

УДК 539.537.669.715

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АЛЮМИНИЕВЫХ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБОЛОЧКАХ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

А. В. Коваль², И. Г. Ширинкина¹, А. Н. Петрова^{1,3}, И. Г. Бродова^{1,3},
Е. Б. Смирнов², Е. В. Шорохов²

¹Институт физики металлов УрО РАН им. М. Н. Михеева, 620990 Екатеринбург, brodova@imp.uran.ru

²РФЯЦ, ВНИИ технической физики им. акад. Е. И. Забабахина, 456770 Снежинск

³Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б. Н. Ельцина
620002 Екатеринбург

Приведены результаты структурных исследований полых цилиндрических оболочек из алюминиевых сплавов Д16 и АМц, нагруженных методом скользящей детонации. Установлены условия взрывного нагружения для полного схождения и схлопывания оболочек. Методом световой оптики, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии изучены структурные и фазовые превращения в оболочках в процессе ударно-волнового нагружения. Показана взаимосвязь состава, структуры и механических характеристик сплавов с их поведением под действием ударного нагружения. Зарегистрировано несколько сценариев схождения оболочек в зависимости от их состава и условий нагружения — от полного и устойчивого схождения до образования множественных отколов.

Ключевые слова: алюминиевый сплав, оболочка, ударная волна, просвечивающая электронная микроскопия, микротвердость, упрочнение, рекристаллизация.

DOI 10.15372/FGV20190411

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время исследования деформационного поведения конструкционных материалов в условиях ударно-волнового нагружения, конечной целью которых является установление зависимостей между результатами нагружения и их механическими свойствами, не теряют своей актуальности и активно развиваются [1–7]. Среди данных по физике ударных волн можно выделить теоретические работы, в которых вопросы взрывного обжатия шаров и оболочек рассматриваются с привлечением физико-математических моделей [5, 8], и экспериментальные работы, в которых процесс схлопывания непосредственно регистрируется методами импульсного многокадрового рентгенографирования или протонографирования [2, 4, 9]. Тем не менее косвенные данные о взаимосвязи между характеристиками ударно-волнового воздействия и особенностями

ми высокоскоростного деформирования металлов и сплавов можно получить, изучая эволюцию структурных превращений при динамических нагрузках. Такие исследования проведены при сферическом или квазисферическом обжатии шаровых оболочек с помощью детонации слоя взрывчатых веществ [10–13], а также при нагружении скользящими детонационными волнами цилиндрических оболочек разного диаметра [6, 14–16]. Известно, что ударная сжимаемость материала зависит от его прочностных свойств. Учитывая широкую палитру алюминиевых сплавов, среди них легко выбрать материалы, отличающиеся физико-механическими характеристиками, что позволяет использовать их в качестве удобных моделей для изучения особенностей деформирования материалов под действием сжимающих ударно-волновых нагрузок. Так, в работе [15] описаны особенности динамического деформирования цилиндрических оболочек из сплава АМг6 (предел прочности $\sigma_b = 340$ МПа, предел текучести $\sigma_T = 170$ МПа, относительное удлинение $\delta = 20$ %) в зависимости от интенсивности нагружения. На основании результатов

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства образования и науки РФ по теме «Структура» (№ АААА-А18-118020190116-6).

© Коваль А. В., Ширинкина И. Г., Петрова А. Н.,
Бродова И. Г., Смирнов Е. Б., Шорохов Е. В., 2019.

исследования эволюции макро- и микроструктуры оболочек в процессе схождения показано влияние интенсивности детонационной волны на реологию деформационного поведения сплава АМг6.

Целью данной работы является изучение влияния структуры и статических механических свойств оболочек из алюминиевых сплавов отличного от АМг6 химического состава на характер их схождения при одинаковых условиях нагружения.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве материалов исследования выбраны цилиндрические полые оболочки, выточенные из прутков промышленных алюминиевых сплавов АМц (система Al—Mn) и Д16 (система Al—Cu—Mg).

В состоянии поставки прутки Д16, использованный для изготовления полых оболочки, имеет твердость по Бринеллю $HV = 68$, что по литературным данным соответствует отожженному состоянию после горячей деформации [17]. Полосовая структура прутка состоит из рекристаллизованных зерен среднего размера $3 \div 5$ мкм. По данным рентгеноструктурного и рентгеноспектрального анализов, наряду с матрицей, представляющей собой твердый раствор меди и магния в алюминии, в структуре присутствуют алюминиды $Al_4(Fe, Mn, Cu, Si)$ и более дисперсная упрочняющая фаза Al_2MgCu , которая в процессе отжига коагулирует и приобретает округлую форму. Исходный прутки из сплава АМц твердостью $HV = 38$ получен холодной деформацией с последующим неполным рекристаллизованным отжигом. Смешанная полосовая структура прутка состоит из полигонизованных и рекристаллизованных зерен твердого раствора на основе Al. Кроме того, наблюдаются единичные крупные интерметаллиды ликвационной природы состава $(FeMn)_3SiAl_{15}$, а также мелкие и равномерно распределенные интерметаллиды $Al_6(FeMn)$, образовавшиеся в процессе распада пересыщенного твердого раствора Al [18].

Исходные механические свойства прутков (пределы прочности σ_B и текучести σ_T , относительные удлинение δ и сужение φ) оценивали путем сравнения структуры и измеренных значений твердости с соответствующими данными из [19], представленными в табл. 1.

