

## ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.3:539.374

### ДЕФОРМАЦИОННАЯ МИКРОСТРУКТУРА МОНОКРИСТАЛЛА МЕДИ ПОСЛЕ НАГРУЖЕНИЯ СФЕРИЧЕСКИ СХОДЯЩИМИСЯ УДАРНЫМИ ВОЛНАМИ

© 2019 г. А. В. Добромыслов<sup>а</sup>, \*, Н. И. Талуца<sup>а</sup>

<sup>а</sup>Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, 620108 Россия, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18

\*e-mail: Dobromyslov@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 12.07.2018 г.

После доработки 26.08.2018 г.

Принята к публикации 15.09.2018 г.

Методом просвечивающей электронной микроскопии проведено послойное изучение структуры шара диаметром 34 мм из монокристалла меди после нагружения сферически сходящимися ударными волнами. Изучены особенности формирования деформационной микроструктуры вдоль направлений  $\langle 100 \rangle$  и  $\langle 110 \rangle$ . Обнаружено, что характер деформационной микроструктуры существенно зависит как от направления распространения ударной волны, так и от глубины залегания слоя в образце. В приповерхностных слоях шара, расположенных перпендикулярно направлению  $\langle 100 \rangle$ , присутствует хорошо выраженная ячеистая дислокационная структура, а в слоях, расположенных перпендикулярно направлению  $\langle 110 \rangle$ , формирование ячеистой структуры не происходит, наблюдаются только однородно распределенные дислокации с высокой плотностью. Независимо от ориентации монокристалла наряду с дислокациями в структуре образца обнаруживаются микрополосы, микродвойники, полосовая структура и рекристаллизованные зерна. Во всех слоях шара наблюдаются дислокационные вакансионные петли.

**Ключевые слова:** ударные волны, высокоскоростная пластическая деформация, медь, монокристалл, структура

DOI: 10.1134/S0015323019030057

#### ВВЕДЕНИЕ

Деформационное поведение монокристаллов в условиях ударного нагружения является одной из фундаментальных проблем физики высокоскоростной пластической деформации. До настоящего времени нагружение монокристаллов осуществлялось в основном плоскими ударными волнами. В отличие от нагружения плоскими ударными волнами, когда деформация осуществляется вдоль одного кристаллографического направления, применение сферически сходящихся ударных волн позволяет с помощью одного эксперимента изучить деформационную структуру монокристалла при разных направлениях осей деформации, совпадающих со всеми точками основного стереографического треугольника.

Изучение деформационной микроструктуры монокристаллов меди после ударно-волнового и импульсного лазерного воздействия проводилось в ряде исследований [1–8]. Наибольшее число исследований было посвящено изучению структуры монокристаллов с ориентациями  $\langle 100 \rangle$ . Существенно меньше данных получено для монокристаллов с другими ориентациями.

Анализ результатов проведенных исследований показывает, что полученные данные не позволяют однозначно установить влияние направления распространения ударной волны на деформационную структуру. Для изучения этого вопроса наиболее целесообразно использовать симметричные ориентации как, например,  $\langle 100 \rangle$  и  $\langle 110 \rangle$ . Нагружение кристалла в направлении  $\langle 100 \rangle$  характеризуется тем, что активными одновременно становятся 8 систем скольжения, которые расположены симметрично относительно оси деформации. При нагружении кристалла в направлении  $\langle 110 \rangle$  активными становятся 4 системы скольжения, расположенные также симметрично относительно оси деформации. При использовании таких ориентаций существенно упрощается интерпретация полученных результатов.

Целью данной работы было изучение и сравнение деформационной структуры монокристалла меди при распространении ударной волны по направлениям  $\langle 100 \rangle$  и  $\langle 110 \rangle$ . Ранее в работе [9] нами были представлены результаты рентгенографического, металлографического исследования и измерения микротвердости монокристалла меди, подвергнутого нагружению сферически сходя-

щимися ударными волнами. В данной работе, являющейся продолжением работы [9], приводятся результаты электронно-микроскопического изучения деформационной микроструктуры этого монокристалла.

### ТЕХНИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Для исследования был взят монокристалл меди в форме шара диаметром 34 мм, который был подвергнут нагружению сферически сходящейся детонационной волной во РFYЦ–ВНИТФ им. акад. Е.И. Забабахина. Согласно расчетным данным давление на поверхности сферического монокристалла составляло 20 ГПа. Спецификой используемого способа ударного воздействия является реализация по радиусу шара широкого диапазона давлений и ударно-изэнтропический характер нагружения.

Для проведения электронно-микроскопического исследования из одной половины образца были вырезаны столбики квадратного сечения вдоль направлений [010] и [110], из которых были приготовлены фольги, расположенные на различных расстояниях от поверхности шара. Дополнительно были вырезаны фольги параллельно плоскости меридионального сечения (001), как вблизи поверхности шара, так и вблизи полости со средним радиусом  $\approx 9.55$  мм, образовавшейся в центральной части первоначально сплошного монокристалла. Изучение микроструктуры проводилось с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEM-200CX при ускоряющем напряжении 160 кВ.

### РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Изучение деформационной микроструктуры показывает, что она зависит как от направления распространения ударной волны в исходном монокристалле, так и от глубины залегания слоя в шаре.

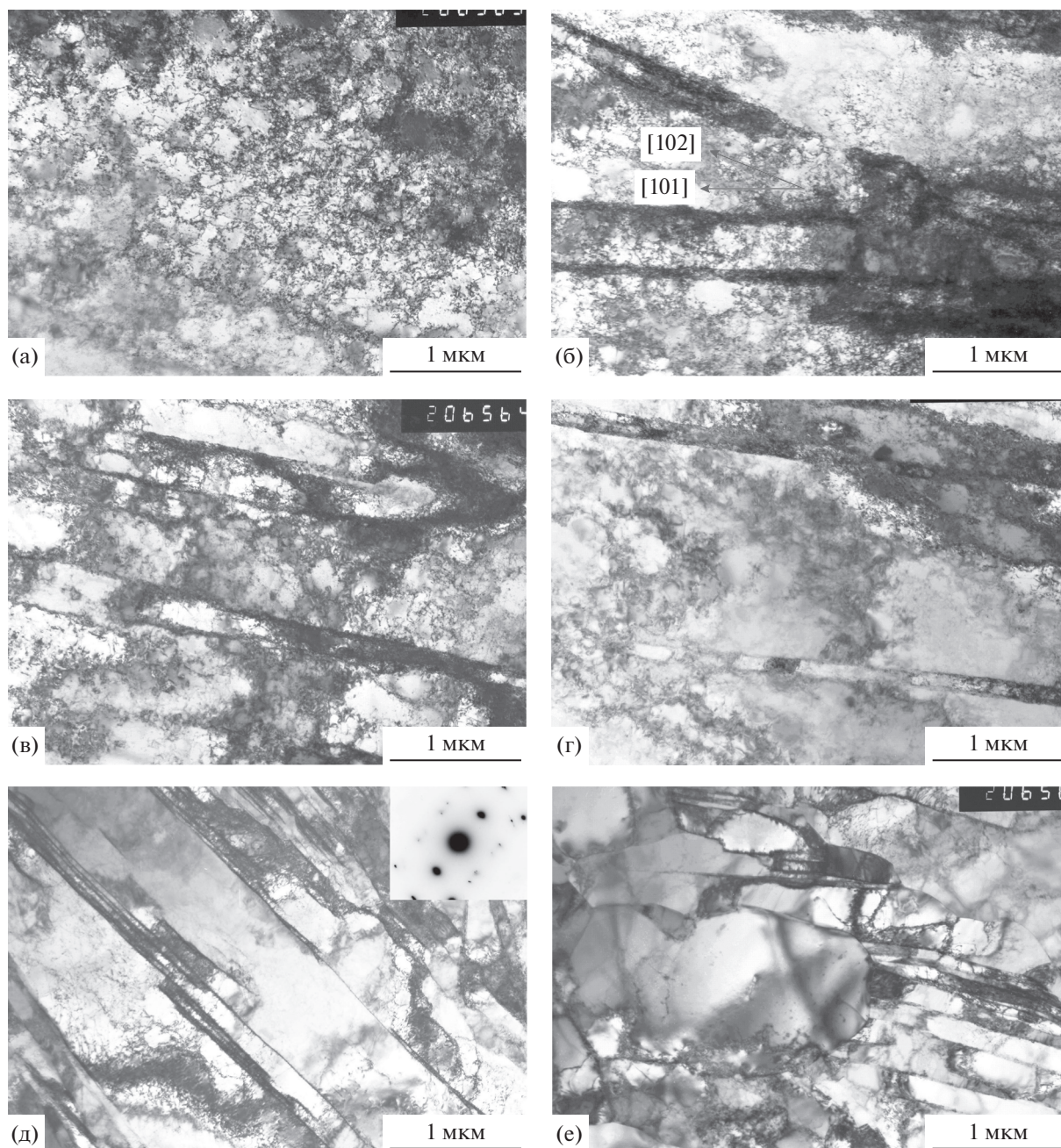
**Микроструктура монокристалла меди в плоскости меридионального сечения (001).** Изучение микроструктуры в плоскости меридионального сечения проводилось как в приповерхностных, так и в глубоко расположенных слоях. Вблизи поверхности наблюдаются большие области, имеющие ориентацию близкую к плоскости (001), однако встречаются области и с другими ориентациями. Переход от одной ориентации к другой происходит плавно, без образования большеугловых границ. В этих слоях обнаруживается большое количество дислокаций, которые расположены либо хаотически, либо образуют ячеистую дислокационную структуру (рис. 1а). Наряду с этим, в структуре присутствуют микрополосы (рис. 1б, 1в). Они наблюдаются как в областях с ячеистой дис-

