

УДК 539.374

## ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА НА МАКРОСКОПИЧЕСКИЙ ОТКЛИК АЛЮМИНИЯ НА УДАРНОЕ НАГРУЖЕНИЕ

Ю. И. Мещеряков, А. К. Диваков, Н. И. Жигачева, М. М. Мышляев\*

Институт проблем машиноведения РАН, 199178 Санкт-Петербург

\* Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, 119991 Москва

E-mails: yum@fracture.ipme.ru, ymesch@impact.ipme.ru

Проведены ударные испытания двух партий алюминиево-литиевого сплава 1420. Для материала первой партии средний размер зерна составляет 24 мкм, для материала второй партии, полученного методом равноканального углового прессования, — 1,6 мкм. В экспериментах по высокоскоростному соударению плоских образцов определялись две характеристики динамической прочности материала: порог динамической устойчивости на сжатие на переднем фронте импульса сжатия и откольная прочность материала. Материалы обоих типов имеют одинаковый порог динамической устойчивости на сжатие, в то время как откольная прочность микрокристаллического сплава оказалась на 20 % больше откольной прочности поликристаллического сплава. Это обусловлено затратами энергии на структурообразование в крупнозернистом материале при переходе на более крупномасштабный структурный уровень (в случае мелкозернистого материала такая структура имеется в исходном состоянии). В экспериментах выявлено наличие второго пластического фронта, амплитуда которого составляет приблизительно 10 % амплитуды первого пластического фронта.

**Ключевые слова:** структурный уровень, микрокристаллический, высокоскоростное соударение, откольная прочность, порог динамической устойчивости.

**Введение.** В последнее время в связи с развитием новой области механики деформируемого твердого тела — мезомеханики — получены экспериментальные данные и разработаны теоретические модели, учитывающие непрерывный обмен импульсом и энергией между мезоуровнем и макроуровнем в процессе динамического деформирования [1–4]. В соответствии с этим при некоторой пороговой деформации возможности деформирования на нижнем (атомно-дислокационном) структурном уровне исчерпываются и происходит переход с этого уровня на более крупномасштабный структурный уровень, получивший название мезоструктуры. В настоящее время понятие мезоструктуры (особенно в динамически деформируемом твердом теле) полностью не определено ни с точки зрения физики элементарных процессов пластического деформирования, ни с точки зрения механики деформируемого твердого тела. Поскольку в данной работе рассматриваются только процессы динамического деформирования, будем представлять мезоструктуру как полевую пространственную структуру, в которой движение элементарных носителей деформации более низкого масштабного уровня (сопоставимого, например, с дислокационным уровнем) оказывается коррелированным. В динамически деформируемой среде переход на крупномасштабный структурный уровень означает, что вся область деформирования делится на объемы, представляющие собой самостоятельные носители деформации. В то же время движение крупномасштабных носителей деформации может быть весьма неоднородным в пространстве скоростей, т. е. может наблюдаться значительный разброс по скоростям

относительно средней массовой скорости деформируемой среды. При этом масштаб нового структурного элемента (мезочастицы) может не совпадать с размерными характеристиками исходной структуры материала, например с размером зерен. Возникает вопрос: какое влияние на макроскопический отклик материала на ударное нагружение оказывает переход процесса динамического деформирования с одного уровня на другой в зависимости от параметров исходной структуры материала?

Для получения ответа на данный вопрос в настоящей работе проведены сравнительные экспериментальные исследования ударно-волнового поведения поликристаллического алюминиево-литиевого сплава 1420 при различных размерах зерен исходной структуры:

- 1) крупнозернистый материал (средний размер зерна  $\delta = 24$  мкм);
- 2) мелкозернистый материал (средний размер зерна  $\delta = 1,6$  мкм).

Второй материал получен в результате равноканального углового прессования первого материала [5].

**1. Методика и результаты эксперимента.** Ударные испытания в условиях одноосной деформации в диапазоне скоростей ударника  $80 \div 300$  м/с проводились с помощью однокаскадной легкогазовой пушки калибра 37 мм. Во всех экспериментах толщина ударника подбиралась таким образом, чтобы реализовывался тыльный откол плоских мишеней. С целью сохранения структурных изменений, инициированных ударным нагружением, мишени из исследуемого материала диаметром 20 мм и толщиной 4 мм конически запрессовывались в диски из сплава Д-16 диаметром 52 мм и толщиной 4 мм. Это позволяло избежать повторного прохождения через образец волн, отраженных от боковых поверхностей мишеней. Ударники толщиной около 2 мм изготавливались из алюминиевого сплава Д-16, акустический импеданс которого близок к акустическому импедансу сплава 1420, что обеспечивает симметричность соударения.

Для регистрации профилей скорости свободной поверхности мишеней использовался двухканальный скоростной интерферометр с высокими пространственным ( $\approx 50$  мкм) и временным ( $\approx 1$  нс) разрешениями. Кроме того, используемая методика позволяет измерять среднеквадратичное отклонение скорости смещения среды (корня квадратного из дисперсии) в результате локальных сдвиговых процессов в динамически деформируемом материале на мезоскопическом масштабном уровне [6].

Результаты испытаний материалов обоих типов представлены в табл. 1, 2 ( $U_{уд}$  — скорость ударника;  $h_m$  — толщина мишени;  $h_{уд}$  — толщина ударника;  $U_C$ ,  $U_D$  — значения скорости свободной поверхности на переднем фронте, соответствующие началу и окончанию структурного перехода;  $U_{fs}^{max}$  — максимальная скорость свободной поверхности мишени;  $U_{pl2}$  — скорость свободной поверхности, соответствующая второму пластическому фронту;  $C_{pl1}$ ,  $C_{pl2}$  — скорость первого и второго пластического фронта соответственно;  $\Delta W = W_{max} - W_{min}$  — перепад скоростей на заднем фронте импульса сжатия при откольном разрушении). На рис. 1 приведена зависимость скорости свободной поверхности от времени  $U_{fs}(t)$  для сплава 1420. Амплитуда упругого предвестника в материалах обоих типов оказалась почти одинаковой, хотя в сплаве первого типа за упругим предвестником следует провал, обусловленный релаксацией.