Таблица 1
Механические свойства оболочек в состоянии поставки

Материал оболочки	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %	φ , %
АМц	130	50	20	70
Д16	210	110	18	55

Из табл. 1 видно, что сплав Д16, благодаря легированной медью и магнием матрице, является более прочным. Пластические свойства этих материалов можно сравнить, сопоставляя такие характеристики, как относительное удлинение и относительное сужение, что указывает на большую пластичность сплава АМц.

Геометрические размеры оболочек: внешний диаметр 24 мм, внутренний диаметр 20 мм, длина 170 мм. Ось оболочки совпадала с направлением прокатки прутков.

Для взрывного нагружения исследуемых образцов использовалась экспериментальная сборка, изображенная на рис. 1. Нагружение оболочки 5, состоящей из двух частей, осу-

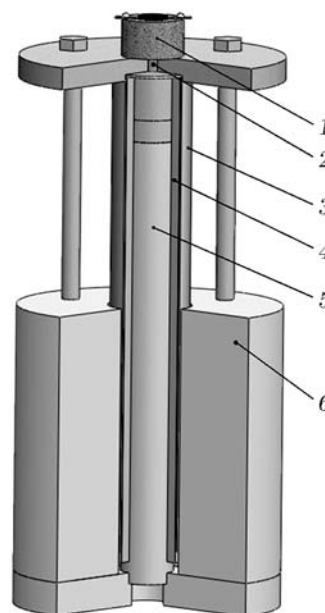


Рис. 1. Схема экспериментального узла:

1 — электродетонатор, 2 — система кольцевого инициирования из ВВ, 3 — пластическое ВВ толщиной $h = 1$ мм, 4 — слой из конденсаторной бумаги, $h = 5$ мм, 5 — составная цилиндрическая оболочка, $h = 2$ мм, 6 — стальной корпус, $h = 50$ мм

Таблица 2
Геометрические размеры
и условия нагружения оболочек

Номер оболочки	Материал	Номер опыта	$\frac{d_{\text{внеш}}}{d_{\text{внутр}}}$, мм	$h_{\text{ВВ}}$, мм	Δ , %
1	Д16	1	24/20	1	*
2	Д16	2	24/20	1	40
3	АМц	1	24/20	1	42
4	АМц	2	24/20	1	45

*Образец получен в виде осколков (радиус сохраненной оболочки не определялся).

шестивалось при скользящей детонации пластического ВВ толщиной $h = 1$ мм. Скорость детонации 7.8 км/с. Корпус 6 устанавливался для увеличения длительности импульса ударной волны. По всей длине составной оболочки между ней и ВВ располагался слой из конденсаторной бумаги 4 толщиной $h = 5$ мм.

Сравнительные структурные исследования сохраненных оболочек выполнены на поперечных и продольных образцах, вырезанных из разных частей оболочки (опыт 1 без корпуса и опыт 2 с корпусом). Обозначение оболочек и параметры эксперимента указаны в табл. 2.

Остаточная деформация сжатия оболочки Δ определялась по изменению наружного радиуса внешней границы до и после эксперимента сохраненной оболочки по формуле

$$\Delta = (1 - r/R) \cdot 100 \%,$$

где r — радиус внешней границы оболочки после опыта, R — радиус внешней границы оболочки до опыта. Внешний радиус оболочки r вычислялся из соотношения $r = \sqrt{S/\pi}$, где S — площадь сечения оболочки после опыта, определенная по оцифрованному снимку.

Металлографические исследования проведены на световом оптическом микроскопе Neophot-32. Эволюция тонкой структуры изучена с помощью сканирующего электронного микроскопа Quanta-200 и просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEM-200СХ.

Микротвердость по Виккерсу HV измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке $0.2 \div 0.5$ Н (погрешность не превышала 5 %).

РЕЗУЛЬТАТЫ

Оболочка из сплава Д16

Внешний вид оболочек 1 и 2 показан на рис. 2, а, б. На рисунке отчетливо виден разный отклик материала на ударно-волновое воздействие. Полосы на наружной поверхности оболочки 2 являются следствием гидродинамических неустойчивостей, возникающих в материале при ударно-волновом нагружении (рис. 2, б). Вдоль этих полос в оболочке 1 образуются каверны и трещины, нарушающие ее целостность (рис. 2, а). Отличия в характере и полноте схождения оболочек из сплава Д16 более информативно проявляются на поперечных сечениях образцов (рис. 2, в, г). При данной интенсивности взрывного нагружения происходит практически полное схождение оболочек 1 и 2 к оси симметрии, но в оболочке 1 образовались множественные отколы и она распалась на несколько фрагментов (рис. 2, в), а в оболочке 2 образовалась центральная полость, от которой радиально отходят трещины (рис. 2, г).

На продольном сечении оболочки 2 видно, что размер центральной полости изменяется по длине оболочки от 4 до 1.7 мм, что указывает на возникновение неустойчивости схождения в осевом направлении (рис. 3). Полость имеет коническую форму, сужающуюся к концу оболочки, вдоль центральной полости наблюдаются трещины.

