

05

## Особенности разрушения субмикроструктурного Al–Mg–Mn-сплава в условиях ударного сжатия

© А.Н. Петрова<sup>1,2</sup>, И.Г. Бродова<sup>1</sup>, С.В. Разоренов<sup>3,4</sup>

<sup>1</sup> Институт физики металлов УрО РАН им. М.Н. Михеева, Екатеринбург

<sup>2</sup> Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург

<sup>3</sup> Институт проблем химической физики РАН, Московская область, Черноголовка

<sup>4</sup> Национальный исследовательский Томский государственный университет

E-mail: petrovanastya@yahoo.com

Поступило в Редакцию 15 декабря 2016 г.

Методом неразрушающей рентгеновской томографии проведены исследования структуры сохранных после ударного сжатия образцов из алюминиевого сплава, легированного магнием и марганцем, А5083 с размером зерна 600 нм. Субмикроструктурная структура исследованных образцов сформирована в результате динамического канально-углового прессования. Получены 3D-изображения внутренней области локализации разрушения. Проведена оценка поврежденности материала, рассчитаны средний и максимальный размеры несплошностей (пор и микротрещин) в разных сечениях. С помощью просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии исследованы эволюция субмикроструктурной структуры сплава при ударном сжатии, морфологические характеристики откольной поверхности и других дефектов.

DOI: 10.21883/0000000000

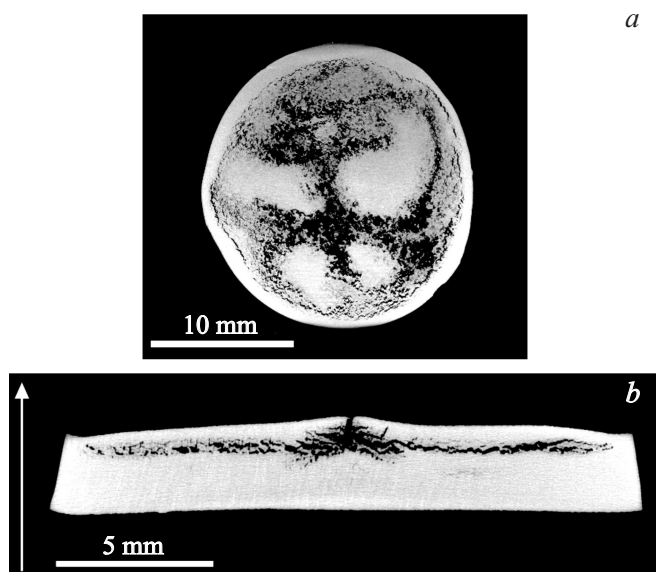
Целью данной работы является получение новых экспериментальных данных относительно характера разрушения субмикроструктурных (СМК) алюминиевых сплавов при ударном сжатии и выявление структурных особенностей эволюции СМК-структуры в условиях динамических нагрузок. Такие данные являются важным и полезным дополнением к результатам динамических измерений параметров от-

кольного разрушения данного сплава и позволяют получить более детальную информацию о процессе его высокоскоростного деформирования и разрушения с точки зрения структурных изменений. Большой объем данных, в свою очередь, позволяет проводить более глубокую верификацию моделей поведения материалов при ударном сжатии и модифицировать модели откольного разрушения с учетом структурных факторов [1].

В качестве материала исследования выбран Al–Mg–Mn-сплав A5083 (Al–4.4 Mg–0.6 Mn–0.11 Si–0.23 Fe–0.03 Cr–0.02 Cu–0.06 Ti, mass%), широко применяемый в современном машиностроении и авиационной промышленности. Для получения образцов с СМК-структурой использовался метод динамического канально-углового прессования (ДКУП), сочетающий в себе две деформационные моды: простой сдвиг и ударно-волновое воздействие [2]. Начальная скорость разгона образцов при ДКУП составляла 250–300 м/с, количество циклов прессования — N=2. Как установлено ранее [3], при таких условиях динамического прессования формируется смешанная СМК-структура со средним размером зерен-субзерен 600 нм.