Изменения средней массовой скорости на пластическом фронте импульса сжатия  $U_{fs}(t)$  и дисперсии массовой скорости  $D(t)$  на мезоуровне оказались взаимосвязанными. Для материалов обоих типов средняя скорость резко увеличивается до тех пор, пока дисперсия скорости не становится равной нулю (см. ниже). Точке *C* на профиле соответствует уменьшение дисперсии скорости до нуля. С этого момента пластический фронт становится более пологим (отрезок *CD*). Участки *BC* пластического фронта, на которых скорость резко увеличивается, для материалов обоих типов параллельны, хотя в мелкозернистом материале скорость распространения пластического фронта несколько выше,

Таблица 1

Результаты ударных испытаний алюминиевого сплава 1420 с размером зерна 24 мкм

Номер эксперимента	$U_{уд}$ , м/с	$h_m$ , мм	$h_{уд}$ , мм	$U_C$ , м/с	$U_D$ , м/с	$U_{fs}^{max}$ , м/с	$U_{pl2}$ , м/с	$C_{pl1}$ , м/с	$C_{pl2}$ , м/с	$\Delta W$ , м/с
1	97,2	4,47	1,96	85,6	82,3	88,0	1,1	—	—	—
2	139,1	4,41	1,93	127,9	125,3	130,7	3,4	5,26	4,02	122,9
3	212,5	4,43	1,92	202,7	184,2	210,7	8,0	5,23	4,10	126,5
4	310,0	4,42	1,98	288,8	267,0	296,5	7,7	5,29	4,33	124,0

Таблица 2

Результаты ударных испытаний алюминиевого сплава 1420 с размером зерна 1,6 мкм

Номер эксперимента	$U_{уд}$ , м/с	$h_m$ , мм	$h_{уд}$ , мм	$U_C$ , м/с	$U_D$ , м/с	$U_{fs}^{max}$ , м/с	$U_{pl2}$ , м/с	$C_{pl1}$ , м/с	$C_{pl2}$ , м/с	$\Delta W$ , м/с
1	98,7	4,29	1,89	85,6	82,3	99,0	1,1	—	—	—
2	136,2	4,28	1,89	127,9	125,3	136,3	3,4	5,26	4,02	122,9
3	200,0	4,30	1,90	202,7	184,2	200,5	8,0	5,23	4,10	126,5
4	280,3	4,30	1,91	288,8	267,0	279,0	7,7	5,29	4,33	124,0

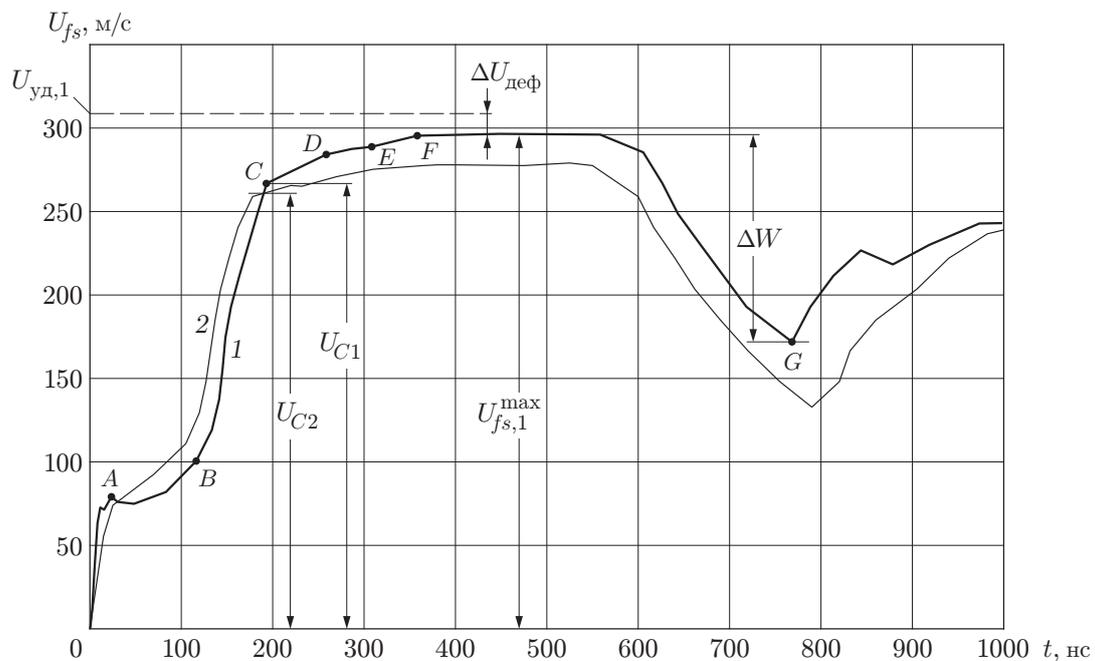


Рис. 1. Зависимость скорости свободной поверхности от времени:

1 —  $\delta = 24$  мкм,  $U_{уд} = 310$  м/с; 2 —  $\delta = 1,6$  мкм,  $U_{уд} = 280,3$  м/с

чем в крупнозернистом (см. п. 3). Различие появляется после небольшого ( $\approx 22$  нс) горизонтального плато (отрезок  $DE$ ). В сплаве второго типа скорость свободной поверхности на участке  $EF$  постепенно приближается к значению, равному скорости ударника при симметричном соударении, в то время как на зависимости  $U_{fs}(t)$  для сплава первого типа появляется дефект массовой скорости  $\Delta U_{\text{деф}}$ , который определяется разностью между скоростью ударника при симметричном соударении и независимо измеренной с помощью интерферометра скоростью свободной поверхности на плато импульса сжатия:

$$\Delta U_{\text{деф}} = U_{\text{уд}} - U_{fs}^{\text{max}}.$$

Установлено, что исследуемые материалы имеют разные дефекты массовой скорости. Для мелкозернистого материала значение  $\Delta U_{\text{деф}} = 0$  во всем диапазоне скоростей ударного нагружения, т. е. выполняется критерий удвоения массовой скорости  $U_p$  на свободной поверхности плоской мишени:  $2U_p = U_{fs}^{\text{max}} = U_{\text{уд}}$ . Для крупнозернистого материала дефект составляет 5–10 % максимального значения скорости свободной поверхности. Возможные причины различного поведения двух материалов обсуждаются в п. 3.