По травлению макроструктуры в данном сечении выявлено две зоны (см. рис. 3). Поверхностная зона I шириной $3 \div 4$ мм состоит из полосовой структуры с участками вихревого течения (верхняя вставка на рис. 3). На рис. 4, а показан светлопольный ПЭМ-снимок такой сильно деформированной полосовой структуры, на фрагменте которой видны плотные клубки дислокаций. На темнопольном изображении выявляется муаровый контраст, часто формирующийся при ПЭМ-исследовании сплавов в сильно деформированном состоянии, вероятной причиной возникновения которого служат сильные искажения кристаллической решетки отдельных частей фрагмента (рис. 4, б). Зона II шириной $1.5 \div 3.0$ мм, повторяющая контур центральной полости, имеет дендритное строение (нижняя вставка на рис. 3), а в слое (≈ 100 мкм), прилегающем к центральной полости, много пор неправильной формы. Такие характеристики структуры свидетельствуют о существенном повыше-

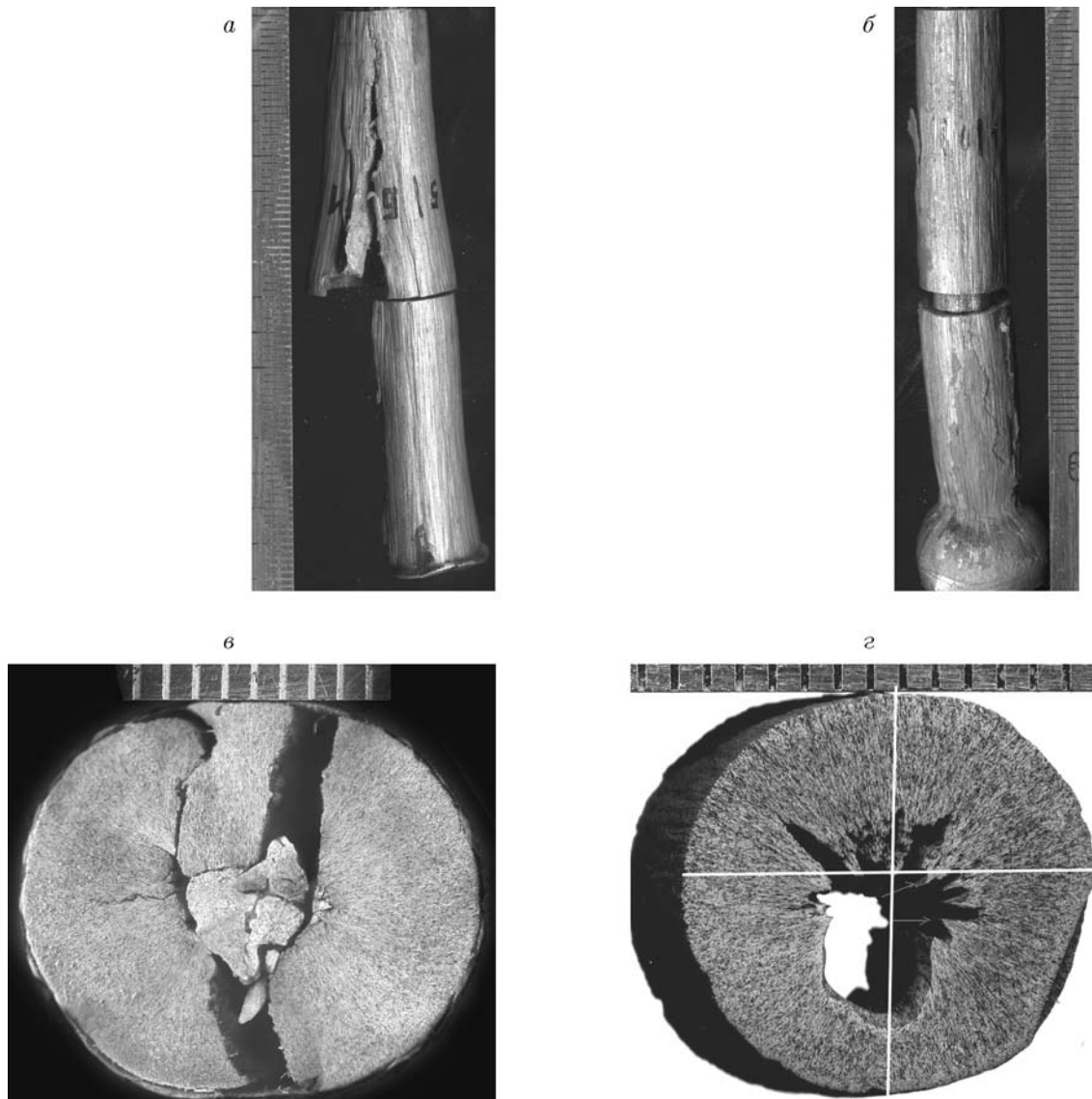


Рис. 2. Внешний вид (*a, б*) и поперечные сечения (*в, г*) оболочек из сплава Д16 после ударно-волнового нагружения:

a, в — оболочка 1 (нагружение без наружного корпуса); *б, г* — оболочка 2 (нагружение с наружным корпусом)

нии остаточной температуры и давления ($T > 660 \text{ }^\circ\text{C}$) в центре оболочки.

В отличие от оболочки 2, вдоль оси оболочки 1 зона плавления и последующей кристаллизации отсутствует, а весь объем занят деформированной структурой, аналогичной структуре зоны I в оболочке 1.

Эффекты взаимодействия ударных волн с волнами разгрузки приводят к формированию локализованной деформации разной формы, что отчетливо проявилось при исследовании микроструктуры поперечных сечений.