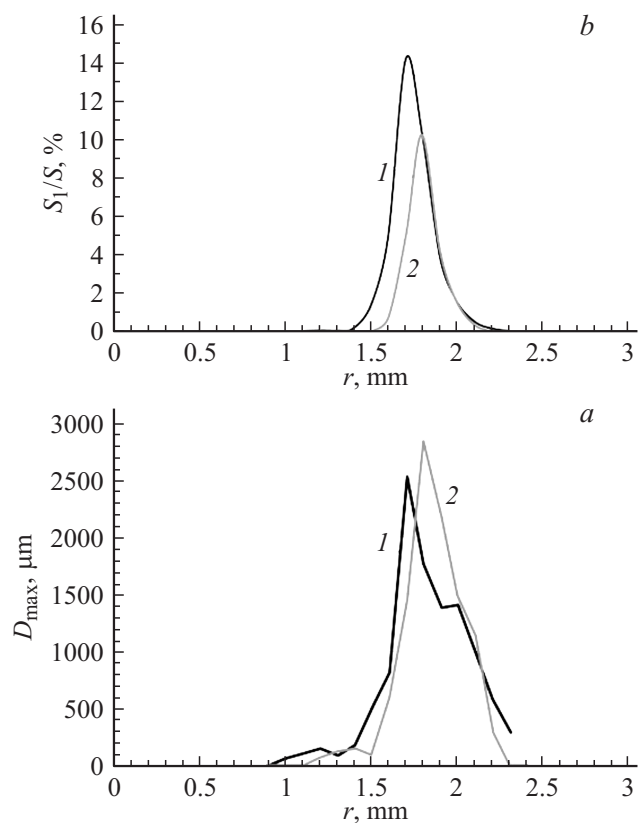
В экспериментах по ударному сжатию образцы толщиной ~ 2 мм с такой СМК-структурой нагружались ударом плоской алюминиевой пластины толщиной ~ 0.4 мм, разогнанной до скорости  $620 \pm 30$  м/с [4]. Для выполнения условий откольного разрушения и сохранения структуры образцов после него без дополнительного деформирования последние тормозились практически до полной остановки в толстом (около 1 м) слое свежего снега, который в данных экспериментах играл роль мягкой среды с очень низким динамическим импедансом. Тонкую структуру сохраненных СМК-образцов исследовали в трех сечениях: у поверхности нагружения, в области разрушения и у свободной поверхности с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) Philips CM-30 при ускоряющем напряжении 200 кВ. На основании данных ПЭМ было установлено, что после динамического сжатия СМК-состояние сплава, сформированное методом ДКУП, сохраняется и наблюдается смешанная зеренно-субзеренная структура с размером фрагментов порядка 500–600 нм, окруженных дефектными, слабо очерченными большеугловыми границами. В сравнении с состоянием после ДКУП структура образцов после ударного сжатия характеризуется повышенными в 1.5–2 раза значениями плотности дислокаций и увеличенной на 200 МПа микротвердостью. Учитывая незначитель-

3\* Письма в ЖТФ, 2017, том 43, вып. 10



**Рис. 1.** КТ-изображения сечений перпендикулярно (*a*) и параллельно (*b*) направлению распространения ударной волны. Направление распространения волны указано стрелкой.