локационной структурой, так в областях с хаотическим распределением дислокаций. В большинстве случаев следы пересечения микрополос с плоскостью (001) лежат вблизи направлений  $\langle 110 \rangle$ , что указывает на то, что распространение микрополос происходит по плоскостям  $\{111\}$ . Ранее о присутствии таких микрополос сообщалось в работах [8, 10–14]. Однако в некоторых случаях одновременно с микрополосами, имеющими направление  $\langle 110 \rangle$ , наблюдаются микрополосы с отличающимися от  $\langle 110 \rangle$  направлениями (рис. 1б). Это свидетельствует о том, что распространение микрополос может происходить и по другим кристаллографическим плоскостям. Причина образования таких микрополос требует дальнейшего изучения. Микрополосы сильно различаются по протяженности и ширине. Так, например, ширина микрополос, показанных на рис. 1б, различается примерно в 3.5 раза. В некоторых случаях близко расположенные микрополосы одного направления формируют пакеты, являющиеся началом образования полосовой структуры (рис. 1в). Кроме микрополос в этих слоях можно также обнаружить присутствие дефектов, внешне напоминающих микродвойники (рис. 1г). Однако, подтвердить то, что они являются микродвойниками затруднительно, поскольку для ориентации монокристалла (001) все наблюдающиеся на микроэлектронограммах рефлекс двойников совпадают с рефлексами матрицы.

В глубоко расположенных слоях в процессе нагружения происходит повышение температуры, и, согласно данным рентгеноструктурного анализа, монокристалл приобретает поликристаллическое строение [9]. Это приводит к тому, что микроструктура монокристалла меди вблизи полости обнаруживает сильную неоднородность: наряду с полосовой структурой присутствуют микродвойники, полигонизованная структура и рекристаллизованные зерна (рис. 1д, 1е).

**Микроструктура монокристалла меди в слоях, расположенных перпендикулярно направлению [010].** В этом направлении в приповерхностных слоях присутствует большое количество дислокаций, плотность которых достигает величины  $\sim 10^{15} \text{ м}^{-2}$ . Дислокационная структура в значительной степени смешанная: наряду с однородно распределенными дислокациями наблюдаются дислокационные ячейки разного размера, причем иногда размер дислокационных ячеек различается более чем в два раза (рис. 2а). Внутри полностью сформировавшихся ячеек дислокаций практически нет.

Так же, как и в меридиональном сечении, в деформационной микроструктуре меди в этих слоях наблюдаются микрополосы (рис. 2а). Кроме дислокаций в этих слоях обнаруживаются микродвойники (рис. 2б).



**Рис. 1.** Микроструктура монокристалла меди после нагружения в меридиональном сечении шара: а–г – слои вблизи поверхности; д, е – слои вблизи полости.

