

СТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ И СЦЕНАРИЙ СХОЖДЕНИЯ ОБОЛОЧКИ ИЗ МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg–Zn–Zr

© 2024 г. И. Г. Ширинкина^{а,*}, И. Г. Бродова^а, В. В. Астафьев^а,
С. М. Долгих^б, К. В. Гаан^б, В. В. Новоселов^б

^аИнститут физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

^бФГУП «РФЯЦ–ВНИИТФ им. академ. Е.И. Забабахина», ул. Васильева, 13,

а/я 245, Снежинск, Челябинская обл., 456770 Россия

*e-mail: shirinkina@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 27.03.2024 г.

После доработки 17.04.2024 г.

Принята к публикации 05.05.2024 г.

Рассмотрено деформационное поведение цилиндрической оболочки из промышленного деформируемого магниевого сплава МА-14 (Mg 93 – Zn 5–6 – Zr 0.3–0.9 в мас. %), нагруженной методом скользящей детонации равномерно расположенного на наружной поверхности оболочки накладного взрывчатого вещества. Проанализирован сценарий схождения оболочки из магниевого сплава на основании рентгенографических данных. Методами оптической и сканирующей электронной микроскопии изучена эволюция структуры при высокоскоростной деформации. Измерена твердость вдоль радиуса и по длине оболочки.

Ключевые слова: магниевый сплав, оболочки, ударная волна, сканирующая электронная микроскопия, микротвердость, упрочнение, рентгенографирование

DOI: 10.31857/S0015323024080153 EDN: JVKFFG

ВВЕДЕНИЕ

Магниевого сплавы — это наиболее легкие металлические материалы, которые могут успешно конкурировать со сплавами на основе алюминия, а также имеют ряд преимуществ перед неметаллическими композиционными материалами. Поэтому для авиационной и космической отраслей магниевого сплавы являются перспективными материалами. Деформируемый сплав МА-14 является базовым для сплавов системы Mg–Zn–Zr и широко применяется в конструкциях отечественных летательных аппаратов [1–8].

Основными факторами, определяющими комплекс механических свойств магниевых сплавов, являются размеры зерен и субзерен, а также морфология, размеры и характер распределения интерметаллидных частиц первичных и вторичных фаз. Сплавы с мелкозернистой структурой (с размером зерна менее 10 мкм) и равномерно распределенными частицами вторых фаз, могут быть получены интенсивной пластической деформацией (ИПД) [9–15]. Для массивных заготовок наиболее просто и эффек-

тивно применяется всесторонняя изотермическая ковка [16]. Анализ структуры магниевого сплава МА-14 после всесторонней изотермической ковки (с суммарной величиной деформации $\epsilon \sim 7.2$) при температуре выше 300°C, соответствующей однофазной области на диаграмме состояния, показал, что такая обработка позволяет сформировать в массивной заготовке мелкозернистую структуру с размером зерна ~ 7.0 мкм, долей высокоугловых границ до 90% и объемом рекристаллизованных зерен $\sim 80\%$ [17].

Успешные эксперименты по кручению под высоким давлением магния при комнатной температуре описаны в работах [9, 10]. Недостатком этого метода является невозможность его использования для деформации объемных образцов.

В работах [11–15] авторы использовали метод поперечного выдавливания для деформации магния и показали, что магниевые пластины, полученные в результате реализации данного метода, могут быть прокатаны при комнатной температуре до фольг различной толщины.

В работах [18–22] в результате фазового и микроструктурного анализа установлено, что

в структуре сплава помимо магниевого твердого раствора наблюдаются интерметаллиды разного состава: частицы первичной фазы Zr_3Zn_2 , частицы, входящие в состав псевдоэвтектики, Mg_2Zn_3 и частицы фазы Лавеса $ZrZn_2$. После гомогенизации сплава по границам зерен формируется сетка из высокодисперсных частиц фазы Лавеса $ZrZn_2$ и более крупных частиц псевдоэвтектики Mg_2Zn_3 . Первичная фаза Zr_3Zn_2 выделяется в виде крупных призматических частиц, располагаясь по границам и внутри зерен, но вследствие малого содержания не оказывает заметного влияния на механические свойства сплава [19, 20]. Горячая деформация не влияет на размер и форму частиц первичной фазы Zr_3Zn_2 . Высокодисперсные частицы фазы Лавеса в результате деформации и старения практически не претерпевают изменений и активно участвуют в упрочнении сплава. В местах скопления циркония и цинка фаза Лавеса $ZrZn_2$ выделяется в виде непрерывных цепочек, по которым образуются трещины [21, 22].

С учетом современных требований промышленности для расширения внедрения материалов на магниевой основе необходимо освоение новых эффективных технологий ИПД, например, с помощью ударных волн.

В работах [23, 24] подробно изучено влияние характеристик ударно-волнового воздействия на закономерности откольных явлений и высокоскоростной деформации оболочек из стали и меди.

Удобными модельными материалами для изучения особенностей деформирования под действием сжимающих ударно-волновых нагрузок являются алюминиевые сплавы [25–27]. В частности, на примере изучения эволюции структуры цилиндрических оболочек из сплавов АМц (Al–Mn) и Д16 (Al–Cu–Mg), нагруженных методом скользящей детонации, показана связь между длительностью импульса ударной волны и реологией схождения оболочек [25]. Обнаружена зависимость полноты схождения под действием инерционного высокоскоростного сжатия и чередования сформировавшихся структурных зон от состава сплава и его механических свойств. Например, при одинаковых условиях нагружения в оболочке из сплава Д16 формируются множественные отколы, она не сохраняет свою форму и разлетается на фрагменты, а оболочка из сплава АМц равномерно схлопывается в цилиндр. В [26] рассмотрены условия формирования отколов в тонкостенной

оболочке из сплава АМг6 (Al–Mg), нагруженной методом скользящей детонации, в зависимости от интенсивности детонационной волны. Обнаружены морфологические и размерные отличия структурных составляющих в зонах откола. В [27] рассмотрено деформационное поведение толстостенных полых цилиндрических оболочек из сплава АМг6. Определены условия формирования откольных внутренних слоев. Проведено рентгенографирование динамики процессов деформирования оболочек в разные промежутки времени. Определены скорости движения наружных и внутренних слоев оболочек и скорости их деформации при разном количестве взрывчатого вещества (ВВ). Показано, что в процессе ударно-волнового сжатия происходит формирование дисперсной структуры сплавов с повышенным уровнем механических характеристик.

Учитывая перспективное использование магниевых сплавов в условиях экстремальных воздействий, становится актуальным изучение деформационного поведения этих материалов в условиях ударно-волновых нагрузок.