Помимо дефекта массовой скорости, определяющего потерю импульса и энергии при ударном сжатии, в экспериментах измерялась откольная прочность. Величина откольной прочности  $\sigma$  для материалов обоих типов определялась с использованием зависимости скорости свободной поверхности от времени по формуле

$$\sigma = 0,5\rho_0 C_0 (\Delta W + \delta W), \quad (1)$$

где  $C_0$  — объемная скорость звука;  $\delta W$  — поправка, учитывающая разность скоростей пространства падающего импульса на участке разгрузки и фронта откольного импульса, отраженного от поверхности откола [7]. Величина поправки оценивается по формуле

$$\delta W = \left( \frac{h}{C_0} - \frac{h}{C_l} \right) \frac{|W_1 W_2|}{|W_1| + |W_2|}, \quad (2)$$

где  $h = C_l \Delta t / 2$  — толщина откольной пластины;  $C_l$  — продольная скорость звука;  $\Delta t$  — период изменения скорости в откольной пластине;  $W_1, W_2$  — ускорения свободной поверхности в падающей волне разгрузки и во фронте откольного импульса соответственно. Результаты обработки профилей скорости свободной поверхности для обоих материалов, а также вычисленные по формулам (1) и (2) значения откольной прочности приведены в табл. 3, 4. На рис. 2 представлены зависимости откольной прочности и пороговой скорости структурного перехода от скорости ударника. Видно, что откольная прочность мелкозернистого сплава почти на 20 % больше откольной прочности исходного (крупнозернистого) сплава. Более того, для материала с размером зерна  $\delta = 1,6$  мкм откол наступает при существенно большей скорости ударника (200 м/с), чем для материала с размером зерна  $\delta = 24$  мкм ( $U_{\text{уд}} = 139,1$  м/с). Для сравнения на рис. 2 приведена также зависимость  $\Delta W(U_{\text{уд}})$ . В отличие от кривых зависимости  $\sigma(U_{\text{уд}})$  кривые зависимости  $\Delta W(U_{\text{уд}})$  параллельны оси абсцисс. Для обоих материалов учет поправки (2) приводит к увеличению откольной прочности с ростом скорости деформации.

**2. Обсуждение результатов.** Впервые резкое изменение угла наклона пластического фронта в условиях одноосной деформации зафиксировано при испытаниях алюминиевого сплава 6061-Т-6 [8]. Не анализируя физику явления, авторы работы [8] объясняют этот эффект влиянием скорости деформации на механические свойства материала.

Трудность идентификации исследуемого структурного перехода заключается в том, что на изменение формы и структуры пластического фронта оказывает влияние взаимодействие упругого предвестника, отраженного от свободной поверхности мишени, с пластическим фронтом, впервые отмеченное в [9]. В настоящее время вопрос о взаимодействии

Таблица 3  
Откольная прочность алюминия 1420 с размером зерна 24 мкм

Вариант расчета	$U_{уд}$ , м/с	$\Delta W$ , м/с	$\delta W$ , м/с	$C_l$ , $10^5$ см/с	$C_0$ , $10^5$ см/с	$\sigma$ , ГПа
1	139,1	122,9	3,57	6,385	5,333	0,913
2	212,5	126,5	10,20	6,385	5,333	0,966
3	310,0	124,0	20,00	6,385	5,333	1,040

Таблица 4  
Откольная прочность алюминия 1420 с размером зерна 1,6 мкм

Вариант расчета	$U_{уд}$ , м/с	$\Delta W$ , м/с	$\delta W$ , м/с	$C_l$ , $10^5$ см/с	$C_0$ , $10^5$ см/с	$\sigma$ , ГПа
1	200,0	146,3	4,86	6,34	5,333	1,090
2	280,3	146,3	12,90	6,34	5,333	1,146

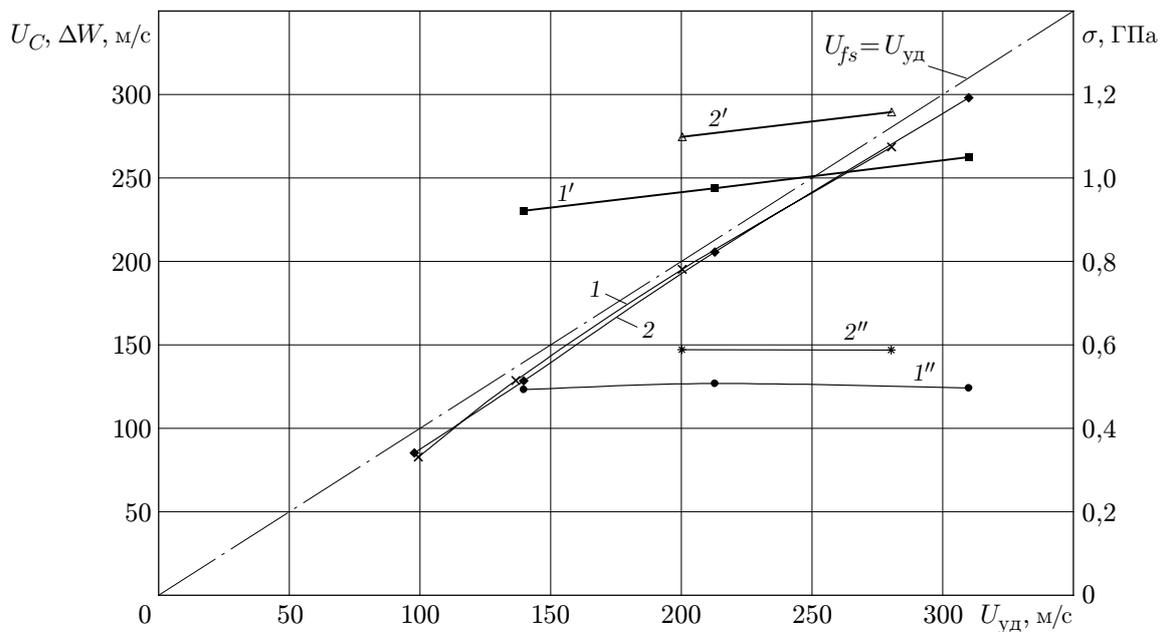


Рис. 2. Зависимости пороговой скорости структурного перехода  $U_C$  (1, 2), откольной прочности  $\sigma$  (1', 2') и величины  $\Delta W$  (1'', 2'') от скорости ударника: 1, 1', 1'' —  $\delta = 1,6$  мкм; 2, 2', 2'' —  $\delta = 24$  мкм