На рис. 5,*a* показана зигзагообразная, частично залеченная трещина, вокруг которой формируются участки плавления, а также сегменты треугольной формы (показано стрелкой), от углов которых отходят залеченные микротрещины. Последние могут служить иллюстрацией откольного механизма локализации деформации и свидетельствуют о потере устойчивости ударной волны и возникновении на ее фронте возмущений, представляющих собой тройную ударную конфигурацию [20–22]. Доказательством существования зон локализован-

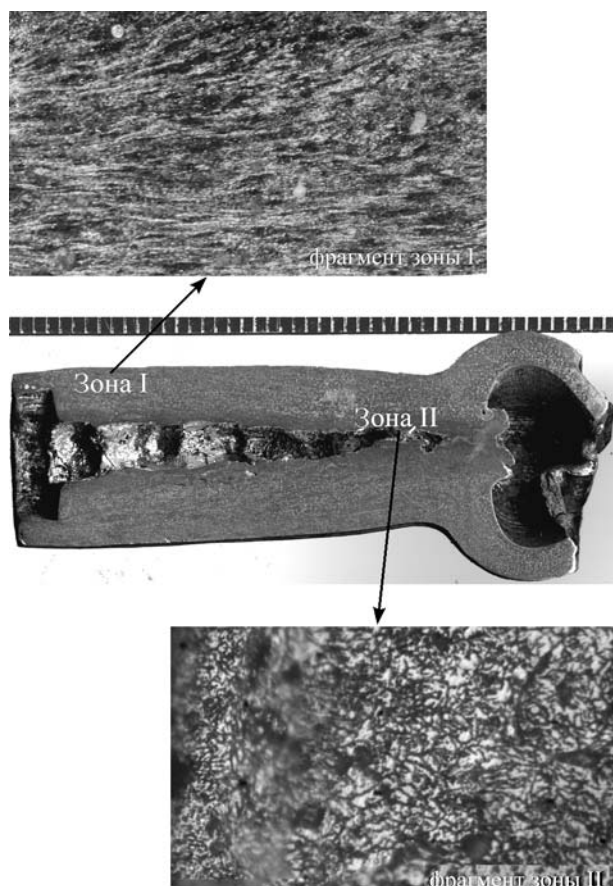


Рис. 3. Структура оболочки 2 (сплав Д16) в продольном сечении

ной деформации с повышенной температурой служат обнаруженные при ПЭМ-исследовании следы структурного превращения. Рис. 5,б демонстрирует формирование мелких (<100 нм) бездефектных зерен на границе двух волокон деформированного происхождения, которые являются зародышами динамической рекристаллизации.

Таким образом, анализируя и сопоставляя структурные превращения, происходящие при сжатии оболочек из сплава Д16, можно заключить, что увеличение длительности импульса нагрузки за счет стального корпуса приводит к кумуляции энергии в центре оболочки, которое сопровождается резким повышением температуры и давления и вызывает плавление с последующей кристаллизацией расплава. Неустойчивости сжатия по радиусу и вдоль оси оболочки проявляются в появлении локальных зон, которые отличаются от основной массы материала температурой и степенью деформации и имеют разную структуру и дефектность.

Отмеченные выше структурные особенности закономерно отражаются на характеристиках твердости материала. Упрочнение материала исследовалось при высокоскоростной деформации в условиях инерционного сжатия оболочки. Экспериментальные данные, полученные осреднением значений микротвердости Al-матрицы, измеренной по взаимно пер-

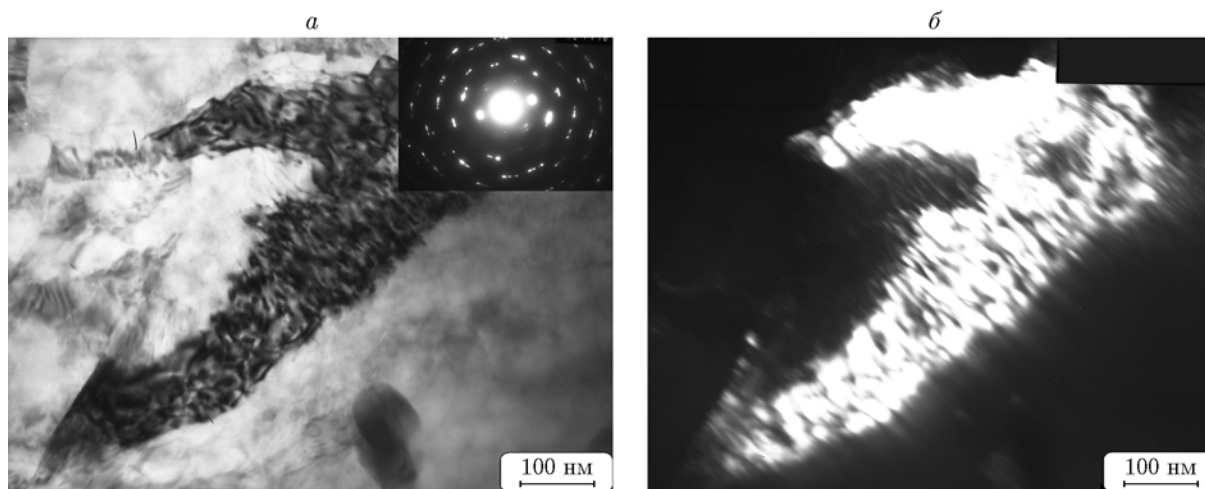


Рис. 4. Тонкая структура (ПЭМ) деформированных фрагментов в оболочке 2 (сплав Д16): *а* — светлопольное изображение, *б* — темнопольное изображение в рефлексах Al