Цель данной работы – исследование закономерностей структурообразования в сплаве МА-14, нагруженном методом скользящей детонации, и изучение динамики схождения полых цилиндрической оболочки из этого сплава.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Цилиндрическую оболочку из промышленного деформируемого магниевого сплава МА-14 (химический состав сплава (мас.%) (Mg 93% – Zn 5–6% – Zr 0.3–0.9%) ГОСТ 14957–76) с внешним диаметром 130 мм, толщиной стенки 25 мм и длиной 350 мм нагружали методом скользящей детонации равномерно расположенного на наружной поверхности оболочки накладного ВВ толщиной 10 мм. Процесс схождения оболочки исследовали рентгеновской методикой на комплексе 2БИМ 234.300М. Регистрировали форму и положение летящей цилиндрической оболочки в два момента времени – $\tau_1 = 52$ мкс и $\tau_2 = 75$ мкс. Рентгенографирование сохранившегося образца проведено с помощью бетатрона МИБ 7.5.

Структурные исследования на поперечных сечениях оболочки выполнены с помощью светового микроскопа (ОМ) «Neophot-32». Исследования тонкой структуры и локальный микроанализ проводили на сканирующих электронных микроскопах (СЭМ) QUANTA-200 с пристав-

кой для энергодисперсионного анализа (EDS) и Tescan MIRA с приставкой для EBSD-анализа.

Вырезанные из оболочки образцы шлифовали на шлифовальной бумаге с различной зернистостью, от P80 до P2500. Далее проводили полировку на водном растворе окиси хрома и коллоидной кремниевой суспензии. Промывку образцов осуществляли этиловым спиртом. Для металлографического анализа образцы подвергали химическому травлению в 5%-ном спиртовом растворе HNO_3 , а для исследования тонкой структуры на сканирующем электронном микроскопе проводили электрополировку в 10%-ном спиртовом растворе HNO_3 .

Аттестацию свойств сохраненной после нагружения оболочки и исходного образца (прутка) проводили путем измерения микротвердости основы сплава (Mg-твёрдого раствора) на приборе «ПМТ-3» при нагрузке 0.2–0.5 Н (погрешность не превышала 5%).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Рентгенографические изображения оболочки в разные моменты времени взрывного экспе-

римента ($\tau_1=52$ мкс и $\tau_2=75$ мкс) показаны на рис. 1а–в. В результате обмера рентгенограмм получены экспериментальные данные о перемещении наружных и внутренних границ $R_{\text{нго}}$ и $R_{\text{вго}}$ оболочки относительно ее оси, охватывающие временной интервал $\Delta\tau = 23$ мкс. Значения $R_{\text{нго}}$ и $R_{\text{вго}}$ оболочки в моменты времени τ_1 и τ_2 приведены в таблице. На графике (рис. 1г) показаны изменения внутренних и наружных границ по длине оболочки (L) при $\tau_1=52$ мкс.

Если предположить, что оболочка по радиусу сходится симметрично, то, зная, как меняются значения $R_{\text{вго}}$ по мере ее схождения, можно посчитать истинную деформацию (e) на разных радиусах от наружной поверхности оболочки к ее центру (оси):

$$e = \ln(r_0 / R_{\text{вго}}),$$

где r_0 — начальный внутренний радиус.

Например, вблизи внутренней поверхности оболочки, на расстоянии 39.48 мм от оси, истинная радиальная деформация $e = 0.28$, а на расстоянии 0.11 мм от оси $e = 6.16$.

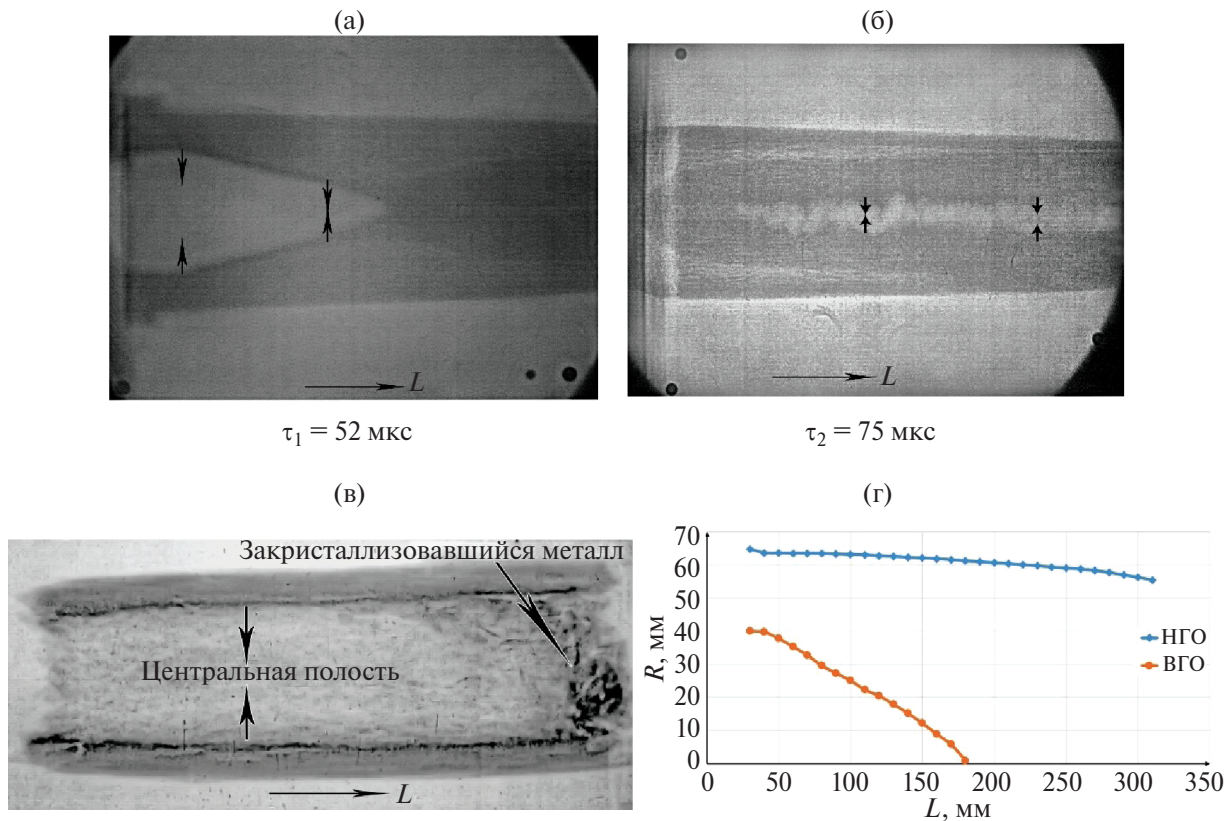


Рис. 1. Рентгенографическое изображение оболочки в разные моменты времени: (а) $\tau_1=52$ мкс; (б) $\tau_2=75$ мкс; (в) после опыта; (г) экспериментальные значения R для НГО и ВГО (при $\tau_1=52$ мкс).