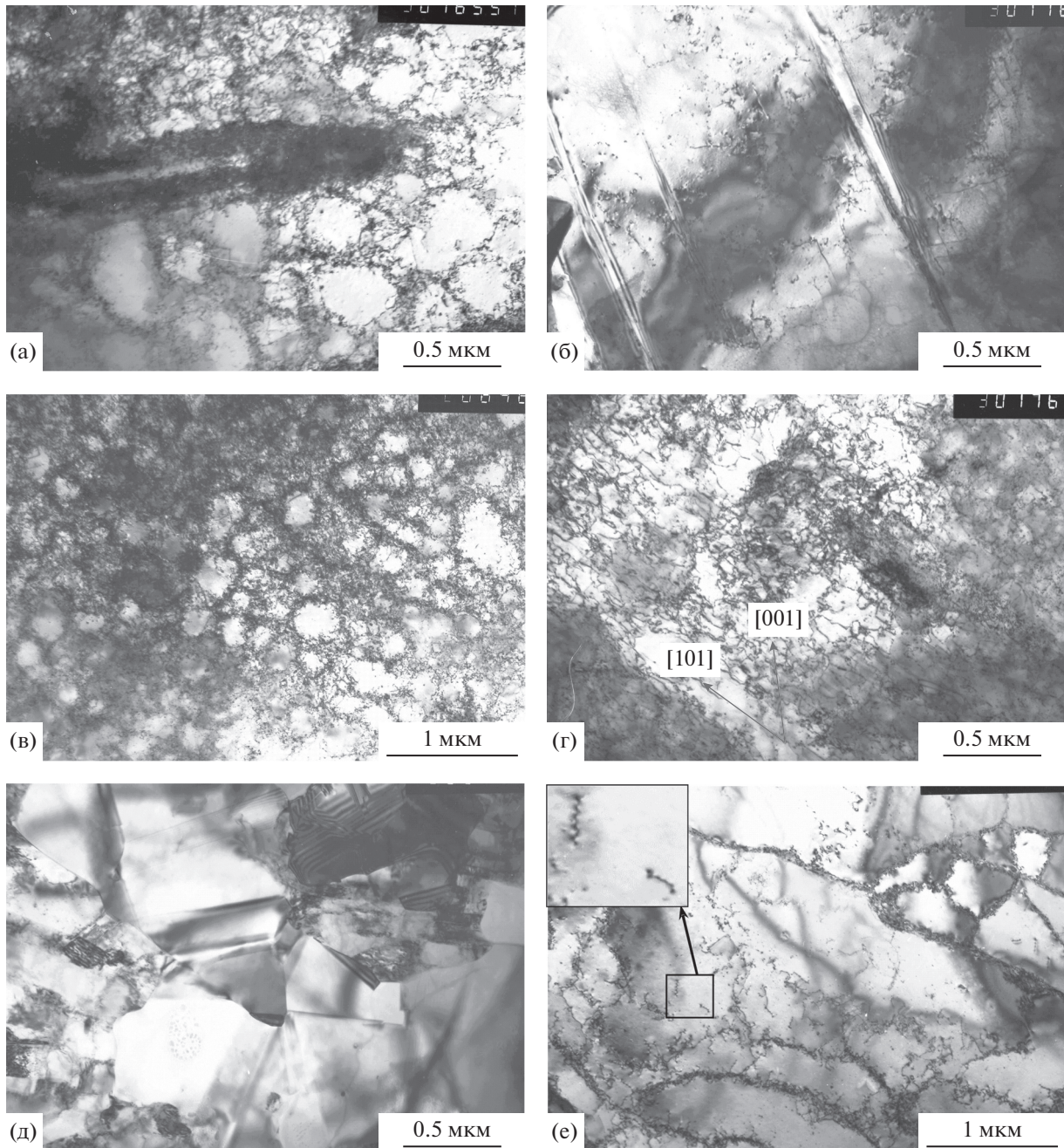
С увеличением глубины залегания слоя наблюдается уменьшение размера дислокационных ячеек и толщины их границ (рис. 2в). Детальное рассмотрение зависимости размера дислокационных ячеек от величины давления на фронте ударной волны проведено в работе [15].

В слое, расположенном на расстоянии  $x = 2.6$  мм от поверхности шара ( $r = 15.35$  мм), четкая ячеистая структура не формируется. Плотность дисло-

каций также понижается. Часто наблюдаются дислокации, вытянутые в направлении  $\langle 110 \rangle$  (рис. 2г).