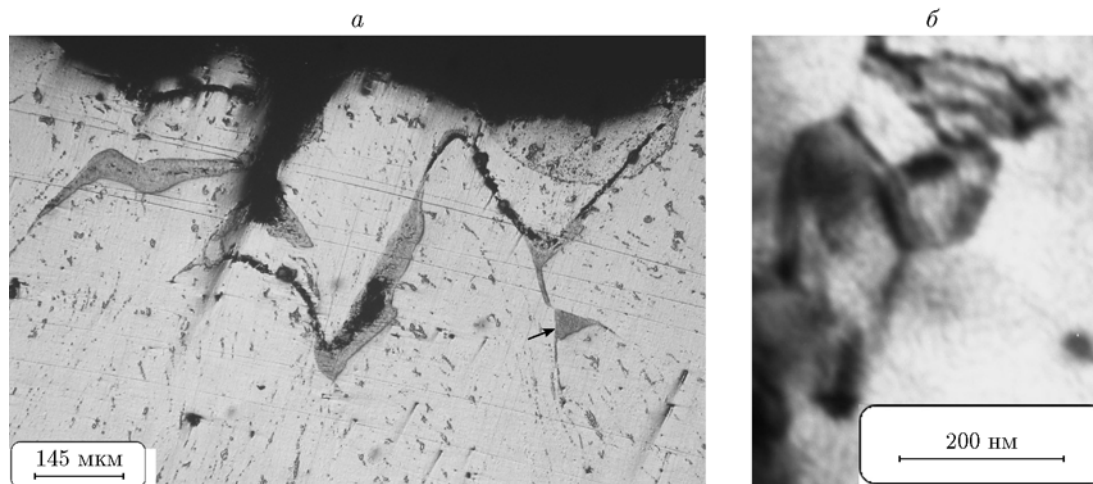


Рис. 5. Зоны локализованной деформации (а) и рекристаллизованные зерна (ПЭМ) (б) в оболочке 1 (сплав Д16)

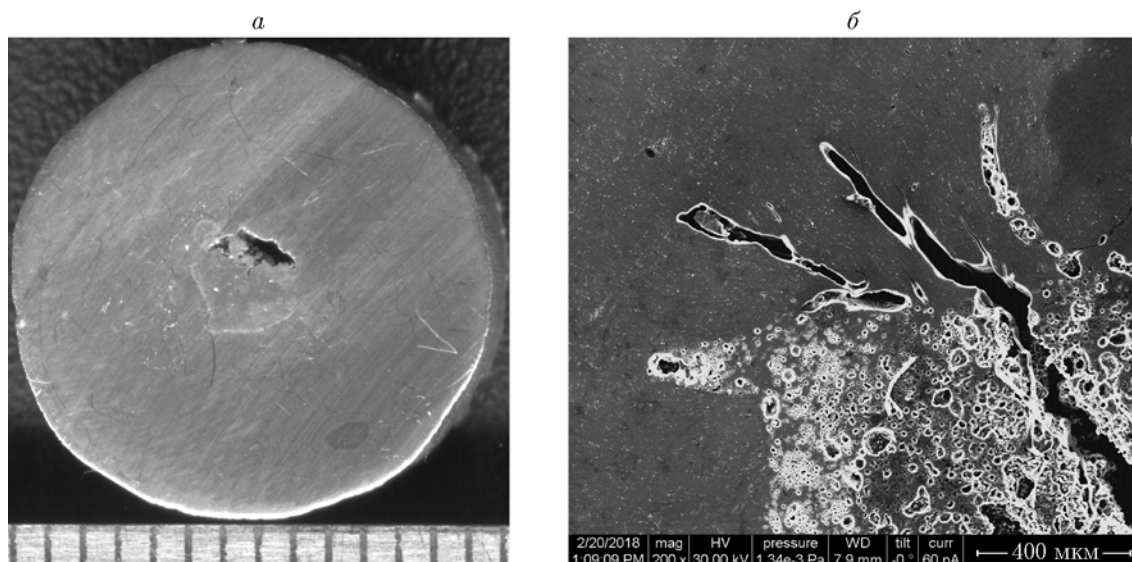


Рис. 6. Поперечное сечение (а), зона дефектной литой структуры (б) оболочки 3 (сплав АМц)

пендикулярным радиальным направлениям на поперечном сечении оболочки 1, показали, что все значения HV укладываются в интервал $850 \div 1025$ МПа, что на $110 \div 285$ МПа выше исходного значения. Такая же тенденция изменения HV отмечалась ранее для сохраненных полых оболочек из сплава АМг6 после аналогичного ударно-волнового нагружения [15]. Микротвердость оболочки 2 в зоне деформированной структуры (зона I на рис. 3) также высокая, $HV = 950 \div 1025$ МПа, а в зоне литой структуры (зона II на рис. 3) понижена до значений репера $HV = 750 \div 800$ МПа.

Известно, что в процессе интенсивной пластической деформации в сплавах системы Al—Mg—Mn могут происходить фазовые превращения [23]. В частности, при кручении в наковальнях Бриджмена при $e > 4.2$ в зависимости от предварительной термической обработки наблюдали процессы деформационного растворения упрочняющих фаз и/или процессы деформационного старения. Несмотря на то, что при схлопывании цилиндрической оболочки достигаемая истинная деформация значительно ниже $e = 0.54 \div 0.73$, толчком для фазовых превращений могла послужить высокая скорость