упругого предвестника с набегающим пластическим фронтом является дискуссионным. Анализ, проведенный в [10], показал, что в результате этого взаимодействия изменяется угол наклона верхнего участка пластического фронта. Кроме того, уменьшается максимальное значение массовой скорости на плато импульса сжатия. Результаты численных расчетов приведены также в [11], где принимается, что и упругий предвестник, и пластический фронт имеют одинаковую волновую природу, т. е. распространение обоих фронтов определяется уравнениями гиперболического типа. В действительности распространение упругого предвестника подчиняется гиперболическому уравнению, в то время как пластический фронт имеет релаксационную природу и его распространение определяется законами переноса, которые описываются параболическим уравнением либо уравнением

смешанного типа [12, 13]. Различие физической природы упругого и пластических фронтов приводит к тому, что их взаимодействие оказывается несущественным. В результате они пересекаются практически без изменения амплитуды (наблюдается лишь небольшое возмущение на пластическом фронте) [14]. В целом при многократном взаимодействии упругого предвестника с пластическим фронтом его влияние оказывается весьма незначительным также потому, что, во-первых, изменение плотности материала на пластическом фронте составляет доли процента, так что он не обеспечивает жесткого отражения упругой волны; во-вторых, при поочередном отражении упругого предвестника от пластического фронта и свободной поверхности мишени характер его взаимодействия с этими поверхностями различен: при взаимодействии со свободной поверхностью знак массовой скорости в отраженной упругой волне меняется на противоположный, в то время как при взаимодействии с пластическим фронтом он сохраняется. Таким образом, при первом взаимодействии с упругим предвестником амплитуда пластического фронта уменьшается, а при втором — увеличивается и т. д. В результате взаимодействие упругого предвестника с пластическим фронтом не оказывает влияния на максимальное значение массовой скорости на плато импульса сжатия.

Применительно к описываемым экспериментам необходимо учитывать следующий факт: амплитуда упругого предвестника во всех экспериментах была почти одинаковой, однако уменьшение максимального значения массовой скорости на плато импульса сжатия наблюдается только для материала первого типа. Для материала второго типа это значение оказалось равным скорости ударника при симметричном соударении, что свидетельствует о выполнении правила удвоения массовой скорости на свободной поверхности мишени. Сказанное выше позволяет предположить, что резкое изменение угла наклона пластического фронта обусловлено изменением структуры материала при некотором пороговом значении массовой скорости на пластическом фронте  $U_C$  (точка  $C$  на рис. 1). Оказалось, что при одной и той же скорости ударника значения пороговой скорости структурного перехода  $U_C$  для материалов обоих типов равны. Отметим также, что, хотя величина пороговой скорости структурного перехода линейно увеличивается с ростом скорости ударника, длительность фронта импульса сжатия до начала этого перехода одинакова при любых скоростях нагружения и совпадает со временем, в течение которого дисперсия массовой скорости не равна нулю. На рис. 3 приведены профили скорости свободной поверхности для материала с размером зерна  $\delta = 1,6$  мкм, полученные при различных скоростях ударника. Хотя пороговые скорости начала структурного перехода  $U_{C1}$ ,  $U_{C2}$  и  $U_{C3}$  в экспериментах различались, длительность пластического фронта и время, в течение которого дисперсия не равна нулю, примерно одинаковы ( $\approx 140$  нс). В релаксационных моделях одноосной деформации пластический фронт — это фронт релаксации напряжений [15], а его длительность определяется временем релаксации напряжений. Ранее считалось, что процессы динамического деформирования на пластическом фронте обусловлены зарождением и движением дислокаций. Однако, как показали детальные исследования, проведенные в 70–80-е гг. XX в., анализа процесса динамического деформирования с использованием только дислокационных механизмов недостаточно. Для того чтобы адекватно описать динамический отклик материала на ударное нагружение, необходимо включить в рассмотрение более крупномасштабный уровень деформирования, так называемый мезоуровень. Зарождение мезоструктур в процессе деформирования материала происходит в нелинейной области упругого деформирования. В настоящее время теоретически показано, что мезоструктуры зарождаются при воздействии давления и сдвига [16]. Крупномасштабные структуры возникают задолго до перехода к макроскопической пластичности. В случае квазистатического деформирования эти структуры могут исчезнуть при снятии внешнего напряжения, если градиент деформации не превышает критического значения, при