Таблица 1. Положение наружных и внутренних границ относительно оси оболочки в разные моменты времени

Сечения по длине оболочки, мм	$\tau_1=52$ мкс		$\tau_2=75$ мкс		После опыта	
	$R_{\text{нго}}, \text{ мм}$	$R_{\text{вго}}, \text{ мм}$	$R_{\text{нго}}, \text{ мм}$	$R_{\text{вго}}, \text{ мм}$	$R_{\text{нго}}^*, \text{ мм}$	$R_{\text{вго}}^*, \text{ мм}$
40	63.16	39.48	58.86	—	52.80	34.45
180	58.75	0.11	55.68	—	—	—
260	58.70	0.11	53.20	—	56.58	37.75

Данные расчеты показали, что слои оболочки, расположенные на разном расстоянии от ее оси, претерпевают деформацию, отличающуюся больше, чем на порядок. На расстоянии 14.5 мм от оси оболочки $e=1$, т.е. все слои на $R_{\text{вго}} < 14.5$ мм подвергаются интенсивной пластической деформации. В момент времени τ_1 оболочка на длине $L=180$ мм схлопывается, а через 23 мкс разлетается, сохранив форму цилиндра.

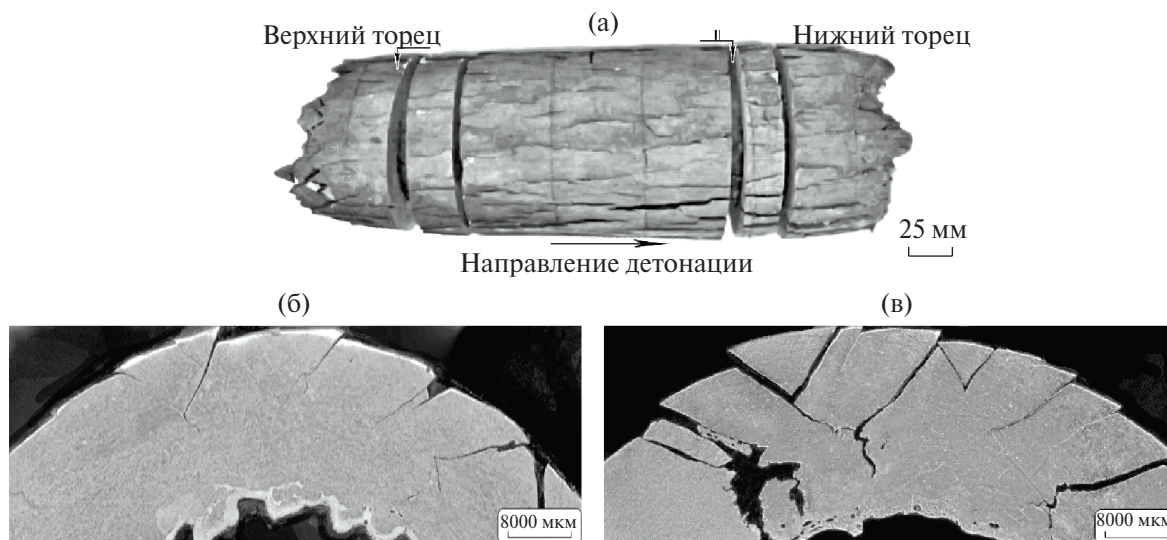
Итак, оценивая сценарий схождения оболочки по рентгеновским данным, можно предположить, что в момент выхода ударной волны на внутренней границе оболочки реализуется откольное расслоение внутреннего слоя, а после схождения откольный слой разлетается, образуя полость вокруг оси оболочки. Как показано по результатам структурных исследований, описанным далее, в процессе схлопывания внутренние слои оболочки претерпевают плавление. В результате массопереноса значительная часть расплава скапливается в нижнем торце оболочки и там кристаллизуется, при этом теряется $\sim 38\%$ массы оболочки, что соответствует толщине ~ 11 мм внутреннего слоя остановившейся оболочки. Сравнение отношения m/L до и после опыта (14.60 и 9.05 г/мм соответственно)

показывает потерю массы оболочки в процессе схождения. На рис. 1в показана рентгенограмма сохраненной оболочки, на которой четко видно центральную полость и зону закристаллизовавшегося металла в нижнем торце.

После опыта сохраненная оболочка была разрезана перпендикулярно оси на несколько частей. Структурные исследования выполнены на поперечных сечениях, расположенных у верхнего ($L=40$ мм) и у нижнего ($L=260$ мм) торцов оболочки, соответственно сечение I и сечение II (указаны стрелками на рис. 2а).

Чтобы оценить устойчивость и равномерность схождения и разлета оболочки вдоль оси были измерены наружные $R_{\text{нго}}^*$ и внутренние $R_{\text{вго}}^*$ границы сохраненной оболочки в сечениях I и II. Результаты измерений приведены в таблице. Из этих данных следует, что размеры сохраненной оболочки по длине меняются, причем к концу она становится шире, т.е. из-за неустойчивого течения материала в осевом направлении оболочка после схлопывания частично расходится.

На рис. 2а показаны внешняя поверхность сохраненной оболочки и расположение поперечных сечений I и II. Внешняя поверхность

**Рис. 2.** Внешний вид оболочки (а) и поперечные сечения I (б) и II (в).

оболочки шероховатая, с большим количеством сдвиговых полос и трещин, возрастающим на конечном этапе схождения. К концу оболочки дефектность растет, и часть трещин выходит на внутреннюю поверхность оболочки.

На рис. 2б, в сравнении показаны поперечные сечения I и II, на которых отчетливо видны поры, откольные трещины и сколы, образовавшиеся в результате взаимодействия ударных волн с волнами разгрузки и высокоскоростной деформации при инерционном схождении. Обращает на себя внимание присутствие фрагментов треугольной формы, ориентированных в основном по радиусу, количество которых больше в сечении II. Их образование происходит на стадии инерционного схождения. Появление таких зон локализованной деформации было отмечено ранее при схождении оболочек из сплавов АМгб и Д16 [25–27]. Кроме того, на рис. 2в можно видеть эффекты, связанные с действием ударных волн, а именно, цепочку микропор вдоль окружности, слияние которых может приводить к образованию микротрещин и формированию откола.

При изучении наружных и внутренних слоев сохраненной оболочки было рассмотрено изменение микроструктуры по радиусу и проведено сравнение со структурой исходного образца (прутка из сплава МА-14), из которого изготовлена оболочка.