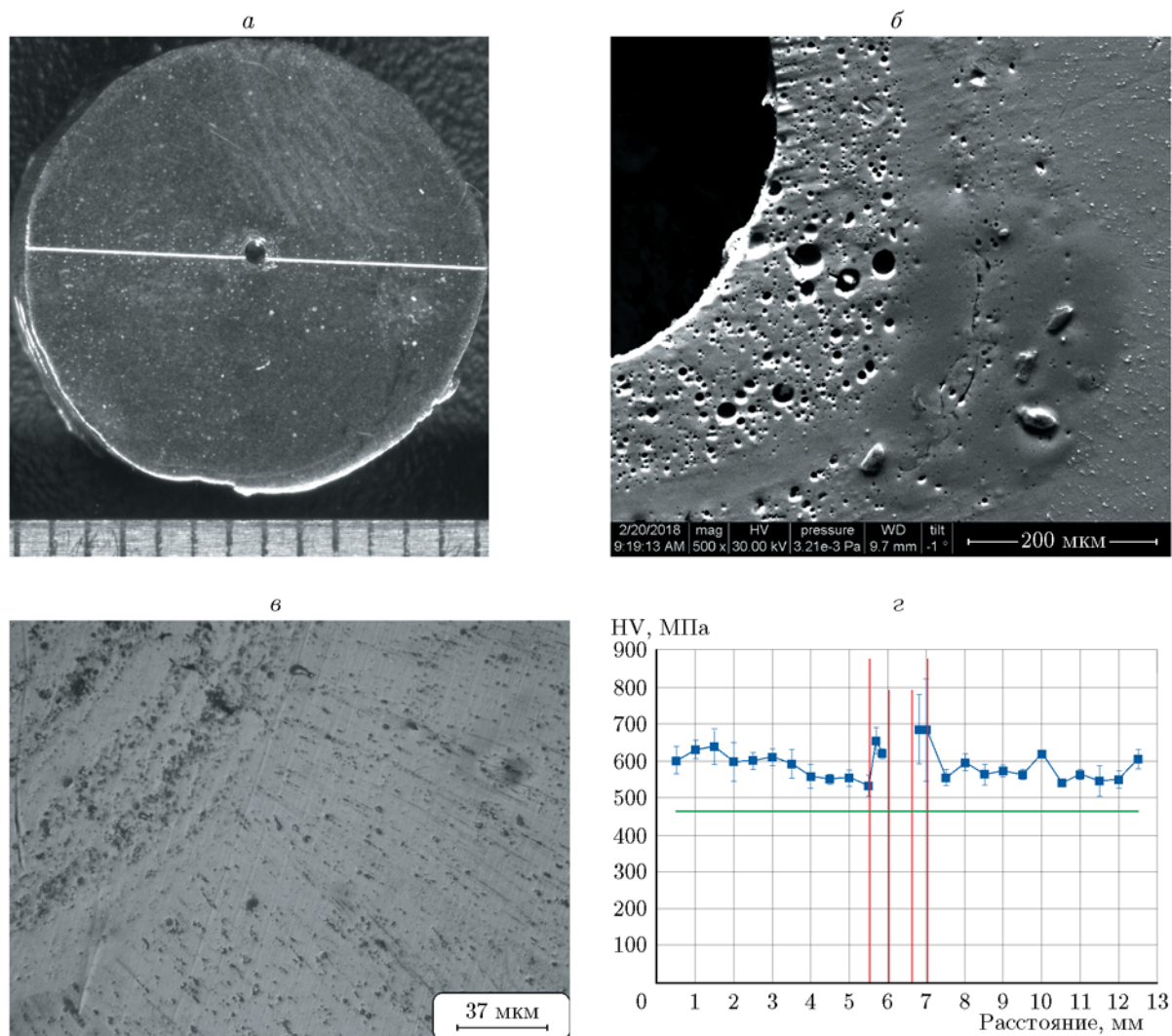


Рис. 7. Поперечное сечение (а), зона литой (б) и деформированной (в) структур и изменения микротвердости вдоль диаметра оболочки 4 (сплав АМц) (г)

деформации. Для определения фазового состава сплава Д16 после ударно-волнового нагружения были сняты дифрактограммы образца. Согласно расчетам помимо твердого раствора алюминия в материале присутствуют интерметаллиды Al_2CuMg и сложные тройные и четвертные алюминиды с Fe, Cu, Si (типа $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_2\text{Si}_6$, $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$), т. е. в процессе схождения оболочки фазовые превращения в сплаве Д16 не происходят, и фазовый состав оболочки полностью идентичен составу репера.

Оболочка из сплава АМц

На поперечных сечениях оболочек 3 и 4 (рис. 6, а, 7, а) видно, что при обоих режимах нагружения полученной от взрывчатого веще-

ства энергии хватило для полного схлопывания оболочек в цилиндры. Тем не менее при сравнении форм и размеров центральных областей двух оболочек, обнаруживается отличие в характере схождения. В оболочке 3 края центральной полости неровные, вокруг нее много пор и радиальных, частично залеченных трещин (рис. 6, б). Кроме того, наблюдается явление массопереноса — «выбросы» материала к наружной поверхности оболочки. Характер «пористой» структуры зоны, окружающей центральную полость, свидетельствует о плавлении и кипении материала, такую же структуру имеют и залеченные трещины. Наружная зона оболочки 3 сходилась достаточно равномерно, деформация осуществлялась в радиальном

направлении, ближе к центру около трещин возникли полосы локализованной деформации с вихревым течением материала. Все эти структурные особенности позволяют сделать вывод, что в процессе схождения оболочки 3 наблюдался эффект кумуляции с последующим формированием центральной зоны с литой структурой.

Увеличение длительности импульса ударной волны способствовало более равномерному сжатию всего объема оболочки 4 по радиусу к центру и повысило ее остаточную деформацию сжатия с 42 до 45 %. Наружные и внутренние слои оболочки сохранили правильную геометрическую форму (рис. 7,а). Края центральной полости ровные, ее диаметр 0,9 мм, вокруг центральной полости выявляется зона шириной $300 \div 400$ мкм другой травимости, состоящая из концентрически расположенных полос «пористой» структуры (рис. 7,б). Обращает на себя внимание правильная круглая форма пор, размеры которых изменяются от десятков до единиц микрометров. Такая «геометрия» центральной зоны, вероятно, свидетельствует об отсутствии откольных явлений при полном сжатию оболочки. Образование кольцевой зоны, в которой наблюдаются следы плавления и последующей кристаллизации расплава, связано с повышением температуры и давления вследствие эффекта кумуляции.