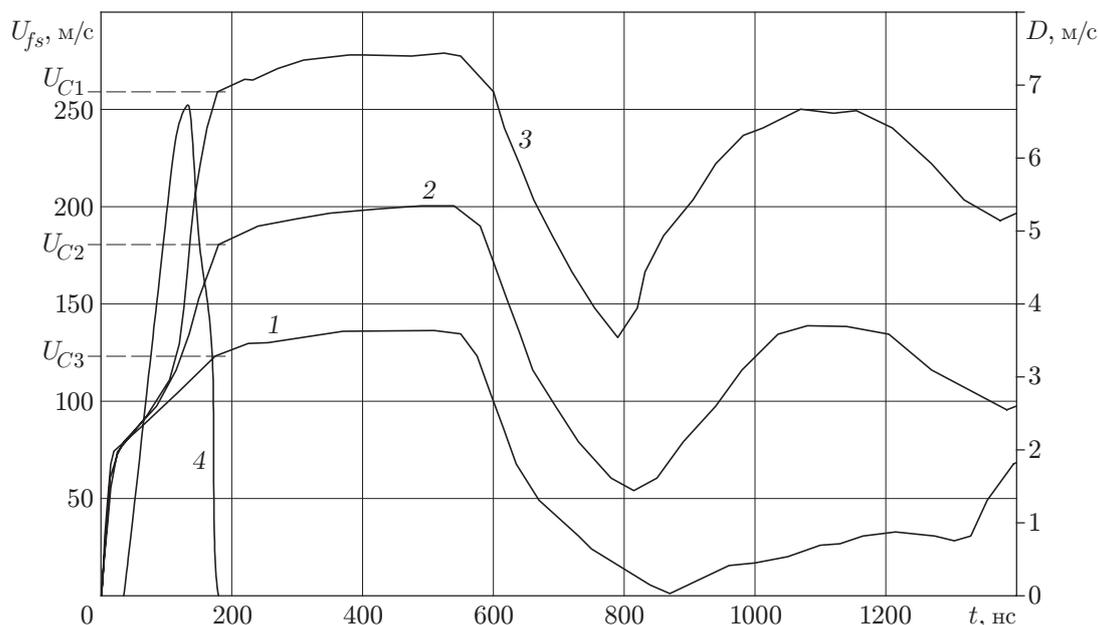


Рис. 3. Зависимости скорости свободной поверхности (1–3) и среднеквадратичного отклонения скорости (4) от времени ( $\delta = 1,6$  мкм):  
 1 —  $U_{уд} = 136,2$  м/с; 2 —  $U_{уд} = 200$  м/с; 3 —  $U_{уд} = 280,3$  м/с

достижении которого имеет место бифуркационный переход, приводящий к образованию необратимых мезоструктур. Как известно, одноосное деформирование в плоских ударных волнах также происходит при воздействии гидростатического давления и сдвига. Вследствие этого в течение времени действия импульса сжатия в данном случае реализуются те же условия, при которых возможно зарождение крупномасштабных структур.

Дисперсия массовой скорости в волне сжатия, регистрируемая в ударных экспериментах [6], обусловлена флуктуациями крупномасштабных структур (granular temperature). Время, в течение которого дисперсия не равна нулю, можно трактовать как инкубационное время, определяющее длительность процесса подготовки структурного перехода. Это время является константой для данного материала и не зависит от скорости нагружения [17, 18]. Именно различием инкубационного времени формирования мезоструктуры можно объяснить различие скорости стационарных пластических фронтов для материалов первого и второго типов.

Зарегистрировать визуально структурный переход при высокоскоростном деформировании твердых материалов в реальном масштабе времени пока не представляется возможным из-за кратковременности исследуемых процессов. Тем не менее имеется ряд косвенных доказательств существования такого рода структурных переходов: 1) наличие дисперсии массовой скорости на мезоуровне 2 (см. [1]), зафиксированное при динамическом деформировании бериллия и армо-железа [19], а также тантала [20]; 2) фрагментация материала, наблюдаемая в откольной зоне при превышении порогового значения напряжения структурного перехода в высокопрочных сталях и других конструкционных материалах [21, 22]. Подобная фрагментация отсутствует, если напряжение на пластическом фронте меньше определенного значения, при котором на плато импульса сжатия появляется дефект массовой скорости.

В условиях квазистатического деформирования твердого тела, когда система близка к термодинамическому равновесию, мезоструктуры имеют смысл диссипативных структур, известных в синергетике [23]. В случае динамического деформирования твердого те-

ла зарождающиеся на пластическом фронте мезоструктуры имеют смысл динамических структур. В турбулентной жидкости эти структуры, обычно называемые крупномасштабными пульсациями, являются обратимыми формациями [24]. Возникающие при ударном деформировании твердого тела динамические структуры также могут быть обратимыми, если напряжение на пластическом фронте не достигло критического значения. Один из критериев, определяющий условия необратимости этих структур, получен в [2].

Таким образом, путем сравнения зависимостей массовой скорости от времени для двух структур материала удастся установить различие их отклика на ударное нагружение. В крупнозернистом материале зарождение структуры мезоуровня 2 обусловлено разделением зерен на блоки, что требует затрат энергии. Для мелкозернистого материала такие потери отсутствуют, так как этот материал имеет структуру мезоуровня 2 уже в исходном состоянии. Образование в мелкозернистом материале нового структурного уровня, не связанного с исходной структурой, по сути, представляет собой фрагментацию материала. Поэтому последующие разгрузка на заднем фронте импульса и растяжение в зоне откола происходят в частично ослабленном материале, что приводит к уменьшению откольной прочности по сравнению с откольной прочностью мелкозернистого материала.

На рис. 2 приведены зависимости пороговой скорости начала структурного перехода  $U_C$  от скорости ударника  $U_{уд}$  для алюминиевого сплава первого и второго типов. Видно, что во всем диапазоне скоростей ударника данные зависимости хорошо согласуются. Это свидетельствует о том, что пороговая скорость структурного перехода для алюминиевого сплава 1420 не зависит от его состояния (крупнозернистое или мелкозернистое). Поскольку при одинаковых скоростях ударника угол наклона пластического фронта для материалов обоих типов изменяется при одной и той же массовой скорости, различие отклика исследуемых материалов на ударное сжатие проявляется только в различии дефекта массовой скорости на пологой части фронта (участок  $CDEF$  на рис. 1). При этом увеличение скорости на участке  $DE$  можно рассматривать как второй пластический фронт, распространяющийся в материале с измененной структурой, т. е. после структурного фазового перехода. В этом случае вместо двухволновой структуры профиля массовой скорости, как и при любом фазовом превращении, инициированном ударным нагружением, имеет место трехволновая структура, состоящая из упругого предвестника, первого пластического фронта и второго пластического фронта.

На рис. 4 представлены зависимости скорости распространения первого и второго пластических фронтов от скорости ударника для материалов обоих типов. Значения скоростей определялись по величине запаздывания фронта относительно упругого предвестника на профиле скорости свободной поверхности, при этом в качестве точки отсчета второго фронта принималась середина этого временного участка [25]. Видно, что в исследуемом диапазоне скоростей ударника скорость первого пластического фронта не изменяется, хотя, как отмечено выше, для мелкозернистого алюминиевого сплава она несколько больше, чем для крупнозернистого. Постоянство скорости свидетельствует о том, что первый пластический фронт стационарен. Скорость второго пластического фронта приблизительно в 1,3 раза меньше скорости первого пластического фронта и в отличие от нее с ростом скорости ударника увеличивается.

Близкий к рассматриваемому способ описания иерархического “подключения” структур разного масштаба предполагает изменение спектра дефектов, участвующих в процессе высокоскоростной пластической деформации [26]. Такой способ не противоречит описанным выше представлениям об изменении структуры материала при изменении нагружающих напряжений.