На рис. 3а показана микроструктура прутка, состоящая из чередующихся участков крупных и мелких зерен, размер которых отличается на порядок (90 и 9 мкм соответственно). Такая бимодальная структура, которая получила название структуры типа “ожерелье”, типична для деформированных полуфабрикатов из Mg-сплавов. Ее формирование обусловлено неоднородным характером деформации, присущим материалам с ГПУ-решеткой, и неравномерному по объему протеканию процессов фрагментации и динамической рекристаллизации [7, 8]. Данные СЭМ и локальный рентгеноспектральный анализ показали, что помимо твердого раствора на основе магния в структуре находятся первичная интерметаллическая фаза Mg_2Zn_3 , размером 0.5–1 мкм, расположенная в основном по границам зерен (рис. 3б), а также единичные нано-

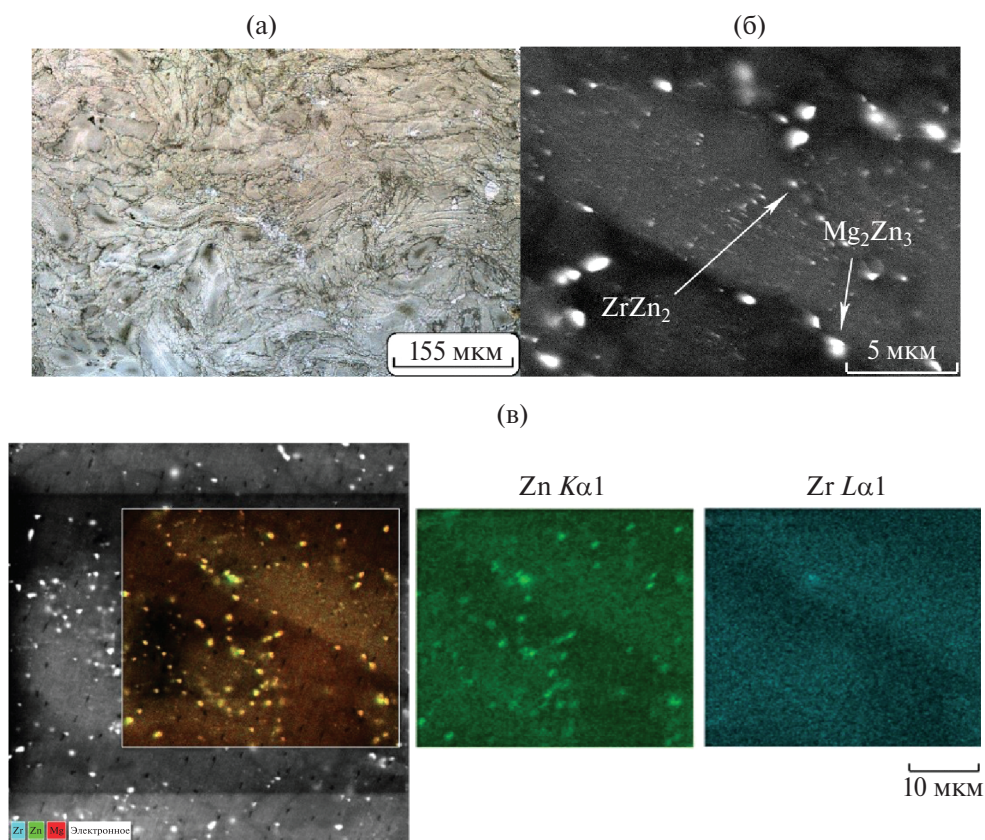


Рис. 3. Структура исходного образца из сплава МА-14: (а) зерна Mg-твердого раствора (ОМ); (б) интерметаллиды (СЭМ); (в) карта распределения элементов.

размерные интерметаллиды Zr и Zn (рис. 3в). Их форма и размер соответствуют фазе Лавеса $ZrZn_2$ [18].

Анализируя эволюцию микроструктуры по радиусу оболочки в разных сечениях, было установлено, что в направлении от наружной части оболочки к внутренней наблюдается чередование зон, отличающихся фазовым составом, морфологией и размерами структурных составляющих. Это две зоны деформированной структуры и зона литой структуры в центре оболочки. Первая зона деформированной структуры состоит из вытянутых вдоль радиуса разноразмерных зерен (рис. 4а), на фоне которых встречаются крупные разветвленные откольные трещины (рис. 4б). Вторая деформированная зона, расположенная ближе к центру оболочки, образована зернами веерной морфологии (рис. 4в). В этой зоне четко проявляются имеющие место при инерционном схождении эффекты локализации деформации в виде частично или полностью залеченных микротрещин (рис. 4г). Размеры деформированных зон составляют 11 и 17 мм для II и I сечений оболочки соответственно. Согласно данным оптической металлографии, в деформированной структуре оболочки сохраняются крупные зерна

размером ~ 100 мкм, а основной объем занимает более мелкая динамически рекристаллизованная структура. Детальное исследование морфологических и размерных особенностей микроструктуры были проведены методом СЭМ.

По данным EBSD-анализа, рекристаллизованная структура в сечениях I и II имеет некоторое различие. Наиболее типичные структуры в сечениях I и II показаны на рис. 5а и 6а. В сечении I средний размер зерен-субзерен 5.0 ± 1.5 мкм, при этом разница между наименьшим и наибольшим размерами незначительна ~ 3.8 – 9.8 мкм (рис. 5б). Основную долю 90% составляют большеугловые границы (рис. 5в).

Как показывает рис. 6б, в сечение II процесс трансформации структуры протекает более неоднородно. При среднем размере зерен-субзерен 1.9 ± 2.8 мкм минимальное значение составляет 0.3 мкм, а максимальное — 23.1 мкм. Согласно спектру разориентировок границ зерен доля малоугловых границ возрастает до 30% (рис. 6в). Малоугловые границы располагаются преимущественно в более крупных зернах и образуются в процессе их фрагментации, формируя внутреннюю субструктуру.