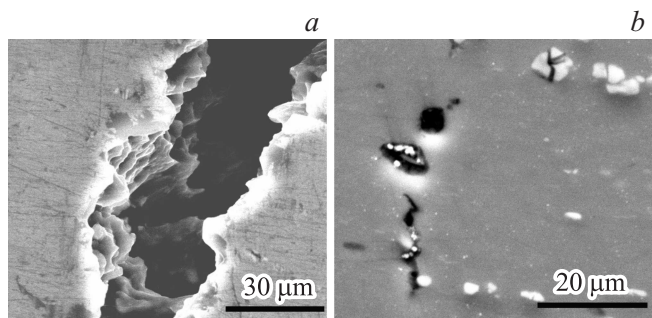
ное увеличение этих параметров относительно исходного состояния сплава, нельзя исключить, что при динамическом сжатии наблюдается конкуренция двух механизмов пластической деформации, а именно: дислокационного скольжения и зернограничного проскальзывания [5]. Тем не менее дополнительное упрочнение сплава свидетельствует в пользу того, что преобладающим структурным механизмом пластической деформации при ударном сжатии является дислокационное скольжение. По аналогии с [6,7] можно предположить, что дополнительное упрочнение материала происходит за счет образования эффективных структурных барьеров (например, наноразмерных выделений) на пути распространения деформации в областях границ зерен, которые затрудняют низкотемпературное зернограничное проскальзывание. При отсутствии таких выделений в СМК-сплаве А5083 их роль, вероятно, играют зернограничные дефекты — дислокации и частичные дисклина-



**Рис. 2.** Пористость (а) и максимальный размер дефектов (б) на разном расстоянии от поверхности нагружения СМК-образца. Кривые 1 для СМК-сплава, кривые 2 для КК-сплава.

ции, образующиеся в результате процесса интенсивной фрагментации, инициированной сложной деформационной модой [2].

Методом рентгеновской компьютерной томографии (КТ), позволяющим локализовать и измерять в трех координатах даже малоконтрастные дефекты [8], был проведен анализ пор и трещин, образовавшихся в процессе ударного сжатия образцов с СМК- и крупнокристаллической (КК) структурой. КТ осуществлялась с помощью томографа Nikon



**Рис. 3.** Структура зоны микроразрушения в СМК-образце после динамического сжатия: *a* — ямочный излом, *b* — дробление интерметаллидов.

Metrology XTH225 + 180ST. Возможность полного объемного сканирования и построение объемных изображений сохраненных образцов позволило получить информацию о форме, размерах и расположении областей локализации разрушения.

На рис. 1 показаны типичные КТ-изображения перпендикулярных (*a*) и параллельных (*b*) направлению ударной волны сечений в СМК-образце с отколом. Видно, что поврежденная область образца в области откольного разрушения состоит из нескольких слоев, образованных порами и мелкими разветвленными трещинами, участки локализации разрушения наблюдаются и вблизи свободной поверхности. Статистический анализ дефектов — несплошностей (пор и микротрещин) выполнялся по нескольким секущим плоскостям (сечениям), расположенным на разных расстояниях от поверхности нагружения, перпендикулярно направлению распространения ударной волны и включал в себя оценку среднего и максимального размеров дефектов и их площади. За меру поврежденности материала (или пористость) принимали отношение  $S_1/S$ , выраженное в процентах, где  $S_1$  — площадь всех выявленных дефектов размером более  $10\ \mu\text{m}$ , а  $S$  — средняя площадь поперечного сечения образца. По результатам анализа построена зависимость пористости как функции расстояния ( $r$ ) от поверхности разрушения для СМК- и КК-образцов (рис. 2, *a*), и рассчитаны ширина зон локализации разрушения и толщина откольных пластин. Расчеты показали, что в зоне разрушения СМК-образца