Основной объем оболочки занят равномерно деформированной структурой без явных признаков локализации деформации. Радиальное течение материала в процессе высокоскоростной деформации наглядно демонстрируется строчечным расположением дисперсных алюминидов магния, экранирующих границы зерен (рис. 7,в).

На рис. 7,г представлено изменение микротвердости Al-матрицы по сечению оболочки 4, которое также подтверждает достаточно равномерный характер деформации материала во время ударно-волнового воздействия. Микротвердость в зоне деформированной структуры не меняется и на $110 \div 150$ МПа превышает микротвердость репера, а в центральной кольцевой зоне выше еще на $75 \div 100$ МПа. Можно предположить, что причиной повышения твердости центральных слоев оболочки является изменение фазового состава сплава из-за высоких температур и давления, возникающих в процессе схождения.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методами световой оптики, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии изучена эволюция структуры цилиндрических оболочек из сплавов АМц и Д16, нагруженных методом скользящей детонации по двум режимам, которые отличались длительностью импульса ударной волны, регулируемого особенностями конструкции экспериментального узла.

Показано, что изменение условий взрывного нагружения при одинаковой геометрии и химическом составе оболочек приводит к различным сценариям их схождения. В частности, при сжатию оболочек из сплава Д16 установлено, что данный материал очень чувствителен к изменению параметров нагружения. Так, при сжатию оболочки под действием скользящей детонации в экспериментальном узле без корпуса (опыт 1) четко проявляются процессы хрупкого разрушения, образуется большое количество пор, трещин, зон локализованной деформации. В случае использования корпуса вокруг заряда взрывчатого вещества, предохраняющего разлет продуктов взрыва (опыт 2), условия схождения оболочки меняются. Так, в осевом направлении выявлена узкая центральная полость, вокруг которой формируется зона литой структуры, свидетельствующая о резком повышении температуры в центре цилиндра. Следовательно, при такой схеме нагружения (с корпусом вокруг заряда) наблюдаются схлопывание оболочки, эффекты кумуляции и плавления.

Кроме того, обнаружена зависимость полноты схождения и чередования структурных зон под воздействием инерционного высокоскоростного сжатия от состава сплавов, отличающихся механическими свойствами, в частности запасом пластичности. Так, при одних и тех же условиях нагружения (опыт 1) в оболочке из сплава Д16 формируются множественные отколы и она распадается на фрагменты, а более пластичная оболочка из сплава АМц сохраняет свою форму.

Таким образом, меняя состав сплава и величину импульса ударной волны, можно получить несколько сценариев схождения оболочек: — полное и устойчивое схождение оболочки — сплав АМц, опыт 2; — неустойчивое схождение оболочки с образованием центральной полости — сплав АМц, опыт 1 и сплав Д16, опыт 2;

— образование множественных отколов после схождения оболочки — сплав Д16, опыт 1.

Эти результаты наглядно доказывают взаимосвязь механических характеристик сплавов Д16 и АМц, указанных в табл. 1, с поведением оболочек под действием ударно-волновых нагрузок. Кроме того, причиной недостаточного сопротивления хрупкому разрушению могут служить различные фазы интерметаллидной природы, которые присутствуют в сплавах. Обнаружено, что в результате высокоскоростной деформации материал оболочки упрочняется, но его микротвердость повышается не более чем на $250 \div 285$ МПа. Вероятно, незначительный рост микротвердости относительно репера отражает конкуренцию двух процессов — упрочнения под действием высокоскоростной деформации и разупрочнения за счет разогрева оболочки при инерционном схождении. Кроме того, на характеристики структуры и величину микротвердости могут влиять процессы перераспределения тепла по сечению оболочки после ее схождения. Учитывая высокую теплопроводность алюминиевого сплава, выравнивание температуры по сечению должно осуществляться достаточно быстро, что может быть причиной незначительного изменения структурных и прочностных характеристик по сечению оболочки.

Электронно-микроскопические исследования выполнены в отделе электронной микроскопии ЦКП ИФМ УрО РАН «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов».

Авторы выражают благодарность Т. И. Яблонских и В. В. Астафьеву за помощь в проведении металлографических исследований.