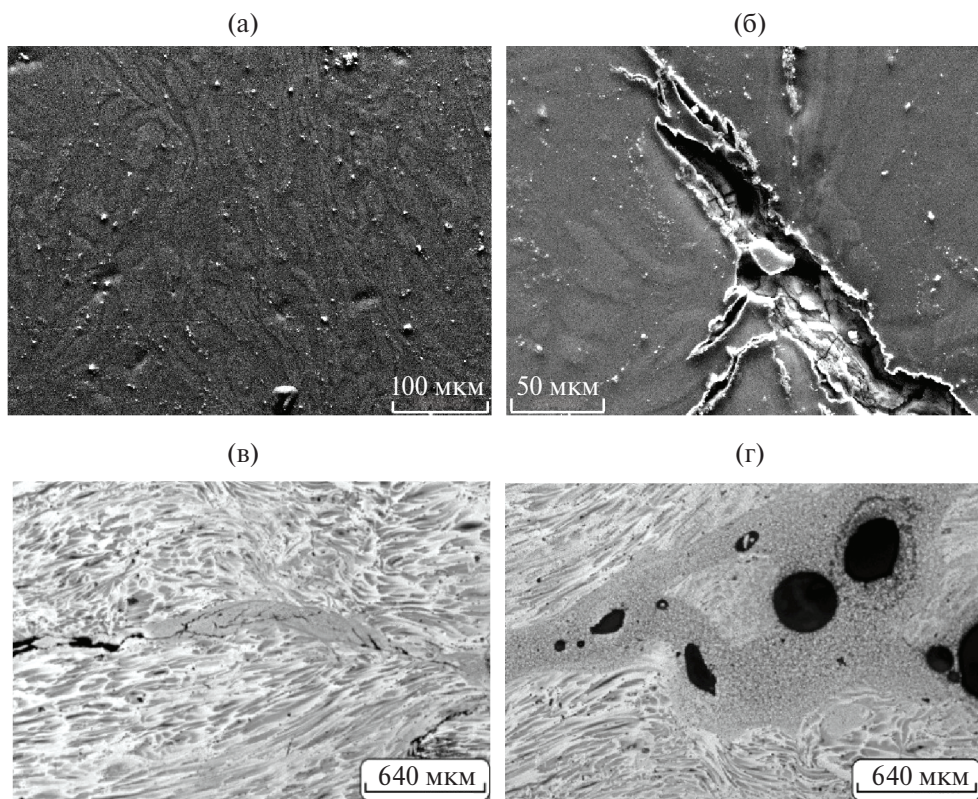


Рис. 4. Структура деформированной зоны: (а) волокнистая структура (СЭМ); (б) магистральные разветвленные трещины (СЭМ); (в, г) частично или полностью залеченные микротрещины (ОМ).

Известно о существовании двух механизмов деформации магния и его сплавов при ИПД — дислокационное скольжение и двойникование [7, 16, 17]. При EBSD-анализе в спектре границ зерен деформированной структуры оболочки максимумы, соответствующие двойниковым границам, не обнаружены, следовательно, можно предположить, что основным механизмом

деформации при ударно-волновом нагружении было дислокационное скольжение.

Фазовый состав материала в зонах деформированной структуры соответствует исходному, т.е. наряду с твердым раствором на основе Mg присутствуют интерметаллиды состава Mg_2Zn_3 и $ZrZn_2$. Важно указать, что в процессе высокоскоростной деформации при сжатии оболоч-

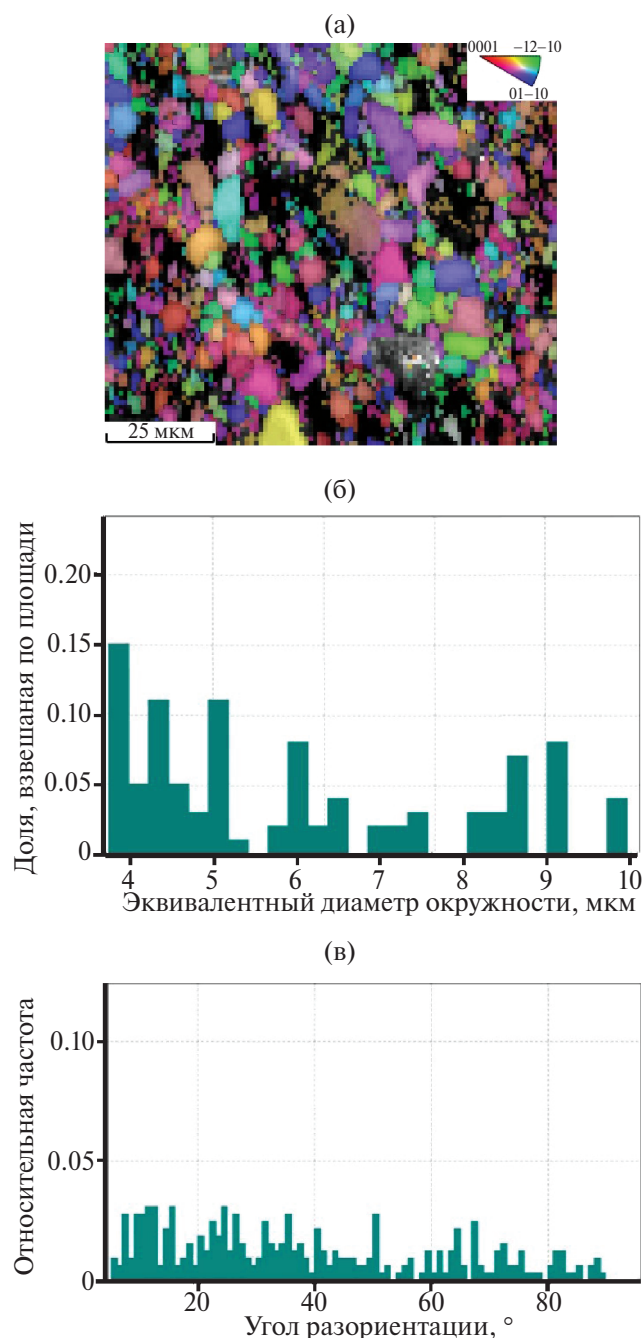


Рис. 5. Результаты EBSD-анализа (сечение I): а — ориентационная карта микроструктуры; б — спектры размеров зерен-субзерен; в — спектры разориентировок границ зерен.