**3. Микроструктурные исследования.** После ударных испытаний все образцы разрезались по одной из плоскостей вдоль направления распространения волны и исследова-

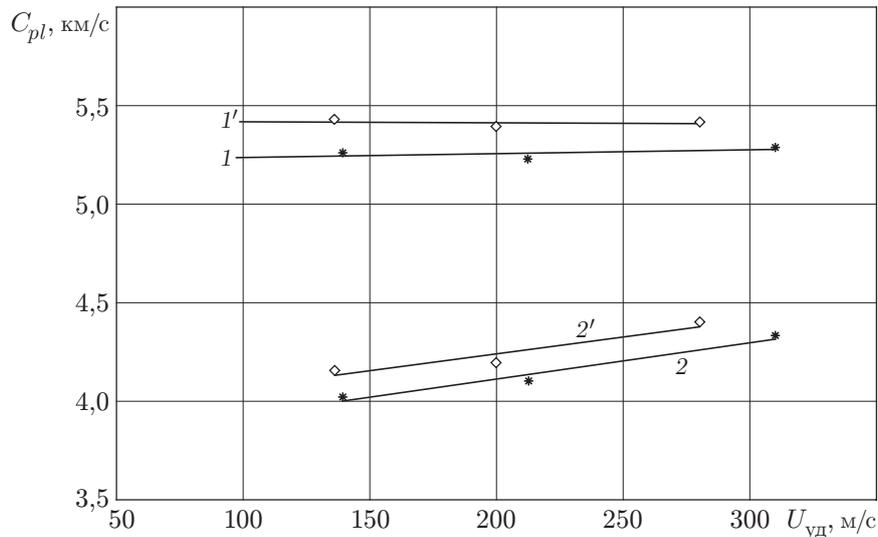


Рис. 4. Зависимости скорости первого ( $1, 1'$ ) и второго ( $2, 2'$ ) пластических фронтов от скорости ударника:

$1, 2$  —  $\delta = 24 \mu\text{м}$ ;  $1', 2'$  —  $\delta = 1,6 \mu\text{м}$

лись методами оптической и растровой электронной микроскопии. В исходном состоянии алюминиево-литиевый сплав 1420 представлял собой пересыщенный по магнию и литию твердый раствор с высокодисперсными частицами  $\delta'$ -фазы ( $\text{Al}_3\text{Li}$ ) и  $S$ -фазы ( $\text{Al}_2\text{LiMg}$ ). Среднее значение макротвердости материала в исходном состоянии  $\text{HV} = 97,4 \text{ кг/мм}^2$ . Ударное нагружение не оказывает влияния на макротвердость во всем диапазоне скоростей нагружения. Вместе с тем в диапазоне скоростей  $139,1 \div 212,5 \text{ м/с}$  существенно изменяются как размер зерна, так и форма и расположение частиц  $S$ -фазы. Средний размер зерна уменьшается с 24 до 18  $\mu\text{м}$ . Что касается  $S$ -фазы, то если в исходном состоянии и вне диапазона скоростей  $139,1 \div 212,5 \text{ м/с}$  она имеет форму длинных “линейных” выделений, пересекающих зерна (рис. 5,  $a$ ), то в данном диапазоне частицы  $S$ -фазы приобретают

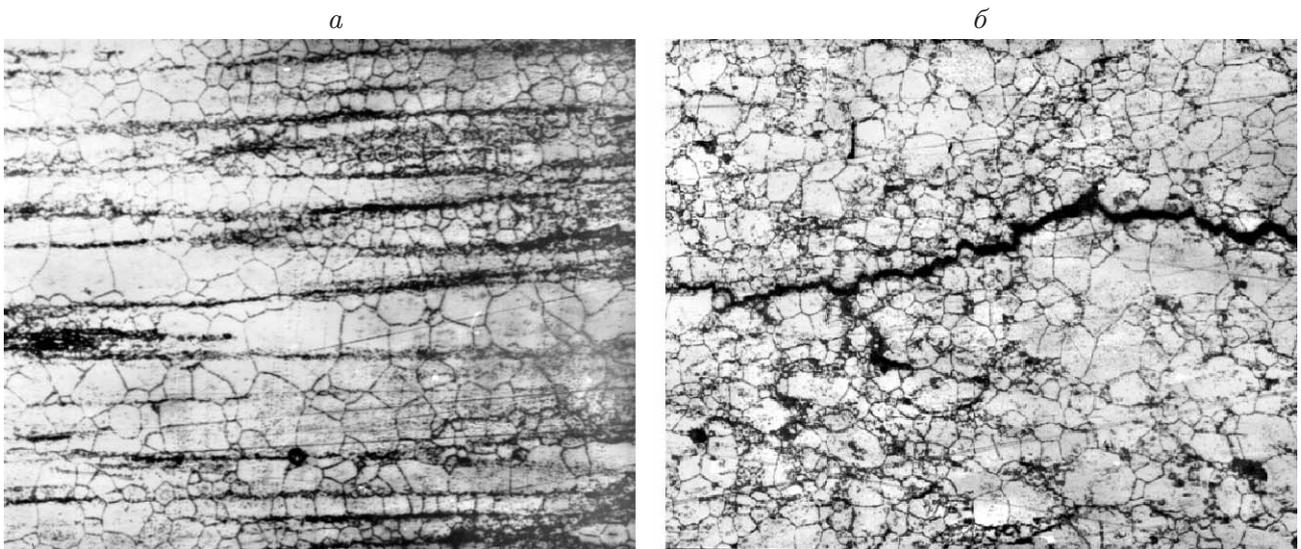


Рис. 5. Структура крупнозернистого алюминиевого сплава 1420 ( $\times 200$ ):  
 $a$  —  $U_{уд} = 97,2 \text{ м/с}$ ;  $b$  —  $U_{уд} = 139,1 \text{ м/с}$