Структура слоя с  $x = 4.7$  мм ( $r = 13.25$  мм) отличается большой неоднородностью. В нем присутствуют участки с полосовой структурой, участки с полигонизованной структурой и участки с плохо сформированной ячеистой структурой. Кроме того, наблюдаются микродвойники, расположенные как одиночно, так и образующие скопления, а





**Рис. 2.** Микроструктура монокристалла меди после нагружения в слоях, расположенных перпендикулярно направлению [010] на различных расстояниях  $x$  от поверхности шара: а –  $x = 0.8$  мм; б –  $x = 1.4$  мм; в –  $x = 1.8$  мм; г –  $x = 2.6$  мм; д –  $x = 4.7$  мм; е –  $x = 7.6$  мм.

также рекристаллизованные зерна разного размера и формы (рис. 2д), образование которых происходило в полосах локализации деформации, которые были обнаружены в средних и глубоких слоях этого шара [9].

В слоях вблизи полости из-за сильного повышения температуры происходит интенсификация процессов полигонизации и рекристаллизации (рис. 2е). Микродвойники в структуре по-

прежнему встречаются, однако чаще всего они одиночные.

В микроструктуре монокристалла меди после нагружения наблюдается большое количество дислокационных вакансионных петель (рис. 3). В глубоко расположенных слоях из-за повышения температуры происходит коагуляция дислокационных вакансионных петель и сток вакансий на границы зерен и дислокации. Сток вакансий на дислока-



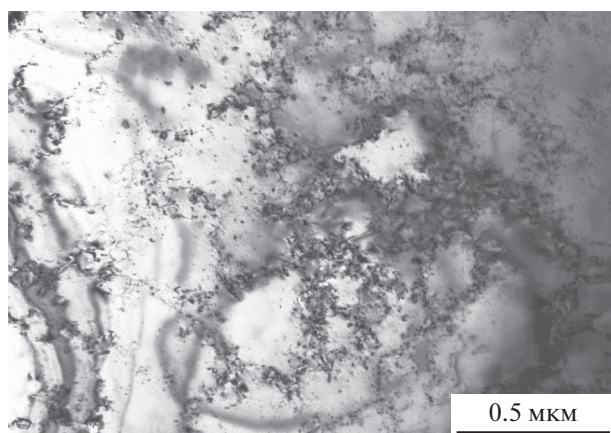


Рис. 3. Дислокационные вакансионные петли в монокристалле меди после нагружения.

ции приводит к образованию геликоидальных дислокаций (см. вставку на рис. 2е).

**Микроструктура монокристалла меди в слоях, расположенных перпендикулярно направлению [110].** В отличие от направления [010] в направлении [110], ячеистая дислокационная структура не об-

разуется. В приповерхностных слоях наблюдается большое количество однородно распределенных дислокаций (рис. 4а). Наряду с однородно распределенными дислокациями в структуре присутствуют микрополосы, вид которых несколько отличается от вида микрополос, наблюдающихся в фольгах с ориентацией  $\langle 100 \rangle$ , из-за меньшего угла наклона плоскости  $\{111\}$  по отношению к плоскости наблюдения (рис. 4б).

В этих слоях наблюдаются также единичные микродвойники. На соответствующих микроэлектрограммах вблизи двойниковых рефлексов присутствуют тонкие диффузные штрихи, свидетельствующие о незначительной толщине микродвойников.

При увеличении глубины залегания слоя плотность однородно распределенных дислокаций понижается. В слое, расположенном на расстоянии  $x = 5.1$  мм от поверхности шара ( $r = 12.85$  мм), в основном наблюдаются микрополосы с узкими границами, формирующие полосовую структуру (рис. 4в). Кроме того в этом слое присутствуют участки с полигонизованной и рекристаллизованной структурой. При приближении к полости таких участков становится больше, и структура слоя с