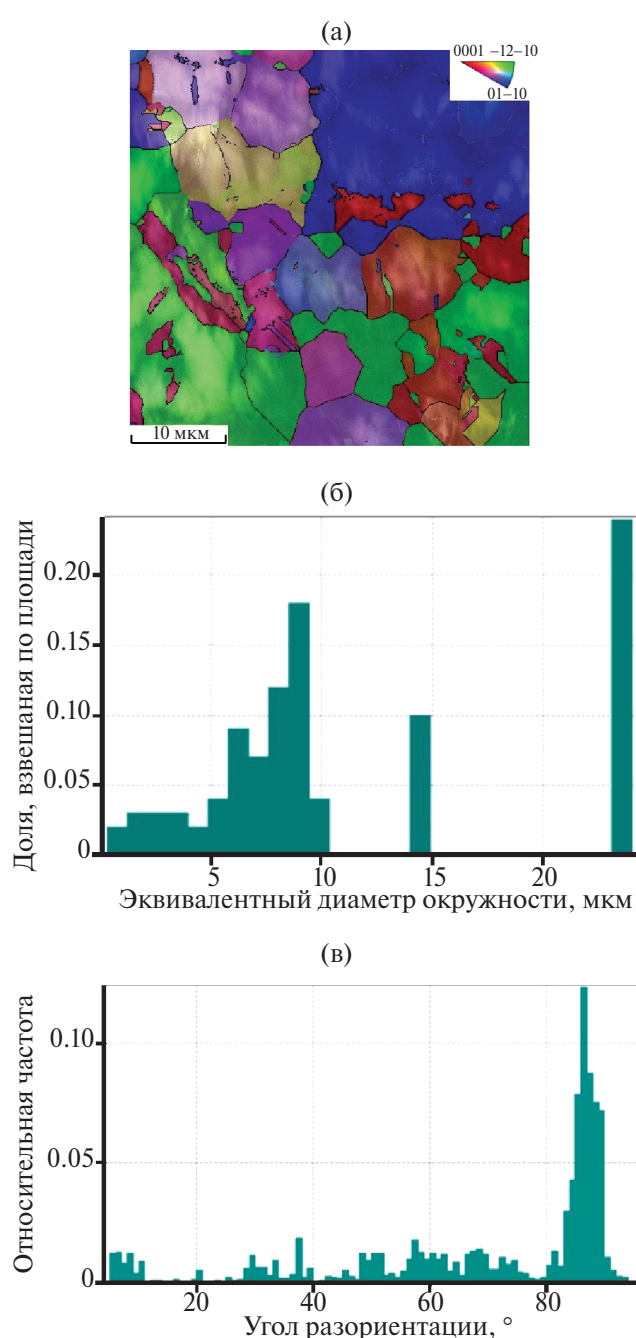


Рис. 6. Результаты EBSD-анализа (сечение II): а — ориентационная карта микроструктуры; б — спектры размеров зерен-субзерен; в — спектры разориентировок границ зерен.

ки неравномерность объемного распределения частиц этих фаз усиливается, что, в свою очередь, может являться дополнительной причиной повышения степени неоднородности зеренной структуры. Подобный эффект был зафиксирован в структуре сплава МА-14 после всесторонней изотермическойковки и прокатки [7].

Обнаруженные особенности структурообразования неоднократно наблюдались при исследовании схождения оболочек на основе Al сплавов и были описаны ранее [25–27]. Так, магистральные трещины возникают в результате слияния пор и микротрещин, образовавшихся в результате действия ударных волн. При высокоскоростной деформации в процессе инерционного схождения трещины частично заживают. Образование зон локализованной деформации со структурой отличной от окружающей их структуры наблюдается вследствие неоднородности деформации при инерционном схождении.

Особый интерес представляет структурная зона, образовавшаяся в самом центре оболочки. Морфология зерен, их размеры и большое количество пор свидетельствуют о том, что они были сформированы в результате кристаллизации расплава в условиях высоких температур. Граница между деформированной и литой структурами показана стрелкой на рис. 7а. Вероятно, в процессе схождения наблюдалось явление кумуляции, что и привело к резкому повышению температуры выше температуры плавления сплава МА-14 (650°C). Ширина зоны расплава разная по длине сохраненной оболочки. В сечении I она узкая ≤ 1 мм, а в сечении II – ее ширина достигает на некоторых участках 8 мм. Это связано с тем, что при схлопывании оболочки расплав «стекает» вдоль оси, а затем кристаллизуется в нижней части оболочки. По этой причине в сечении II выявляются области литой структуры, отличающиеся теплофизическими условиями

кристаллизации расплава (рис. 7б, указано стрелкой). Наличие большого количества пор в области, примыкающей к деформированной зоне, свидетельствуют о сильном перегреве расплава вплоть до его «кипения», а формирование дисперсной литой структуры с размером зерна 30–10 мкм, говорит о достаточно высоких скоростях кристаллизации расплава. На рис. 7в показана литая структура на внутренней поверхности в сечении II, с меньшим количеством пор и границами зерен, экранированными интерметаллидами Mg_2Zn_3 и $ZrZn_2$ размером 1–5 мкм. По данным EDS-анализа, в этой области литой структуры формируется большое количество интерметаллидов $ZrZn_2$ (рис. 8). Их расположение в виде строчек вызывает растрескивание материала и появление микротрещин (рис. 7г). Формирование частиц этой фазы происходит при гомогенизации слитков [18] и при технологических нагревах деформированных полуфабрикатов (прутков и штамповок [21]).

Степень упрочнения сплава в процессе ударно-волнового воздействия оценивали по результатам измерения микротвердости вдоль четырех радиусов, в направлении от поверхности к центру оболочки, с шагом 1 мм. На рис. 9а, б показаны графики усредненных значений H_v в сечениях I и II в сравнении с H_v исходного прутка. Согласно дюраметрическим данным, микротвердость сплава в сечении I и H_v исходного образца совпадают ($H_v=720$ МПа), а в сечении II микротвердость выше и достигает значений $H_v=850–940$ МПа. Таким образом, наклеп материала по высоте оболочки меняется и достигает $\Delta H_v=130–220$ МПа в сечении, расположенном вблизи ее нижнего торца. Эти результаты подтверждают данные структурных исследований о том, что вдоль оси оболочка сходится неравномерно, и напряженное состояние материала возрастает по мере ее схлопывания, т.е. в сечении II. Согласно данным EBSD-анализа, основ-

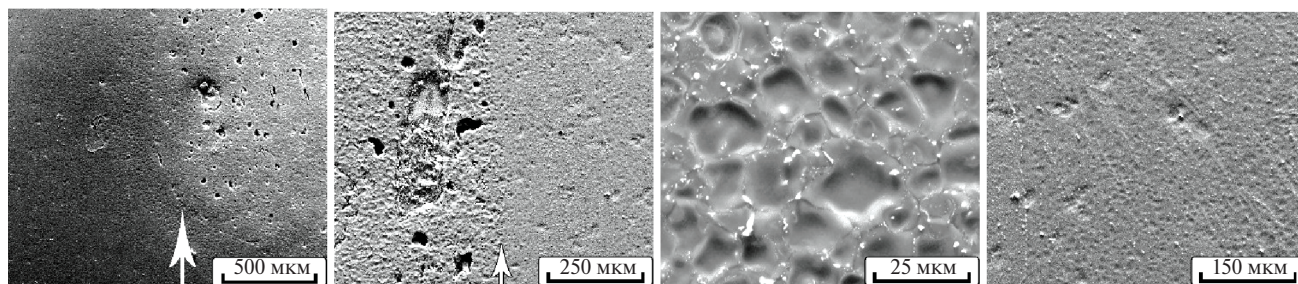


Рис. 7. Структура центральной части оболочки в сечении II: (а) граница деформированной и литой структуры; (б) разные области литой структуры; (в) интерметаллидная фаза по границам зерен; (г) микротрещины.