ЛИТЕРАТУРА

- Канель Г. И., Разоренов С. В., Уткин А. В., Фортгов В. Е. Ударно-волновые явления в конденсированных средах. — М.: Янус-К, 1996.
- Матюшкин Н. И., Тришин Ю. А. О некоторых эффектах, возникающих при взрывном обжатии вязкой цилиндрической оболочки // ПМТФ. — 1978. — № 3. — С. 99–112.
- Аринин В. А., Бурцев В. В., Михайлов А. Л., Подурец А. М., Руднев А. В., Сырунин М. А., Терешкина И. А., Ткаченко Б. И., Трунин И. Р., Цой А. П., Шиберин И. В. Экспериментально-расчетное исследование квазисферического обжатия медной ампулы при нагружении ее детонацией слоя пластического ВВ // Физика горения и взрыва. — 2015. — Т. 51, № 5. — С. 112–120.
- Козлов Е. А., Бричиков С. А., Боярников С. А. и др. Особенности динамики схождения стальных оболочек при их взрывном нагружении по результатам лазерно-интерферометрических измерений // Физика металлов и металловедение. — 2011. — Т. 112, № 4. — С. 412–428.
- Аношин М. А., Габзетдинова Л. Я., Козлов Е. А. и др. Численное моделирование процессов разрушения в экспериментах с обжимаемыми оболочками // Деформация и разрушение материалов. — 2011. — № 3. — С. 23–27.
- Огородников В. А., Иванов А. Г., Мишуков В. В., Григорьев В. А., Садовой А. А., Янилкин Ю. В., Стадник А. Л., Минеев В. Н. Импульсное схлопывание стальных цилиндрических оболочек, заполненных жидкостью или газом // Физика горения и взрыва. — 1997. — Т. 33, № 1. — С. 122–130.
- Глазков В. С., Игнатова О. Н., Малышев А. Н. и др. Метод исследования особенностей высокоскоростного деформирования металлов на микро- и мезомасштабных уровнях // Физ. мезомеханика. — 2010. — Т. 13, вып. 3. — С. 61–68.
- Ноткина Е. А., Чижов А. В., Шмидт А. А. Моделирование разрушения упруго-пластических материалов, допускающих фазовый переход // Письма в ЖТФ. — 1998. — Т. 24, № 18. — С. 91–95.
- Аринин В. А., Бурцев В. В., Домничев В. В., Замотаев Д. Н., Земляникин А. В., Кардапольцев С. А., Медведев А. Б., Михайлов А. Л., Орлов В. Д., Руднев А. В., Согрин С. Ю., Сырунин М. А., Терешкина И. А., Ткаченко Б. И., Трунин И. Р., Филяев В. Н., Цой А. П., Шиберин И. В. Исследование динамики развития полости в сплошном алюминиевом шаре при его квазисферическом взрывном нагружении // XIII Харитоновские тематические научные чтения: тр. междунар. конф. — Саров: РФЯЦ-ВНИИЭФ, 2011. — С. 636–642.
- Глушак Б. Л., Новиков С. А., Сеницына Л. М., Юкина Н. А. Особенности деформирования металлических шаров квазисферическими ударными волнами // Альтернативная энергетика и экология. — 2005. — № 6 (26). — С. 30–32.
- Козлов Е. А., Бродова И. Г., Башлыков Д. В., Яблонских Т. И., Абакшин Е. В. Структура, фазовый состав и свойства перспективных Al сплавов с Ti и Zr после их высокоскоростного деформирования в твердом и жидком состояниях // Физика металлов и металловедение. — 1999. — Т. 87, № 3. — С. 34–45.

12. Козлов Е. А., Коваленко Г. В., Литвинов Б. В., Уваров А. И., Теплов В. А. Особенности деформации и разрушения аустенитной стали 60ХЗГ8Н8Ф в сферических волнах напряжений // Докл. АН. — 1998. — Т. 358, № 2. — С. 189–192.
13. Хомская И. В., Зельдович В. И., Литвинов Б. В., Пурыгин Н. П. Эффекты локализации деформации в сплавах на основе меди, титана и железа при нагружении сходящимися ударными волнами // Физика металлов и металловедение. — 2004. — Т. 98, № 4. — С. 88–95.
14. Зельдович В. И., Фролова Н. Ю., Хейфец А. Э., Долгих С. М., Гаан К. В., Шорохов Е. В. Деформационно-температурные процессы, происходящие при схлопывании толстой цилиндрической оболочки из стали 20 // Физика металлов и металловедение. — 2015. — Т. 116, № 3. — С. 300–308.
15. Бродова И. Г., Смирнов Е. Б., Ширинкина И. Г., Астафьев В. В., Яблонских Т. И., Коваль А. В., Дегтярев А. А., Шорохов Е. В. Изменение структуры и свойств цилиндрических оболочек из сплава АМг6 при нагружении скользящими детонационными волнами // Деформация и разрушение материалов. — 2018. — № 1. — С. 17–22.
16. Тришин Ю. А. Влияние процесса диссипации энергии на характер кумулятивного течения // ПМТФ. — 2000. — Т. 41, № 4. — С. 3–11.
17. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. — М.: Металлургия, 1979.
18. **Алюминий**: свойства и физическое металловедение: справ. изд.: пер. с англ. / под ред. Дж. Е. Хэтча. — М.: Металлургия, 1989.
19. Мальцев М. В., Барсукова Т. А., Борин Ф. А. Металлография цветных металлов и сплавов. — М.: Гос. науч.-техн. изд-во лит. по черной и цв. металлургии, 1960.
20. Забабахин Е. И., Забабахин И. Е. Явления неограниченной кумуляции. — М.: Наука, 1988.
21. Бондарь М. П., Мержиевский Л. А. Эволюция микроструктуры металла и условия локализации деформаций при высокоскоростном нагружении // Физика горения и взрыва. — 2006. — Т. 42, № 3. — С. 121–131.
22. Беликова А. Ф., Буравова С. Н., Гордополов Ю. А. Локализация деформации и связь ее с деформированным состоянием материала // Журн. техн. физики. — 2013. — Т. 83, вып. 2. — С. 153–155.
23. Петрова А. Н., Радзишевска Х., Качмарек Л., Клих М., Бродова И. Г., Стеглинский М. Влияние мегапластической деформации на структуру и твердость Al—Cu—Mg сплава после старения // Физика металлов и металловедение. — 2016. — Т. 117, № 12. — С. 1288–1295.

Поступила в редакцию 16.11.2018.

После доработки 19.12.2018.

Принята к публикации 20.02.2019.