности, связанные с откольным разрушением образцов. Увеличение на  $\sim 30\%$  толщины прессованного образца приводит к сильному затуханию ударной волны, которая практически трансформируется в слабую волну сжатия (профиль 3 на рис. 3). Судя по величине спада скорости от максимума до первого минимума, пропорционального откольной прочности, видно, что прочность образца электролитической меди  $M1$  значительно превосходит откольную прочность прессованной меди, что связано с наличием в структуре последней большого количества несплошностей, связанных с технологией ее изготовления.

На рис. 4 представлены профили скорости свободной поверхности образцов чистой прессованной меди и смесевых образцов меди и 2% фуллера, спрессованных при давлении до 7 kbar. Из рисунка видно, что вместо плавного нарастания скорости вследствие уплотнения образцов на волновых профилях смесевых образцов первой партии (профили 4, 5) наблюдается резкий скачок скорости в ударной волне, а затем расщепление ударной волны на две волны сжатия на уровне  $\sim 100$  м/с. Такая эволюция структуры волнового фронта может быть связана с выходом на поверхность образца упругого предвестника амплитудой 1.35–1.58 GPa при максимальном давлении сжатия в этом эксперименте до 3.4 GPa. Поскольку различие продольной и объемной скоростей звука в меди мало, на волновых профилях наблюдается небольшое расхождение между пластической и упругой волнами сжатия.

В экспериментах со смесевыми образцами второй партии, спрессованными при давлении 7 kbar, при максимальном давлении ударного сжатия 5.6 GPa (профиль 6), наблюдается резкий скачок скорости поверхности до значения 200–220 м/с. На рис. 5 приведены волновые профили образцов второй партии, полученные при оди-



**Рис. 4.** Профили скорости свободной поверхности образцов прессованной меди  $Cu$  и смесевых образцов меди и 2% фуллера  $Cu+2\%C_{60}$  при сжатии плоской ударной волной. Давление прессования образцов 5–7 kbar. Стрелкой указаны упругие предвестники, значения величины которых приведены в табл. 2.



**Рис. 5.** Профили скорости свободной поверхности смесевых образцов меди и 2% фуллера  $Cu+2\%C_{60}$ . Давление прессования образцов 7 kbar.

наковых условиях нагружения. Видно, что при давлении сжатия  $\sim 3$  GPa на всех профилях наблюдается резкий перегиб волнового фронта, после которого происходит плавный рост давления в ударной волне до максимального значения. Такая эволюция упруго-пластической волны сжатия часто наблюдалась в керамических и других подобных материалах, имеющих неоднородную структуру [13,14]. Таким образом, регистрируемый в этих экспериментах резкий скачок скорости также можно трактовать, как выход на поверхность образца упругой волны сжатия амплитудой  $\sim 3$  GPa.

Так же как и в экспериментах со смесевыми образцами алюминия, откольная прочность смесевых медных образцов значительно меньше по сравнению с откольной прочностью чистой прессованной меди.

Результаты анализа волновых профилей, полученных в экспериментах с чистыми и смесевыми образцами меди (профили 1–8), представлены в табл. 2.

Наблюдаемый в проведенных со смесевыми образцами экспериментах сильный рост динамического предела упругости несомненно связан с наличием в структуре образцов наночастиц фуллера. Предел упругости материала, или напряжение, при котором материал начинает деформироваться пластическим образом, определяется количеством подвижных дислокаций в объеме материала [15]. Поверхности разделов частиц металлической матрицы и более твердых фуллеренов в данном случае играют роль непреодолимых барьеров для движущихся под действием приложенных напряжений дислокаций, радикально сокращая их количество, что в свою очередь и приводит к резкому возрастанию предела упругости смесевых образцов. Нужно отметить, что технологические дефекты структуры прессованных металлических образцов, такие как поры, возможные трещины, несплошности и т.п., не оказывают влияния на величину упруго-пластического перехода, так как рост динамического предела упругости наблюдается только в образцах с добавкой фуллера.