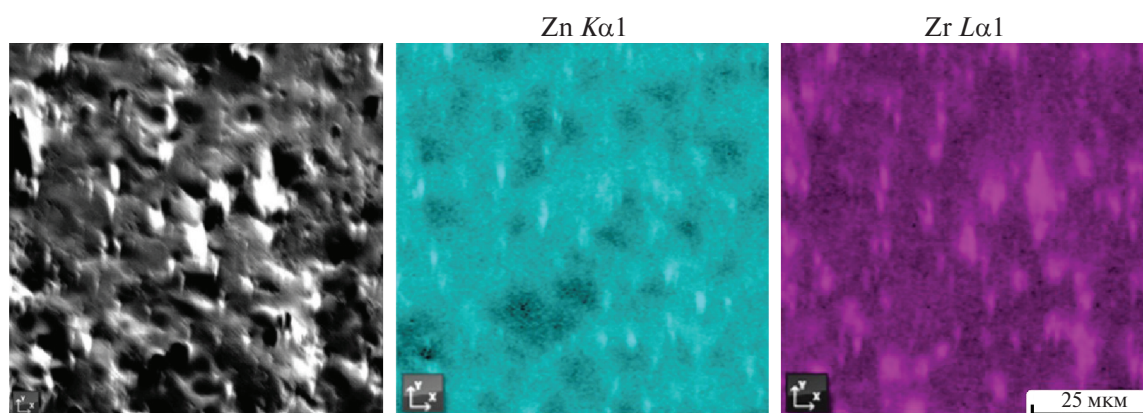


Рис. 8. Карты распределения элементов в зоне плавления.

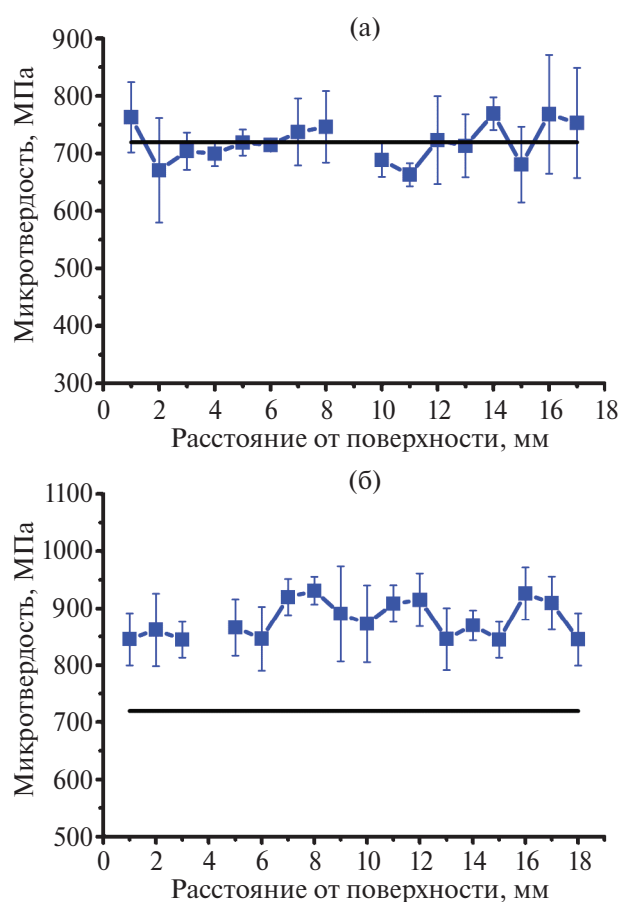


Рис. 9. Усредненные значения микротвердости сплава в поперечных сечениях I и II оболочки, измеренные от наружной поверхности к центру: (а) сечение I; (б) сечение II. Линия – микротвердость сплава в исходном состоянии (пруток).

ной вклад в величину деформационного упрочнения вносят структурная (дислокационная) и зернограницная составляющие. Структурное упрочнение обусловлено формированием малоугловых границ и образованием субзерен, а зер-

нограничное связано с измельчением структуры. Необходимо добавить, что при ударно-волновом нагружении важную роль играют тепловые процессы, которые также влияют на величину упрочнения. Так как при схождении оболочка разогревается, то происходит конкуренция процессов полигонизации и динамического возврата. Кроме того, на характеристики структуры и микротвердость может влиять перераспределение температуры материала после остановки оболочки. Таким образом, зафиксированные в сохраненной оболочке значения микротвердости косвенно отражают совокупность всех деформационно-термических процессов, происходящих при схождении.

ВЫВОДЫ

1. На основании рентгенографических данных проанализирован сценарий схождения оболочки из магниевого сплава МА-14. Установлено, что в процессе схождения, в момент выхода ударной волны на внутреннюю границу оболочки, реализуется откольное расслоение внутреннего слоя, который после схождения к оси разлетается, образуя вдоль нее полость. Получены данные о перемещении наружных и внутренних границ оболочки относительно ее оси и посчитана истинная радиальная деформация. Показано, что в момент полного схлопывания оболочка испытывает интенсивную пластическую деформацию с $\epsilon=6.16$.

2. Изучена эволюция структуры по радиусу оболочки и показано, что в наружных слоях оболочки формируется деформированная бимодальная структура, состоящая из фрагментированных и рекристаллизованных зерен. Обнаружены эффекты локализации деформации,

проявляющиеся в формировании частично или полностью залеченных откольных трещин.

3. В центральных слоях оболочки находится зона литой структуры с порами и зернами, границы которых экранированы интерметаллидными фазами Mg_2Zn_3 и $ZrZn_2$. Появление зон плавления с последующей кристаллизацией расплава обусловлено кумуляцией, приводящей к росту температуры выше температуры плавления сплава МА-14 (650°C).

4. Проведено сравнение микротвердости материала в двух сечениях оболочки, расположенных на разном расстоянии от начала инициирования ВВ. Показано, что микротвердость в сечении II, расположенном около нижнего торца оболочки ($L=260$ мм), превышает микротвердость в сечении I оболочки ($L=40$ мм) на 130–220 МПа. Отличие микротвердости сплава вдоль оси оболочки обусловлено ее неравномерной деформацией при инерционном схождении.