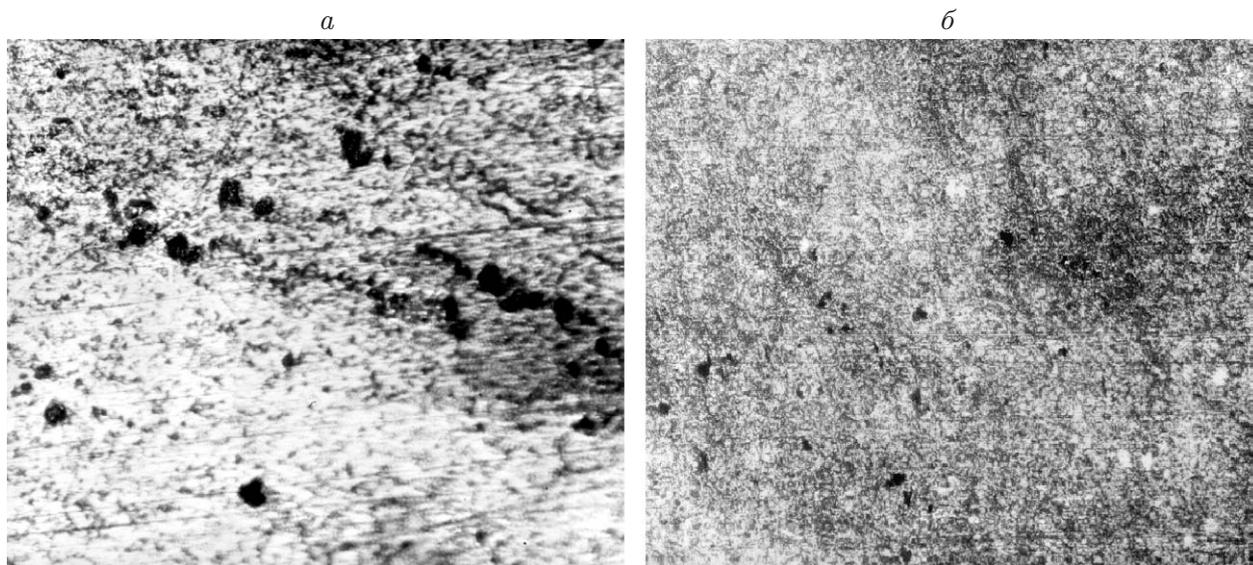


Рис. 6. Структура мелкозернистого алюминиевого сплава 1420 ( $\times 200$ ):  
 а —  $U_{\text{уд}} = 98,8$  м/с; б —  $U_{\text{уд}} = 124$  м/с

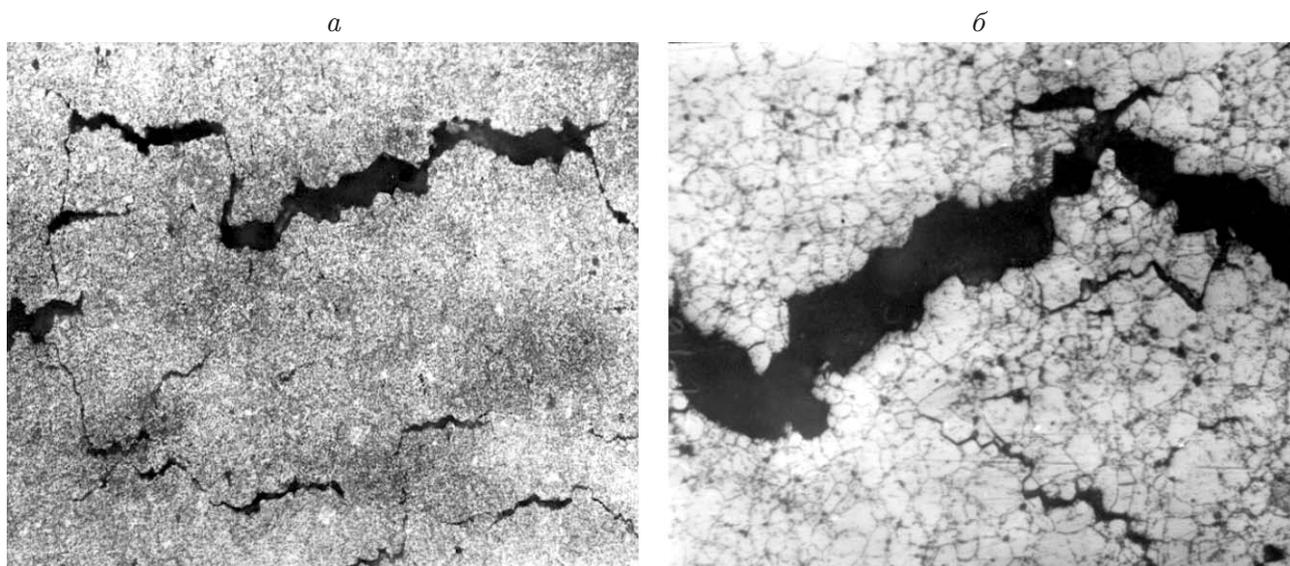


Рис. 7. Система трещин в откольной зоне ( $\times 200$ ):  
 а —  $\delta = 1,6$  мкм,  $U_{\text{уд}} = 200$  м/с; б —  $\delta = 24$  мкм,  $U_{\text{уд}} = 212,5$  м/с

округлую форму и располагаются преимущественно на границах зерен (рис. 5, б). Несмотря на указанные изменения структуры материала, существенного изменения откольной прочности крупнозернистого материала в этом диапазоне скоростей нагружения не происходит. Отсутствие влияния перераспределения  $S$ -фазы, вызванного ударным нагружением, на откольную прочность данного сплава свидетельствует о том, что откольное разрушение обусловлено процессами, протекающими на более крупномасштабном мезоуровне 2 (размер частиц  $S$ -фазы соответствует мезоуровню 1).

В результате равноканального углового прессования зерна приобретают равноосную форму со средним размером зерна  $\delta = 1,6$  мкм. Ударное нагружение в диапазоне скоростей ударника  $98,7 \div 280,3$  м/с приводит к увеличению твердости до значения  $HВ = 124$  кг/мм<sup>2</sup>,

что на  $36,6 \text{ кг/мм}^2$  больше, чем в крупнозернистом материале. Ударное нагружение материала с меньшим размером зерна приводит к изменению структуры приблизительно в том же диапазоне скоростей ударника  $124 \div 200 \text{ м/с}$ . Происходит более равномерное распределение  $S$ -фазы и ее измельчение (рис. 6). При этом каких-либо значительных изменений откольной прочности материала в указанном диапазоне скоростей нагружения не наблюдается.