## Заключение

Таким образом, проведенные на основе анализа полученных в ударно-волновых экспериментах волновых профилей измерения прочностных характеристик алюминиевых и медных образцов показали, что добавка в исходные алюминиевые образцы 5% фуллерена  $C_{60}$  приводит к росту примерно в 10 раз его динамического предела упругости. Образцы меди с добавкой 2% фуллерена также демонстрируют многократное увеличение предела упругости по сравнению с технической медью. Рассчитанные из профилей скорости значения предела упругости составляют 0.82–1.56 ГПа для алюминиевых образцов и 1.35–3.46 ГПа для медных образцов в зависимости от пористости образцов. Динамическая (откольная) прочность как алюминиевых, так и медных пресованных образцов, как и ожидалось, меньше прочности поликристаллических технических сплавов примерно на 50% вследствие технологических дефектов их структуры. Добавка же 2–5% фуллеренов приводит к уменьшению растягивающих разрушающих напряжений примерно в 3 раза. Такое сильное падение прочности связано с влиянием твердых частиц фуллерена на процесс динамического разрушения при высокоскоростном растяжении, как концентраторов растягивающих напряжений в материале, на которых, по-видимому, происходит зарождение и развитие повреждений в материале, приводящее к его макроразрушению — отколу.

Работа выполнена при поддержке Программы фундаментальных исследований Президиума РАН 2П „Вещество при высоких плотностях энергии”, подпрограмма „Энергетика и механика быстропротекающих процессов и самоорганизация в плазменных, газовых и конденсированных средах“ и при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации ГК № 16.523.11.3002.

## Список литературы

- [1] *Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов* / Под ред. М.А. Мейерса, Л.Е. Мурра. М.: Металлургия, 1984. 512 с.
- [2] *Анискин М.В., Игнатова О.Н., Каганова И.И., Кальманов А.В., Кошатов Е.В., Лебедев А.И., Лосев В.В., Подурец А.М., Поляков Л.В., Ткаченко М.И., Цибилов А.Н., Салищев Г.А., Гаркушин Г.В., Разоренов С.В., Зошер М.А.* // Физическая мезомеханика. 2010. Т. 13. № 4. С. 65–71.
- [3] *Гаркушин Г.В., Разоренов С.В., Канель Г.И.* // ЖТФ. 2008. Т. 78. № 11. С. 53–59.
- [4] *Popov M., Medvedev V., Blank V., Denisov V., Kirichenko A., Tat'yanin E., Aksenonkov V., Perfilov S., Lomakin R., D'yakov E., Zaitsev V.* // J. Appl. Phys. 2010. Vol. 108. P. 094317.
- [5] *Medvedev V.V., Popov M.Y., Mavrin B.N., Denisov V.N., Kirichenko A., Tat'yanin E.V., Ivanov L.A., Aksenonkov V.V., Perfilov S.A., Lomakin R., Blank V.D.* // Appl. Phys. A. 2011. Vol. 105. N 1. P. 45–48.
- [6] *Физика взрыва* / Под ред. К.П. Станюкович и др. М.: Наука, 1975. 704 с.
- [7] *Дремлин А.Н., Ададуров Г.А.* // ФТТ. 1964. Т. 6. № 6. С. 1757–1764.
- [8] *Канель Г.И., Разоренов С.В., Уткин А.В., Фортвов В.Е.* Ударно-волновые явления в конденсированных средах. М.: Янус-К, 1996. 408 с.
- [9] *Barker L.M., Hollendach R.E.* // J. Appl. Phys. 1972. Vol. 43. P. 4669–4675.
- [10] *Канель Г.И., Разоренов С.В., Уткин А.В., Фортвов В.Е.* Экспериментальные профили ударных волн в конденсированных веществах. М.: Физматлит, 2008. 248 с.
- [11] *Razorenov S.V., Kanel G.I., Herrmann B., Zaretsky E.B., Ivanchichina G.E.* // In: Shock Compression of Condensed Matter. 2007, Eds M. Elert, M.D. Furnish, R. Chau, N. Homles, J. Nguyen. AIP Conference Proceedings **955**. New York. 2007. P. 581–584.
- [12] *Гаркушин Г.В., Иванчихина Г.Е., Игнатова О.Н., Каганова И.И., Малышев А.Н., Подурец А.М., Раевский В.А., Разоренов С.В., Скоков В.И., Тюпанова О.А.* // Физика металлов и металловедение. 2011. Т. 111. № 2. С. 203–212.
- [13] *Милявский В.В., Савиных А.С., Акопов Ф.А., Боровкова Л.Б., Бородин Т.И., Вальяно Г.Е., Зиборов В.С., Лукин Е.С., Попова Н.А.* // ТВТ. 2011. Т. 49. № 5. С. 707–712.
- [14] *Kanel G.I., Zaretsky E.B., Rajendran A.M., Razorenov S.V., Savinykh A.S., Paris V.* // International Journal of Plasticity. 2009. Vol. 25. N 4. P. 649–670.
- [15] *Meyers M.A., Benson D.J., Vohringer O., Kad B.K., Xue Q., Fu H.-H.* // Materials Science and Engineering. 2002. A322. P. 194–216.