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема «Структура», № 122021000033-2). Электронно-микроскопические исследования проведены в ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Волкова Е.Ф. Современные деформируемые сплавы и композиционные материалы на основе магния // *Металловедение и термич. обработка металлов*. 2006. № 11. С. 5–9.
2. Ahmad I.R., Shu D.W. Compressive and constitutive analysis of AZ31B magnesium alloy over a wide range of strain rates // *Mater. Sci. Eng. A*. 2014. V. 592. P. 40–49.
3. Langdon T.G. Twenty-five years of ultrafine-grained materials: Achieving exceptional properties through grain refinement // *Acta Mater.* 2013. V. 61. P. 7035–7059.
4. Biswas S., Dhinwal S.S., Suwas S. Room-temperature equal channel angular extrusion of pure magnesium // *Acta Mater.* 2010. V. 58. P. 3247–3261.
5. Шкатуляк Н.М., Усов В.В., Волчок Н.А., Брюханов А.А., Санькова С.В., Родман М., Шанер М., Клэзе Х. Влияние знакопеременного изгиба на текстуру, структуру и механические свойства листа сплава магния с цинком и цирконием // *ФММ*. 2014. Т. 115. № 6. С. 648–655.
6. Efe M., Moscoso W., Trumble K.P., Compton W.D., Chandrasekar S. Mechanics of large strain extrusion machining and application to deformation processing of magnesium alloys // *Acta Mater.* 2012. V. 60. P. 2031–2042.
7. Нугманов Д.Р., Ситдииков О.Ш., Маркушев М.В. Структура магниевого сплава МА14 после всесторонней изотермическойковки и последующей изотермической прокатки // *ФММ*. 2015. Т. 116. № 10. С. 1047–1055.
8. Miura H., Yang X., Sakai T. Evolution of ultrafine grains in AZ31 and AZ61 Mg alloys during multidirectional forging and their properties // *Mat. Trans.* 2008. V. 49. № 5. P. 1015–1020.
9. Choi I.C., Lee D.H., Ahn B., Durst K., Kawasaki M., Langdon T.G., Jang J. Enhancement of strain rate sensitivity and shear yield strength of a magnesium alloy processed by high pressure torsion // *Scripta Mater.* 2015. V. 94. P. 44–47.
10. Власова А.М., Пилюгин В.П., Антонова О.В. Эволюция микроструктуры поликристаллического магния при мегапластической деформации в наковальнях Бриджмена // *Изв. Вузов. Физика*. 2016. Т. 59. № 3. С. 82–91.
11. Волков А.Ю., Антонова О.В., Каменецкий Б.И., Клюкин И.В., Комкова Д.А., Антонов Б.Д. Получение структура, текстура и механические свойства сильно деформированных образцов магния // *ФММ*. 2016. Т. 117. № 5. С. 538–548.
12. Antonova O.V., Volkov A.Yu., Komkova D.A., Antonov B.D. Microstructure and texture of pure magnesium after room-temperature lateral extrusion // *Mat. Sci. and Eng. A*. 2017. V. 706. P. 319–329.
13. Antonova O.V., Volkov A.Yu., Kamenetskii B.I., Komkova D.A. Microstructure and mechanical properties of thin magnesium plates and foils obtained by lateral extrusion and rolling at room temperature // *Mat. Sci. and Eng. A*. 2016. V. 651. P. 8–17.
14. Комкова Д.А., Антонова О.В., Волков А.Ю. К вопросу повышения пластичности магния методами холодной мегапластической деформации // *ФММ*. 2018. Т. 119. № 11. С. 1179–1185.
15. Komkova D.A., Antonova O.V., Petrova V.N., Volkov A.Yu. Low-temperature severe plastic deformation of pure magnesium // *Letters on Mater.* 2019. V. 9. № 4. P. 451–455.
16. Miura H., Yu G., Yang X. Multi-directional forging of AZ61Mg alloy under decreasing temperature conditions and improvement of its mechanical properties // *Mat. Sci. Eng. A*. 2011. V. 528. P. 6981–6992.
17. Muransky O., Barnett M.R., Carr D.G. Investigation of deformation twinning in a fine-grained and coarse-

- grained ZM20 Mg alloy: Combined in situ neutron diffraction and acoustic emission // *Acta Mater.* 2010. V. 58. P. 1503–1517.
18. Волкова Е.Ф., Антипов В.В., Морозова Г.И. Особенности формирования структуры и фазового состава деформированных полуфабрикатов из серийного сплава МА-14 // *Авиационные материалы и технологии.* 2011. № 3. С. 8–15.
 19. Swiostek J., Goken J., Letzig D., Kainer K.U. Hydrostatic extrusion of commercial magnesium alloys at 100°C and its influence on grain refinement and mechanical properties // *Mater. Sci. Eng. A.* 2006. V. 424. P. 223–229.
 20. Tork N.B., Pardis N., Ebrahimi R. Investigation on the feasibility of room temperature plastic deformation of pure magnesium by simple shear extrusion process // *Mater. Sci. Eng. A.* 2013. V. 560. P. 34–39.
 21. Морозова Г.И. Фазовый состав и коррозионная стойкость магниевых сплавов // *Металловедение и термич. обработка металлов.* 2008. № 3. С. 8–12.
 22. Kitahara H., Maruno F., Tsushida M., Ando S. Deformation behavior of Mg single crystals during a single ECAP pass at room temperature // *Mater. Sci. Eng. A.* 2014. V. 590. P. 274–280.
 23. 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 // *ФММ.* 2015. Т. 116. № 3. С. 300–308.
 24. Зельдович В.И., Хейфец А.Э., Фролова Н.Ю., Хомская И.В., Смирнов Е.Б., Дегтярев А.А., Шорохов Е.В. Металлографическое исследование структурных изменений в меди, происходящих при сжатии цилиндрических оболочек // *ФММ.* 2019. Т. 120. № 4. С. 381–388.
 25. Коваль А.В., Ширинкина И.Г., Петрова А.Н., Бродова И.Г., Смирнов Е.Б., Шорохов Е.В. Структурные превращения в алюминиевых цилиндрических оболочках при динамическом нагружении // *Физика горения и взрыва.* 2019. V. 55. P. 82–91.
 26. 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.
 27. Бродова И.Г., Ширинкина И.Г., Астафьев В.В., Балускин С.В., Куликов Г.В., Симонов А.Ю. Структурные исследования и реология сжатия толстостенных оболочек из Al–Mg сплава // *ФММ.* 2023. V. 124. № 12. С. 1211–1219.

STRUCTURAL STUDIES AND CONVERGENCE SCENARIO FOR A SHELL MADE OF Mg–Zn–Zr MAGNESIUM ALLOY

I. G. Shirinkina^{1,*}, I. G. Brodova¹, V. V. Astafjev¹, S. M. Dolgih², K. V. Gaan², and V. V. Novoselov²

¹Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, 620108 Russia

²Russian Federal Nuclear Center–Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics, Snezhinsk, Chelyabinsk oblast, 456770 Russia

*e-mail: shirinkina@imp.uran.ru

The paper considers the deformation behavior of a cylindrical shell made of industrial wrought magnesium alloy MA-14 (Mg 93 wt %–Zn 5–6 wt %–Zr 0.3–0.9 wt %) loaded by a method of sliding detonation of a laid-on explosive uniformly placed on the outer surface of the shell. The convergence scenario of the magnesium alloy shell is analyzed on the basis of the X-ray data. The methods of optical and scanning electron microscopy are used to investigate the evolution of the structure at high-rate deformation. The hardness is measured along a radius and over the length of the shell.

Keywords: magnesium alloy, shells, shock wave, scanning electron microscopy, microhardness, hardening, X-ray imaging