Обнаружено, что при одинаковых скоростях ударника система трещин в откольной зоне крупнозернистого сплава оказывается более развитой, чем в сплаве с размером зерна  $\delta = 1,6 \text{ мкм}$  (рис. 7).

**Заключение.** В результате сравнения динамического отклика алюминиевого сплава 1420, находящегося в двух структурных состояниях, различающихся размером зерна, показано, что в условиях одноосной деформации существует пороговая скорость деформации, при которой в кристаллическом материале возникает новый структурный уровень. Этот уровень можно рассматривать как структурный фазовый переход. Зарождение крупномасштабной динамической структуры свидетельствует о наличии фрагментации зернистой структуры, что приводит к уменьшению откольной прочности.

## ЛИТЕРАТУРА

1. **Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов:** Сб. ст.: В 2 т. / Под ред. В. Е. Панина. Новосибирск: Наука. Сиб. издат. фирма, 1995.
2. **Мещеряков Ю. И.** Об эволюционном и катастрофическом режимах энергообмена в динамически нагружаемых средах // Докл. РАН. 2005. № 6. С. 765–768.
3. **Хантулева Т. А., Мещеряков Ю. И.** Кинетика и нелокальная гидродинамика формирования мезоструктуры в динамически деформируемых средах // Физ. мезомеханика. 1999. Т. 2, № 5. С. 5–17.
4. **Mescheryakov Yu. I.** Meso-macro energy exchange in shock deformed and fractured solids // High-pressure shock compression of solids VI / Ed. by Yu. Ya. Horie, L. Davison, N. N. Thadhani. N. Y.: Springer-Verlag, 2002. P. 169–213.
5. **Валиев Р. З., Александров И. В.** Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000.
6. **Mescheryakov Yu. I., Divakov A. K.** Multiscale kinetics of microstructure and strain-rate dependence of materials // Dynamic Mater. J. 1994. V. 1, N 4. P. 271–287.
7. **Канель Г. И.** Ударно-волновые явления в конденсированных средах / Г. И. Канель, С. В. Разоренов, А. В. Уткин, В. Е. Фортов. М.: Янус, 1996.
8. **Barker L. M., Lundergun C. D., Herrmann W.** Dynamic response of aluminium // J. Appl. Phys. 1964. V. 35, N 4. P. 1203–1212.
9. **Taylor J. W., Rice M. H.** Elastic-plastic profiles in iron // J. Appl. Phys. 1963. V. 34. P. 365–368.
10. **Grady D. E.** Metallurgical applications of shock-wave phenomena / Ed. by L. E. Murr, K. P. Staudhammer, M. A. Meyers. N. Y.: Marcell Dekker, 1986. P. 763–780.
11. **Kanel G. I.** Shock-wave phenomena and the properties of condensed matter / G. I. Kanel, S. V. Rasorenov, V. E. Fortov. N. Y.: Springer-Verlag, 2004.
12. **Gilman J. J.** Mechanical states of solids // Shock compression of condensed matter – 2001 / Ed. by M. D. Furnish, N. N. Thadhani, Y. Horie. Melvil; N. Y.: Amer. inst. of phys., 2002. P. 36–41.
13. **Макаров П. В.** Нагружаемый материал как нелинейная динамическая система. Проблемы моделирования // Физ. мезомеханика. 2005. Т. 8, № 6. С. 39–56.

14. **Barker L. M., Hollenbach R. E.** Shock wave study of the  $\alpha \leftrightarrow \varepsilon$  phase transition in iron // J. Appl. Phys. 1974. V. 45, N 11. P. 4872–4887.
15. **Duvall D. E.** Maxwell-like relations in condensed matter. Decay of shock waves // Irish J. Phys. Tech. 1978. V. 7. P. 57–69.
16. **Аэро Э. Л.** Микромасштабные деформации в двумерных решеточных структурных переходах при критическом сдвиге // Физика твердого тела. 2000. Т. 42, № 6. С. 1147–1153.
17. **Petrov Yu. V., Morozov N. F.** On modeling of fracture of brittle solids // J. Appl. Mech. 1994. V. 61. P. 710–712.
18. **Грудсков А. А., Петров Ю. В.** О температурно-временном соответствии при высокоскоростном деформировании металлов // Докл. РАН. 1999. Т. 364, № 6. С. 766–768.
19. **Mescheryakov Yu. I., Divakov A. K., Petrov Yu. A., Cline C. F.** On the dynamic plasticity and strength of crystalline beryllium // Intern. J. Impact Engng. 2004. V. 30. P. 17–29.
20. **Chhabildas L. C., Trott W. M., Reinhart W. D., Mann G. A.** Incipient spall studies in tantalum. Microstructural effects // Shock compression of condensed matter — 2001 / Ed. by M. D. Furnish, N. N. Thadhani, Y. Horie. Melvil; N. Y.: Amer. inst. of phys., 2002. P. 483–486.
21. **Мещеряков Ю. И., Диваков А. К.** О влиянии процессов на фронте импульса сжатия на откольную прочность материала и сопротивление высокоскоростному внедрению // ПМТФ. 2003. Т. 44, № 6. С. 25–34.
22. **Mescheryakov Yu. I., Divakov A. K., Petrov Yu. I., et al.** Comparative analysis of uniaxial strain shock tests and Taylor tests for armor and maraging steels // High Pressure Res. 2004. V. 24. P. 263–274.
23. **Хаген Г.** Синергетика. Иерархия неустойчивостей в самоорганизующихся системах и устройствах. М.: Мир, 1985.
24. **Ландау Л. Д.** Теоретическая физика / Л. Д. Ландау, Е. М. Лифшиц. М.: Наука, 1988. Т. 6.
25. **Barker L. M.**  $\alpha$ -phase Hugoniot of iron // J. Appl. Phys. 1975. V. 46, N 6. P. 2544–2547.
26. **Канель Г. И., Разоренов С. В., Фортгов В. Е.** Субмикросекундная прочность материалов // Изв. РАН. Механика твердого тела. 2005. № 4. С. 86–111.

*Поступила в редакцию 6/XII 2005 г.,  
в окончательном варианте — 5/XII 2006 г.*

---