максимальная пористость составляет 14%, а ширина зоны разрушения  $\sim 1300 \mu\text{m}$ . В КК-аналоге эти характеристики соответственно 9% и  $\sim 900 \mu\text{m}$ . Обнаружено, что при одних и тех же условиях ударного сжатия толщина откольной пластины не зависит от исходной микроструктуры и составляет  $\sim 600 \mu\text{m}$ . На рис. 2, *b* для материалов с разной исходной структурой представлены зависимости максимального размера дефектов ( $D_{\text{max}}$ ) в поперечных сечениях, расположенных на разных расстояниях от поверхности нагружения. Условно в зоне разрушения выделены области с разным максимальным размером дефектов, а именно: зона микроразрушений с максимальным размером  $10 \mu\text{m}$ , зона мезоразрушений с максимальным размером дефектов  $150 \mu\text{m}$  и область макроразрушений, которая содержит дефекты, размер которых больше  $150 \mu\text{m}$ . Оказалось, что ширина зон мезоразрушений для СМК- и КК-структур одинакова ( $300 \pm 100 \mu\text{m}$ ), в то время как зона макроразрушения в СМК-образце шире на  $300 \mu\text{m}$  и выходит на свободную поверхность образца.

Методом сканирующей электронной микроскопии в зоне микроразрушений выявлены поры и ветвистые микротрещины (рис. 3). Наличие мелких ямок на стенках пор (рис. 3, *a*) свидетельствует о вязком характере разрушения. Подобную морфологию зоны разрушения без признаков охрупчивания наблюдали также при магнитоимпульсном растяжении колец из конденсаторной алюминиевой фольги со скоростью деформации  $3 \cdot 10^4 \text{ s}^{-1}$  [9].

Основным местом зарождения дефектов являются границы зерен со строчечным расположением алюминидов марганца, инициирующих при дроблении появление пор, рост и слияние которых приводит к образованию микротрещин (рис. 3, *b*).

Таким образом, преобладающим механизмом деформации при ударном сжатии СМК-сплава А5083 является дислокационное скольжение, сопровождающееся повышением плотности дислокаций и твердости. Дополнительное упрочнение материала, вероятно, происходит из-за наличия эффективных структурных барьеров на пути распространения волны сжатия в областях неравновесных дефектных границ фрагментированных зерен, сформировавшихся вследствие сложной деформационной моды при ДКУП.

Для 3D-визуализации зон локализации разрушения в СМК- и КК-сплаве А5083 применен неразрушающий метод рентгеновской томографии. Оценена поврежденность материала с разным размером

зерна, построена зависимость пористости, как функции расстояния от поверхности разрушения для СМК- и КК-образцов, и рассчитаны ширина зон разрушения и толщина откольных пластин.

Авторы выражают благодарность Уральскому федеральному университету им. первого Президента России Б.Н. Ельцина за доступ к научному оборудованию, поддерживаемому программой 211 Правительства РФ (соглашение № 02.А03.21.0006).

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема „Структура“, № 01201463331) при частичной поддержке РФФИ (проект 15-02-03225).

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

## Список литературы

- [1] *Ikkurthi V.R., Chaturvedi S.* // Int. J. Impact Eng. 2004. V. 30. P. 275–301.
- [2] *Brodova I.G., Petrova A.N., Shirinkina I.G. et al.* // Rev. Adv. Mater. Sci. 2010. V. 25. N 2. P. 128–135.
- [3] *Петрова А.Н., Бродова И.Г., Шорохов Е.В.* // Перспективные материалы. 2015. № 12. С. 72–78.
- [4] *Бродова И.Г., Петрова А.Н., Разоренов С.В., Шорохов Е.В.* // ФММ. 2015. Т. 116. № 5. С. 548–556.
- [5] *Козлов Э.В., Конева Н.А., Попова Н.А.* // Изв. РАН. Сер. Физ. 2009. Т. 73. № 9. С. 1295–1301.
- [6] *Глезер А.М.* // УФН. 2012. Т. 182. № 5. С. 559–566.
- [7] *Глезер А.М., Столяров В.Л., Томчук А.А., Шурыгина Н.А.* // Письма в ЖТФ. 2016. Т. 42. В. 1. С. 103–110.
- [8] *Прусов Е.С.* // Фундаментальные исследования. 2015. № 5-2. С. 318–323.
- [9] *Савенков Г.Г., Морозов В.А., Кузнецов А.В. и др.* // Деформация и разрушение материалов. 2016. № 4. С. 31–35.