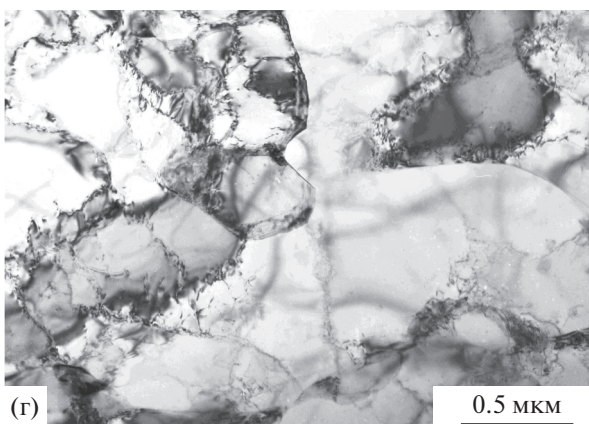
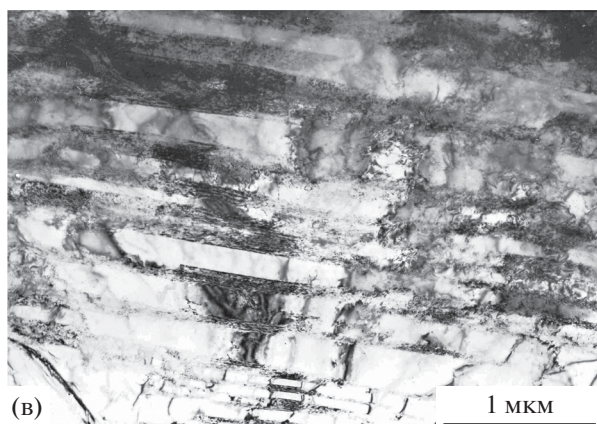
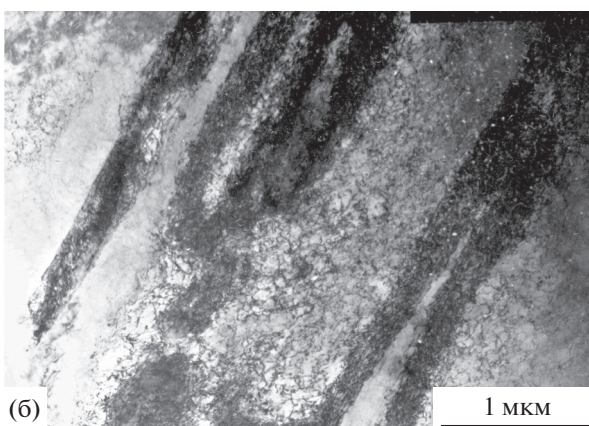
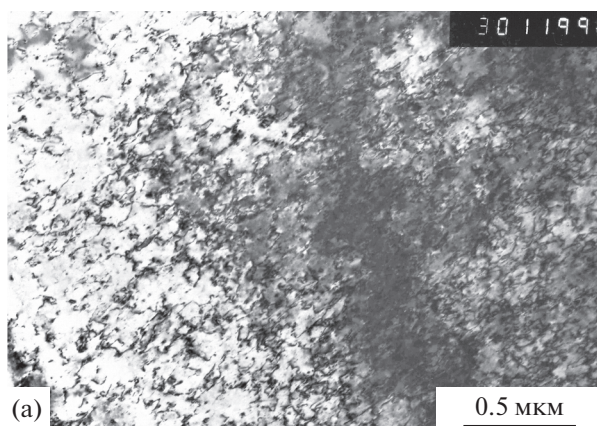


Рис. 4. Микроструктура монокристалла меди после нагружения в слоях, расположенных перпендикулярно направлению [110] на различных расстояниях  $x$  от поверхности шара: а, б –  $x = 2.2$  мм; в –  $x = 5.1$  мм; г –  $x = 8.1$  мм.

$x = 8.1$  мм ( $r = 9.85$  мм), в основном содержит субзерна и рекристаллизованные зерна (рис. 4г).

Дислокационные вакансионные петли при этой ориентации монокристалла также образуются в большом количестве.

Таким образом, проведенное исследование показало, что дислокационная структура для кристаллографических ориентаций [010] и [110] обнаруживает существенное различие. Для ориентации [010] в деформационной микроструктуре монокристалла меди наблюдается хорошо развитая ячеистая структура, образованная дислокациями  $1/2 \langle 110 \rangle$ . Для ориентации [110] ячеистая дислокационная структура не образуется. Этот результат не согласуется с данными, полученными в работе [7], в которой образование ячеистой дислокационной структуры было обнаружено как в зернах с ориентацией [100], так и в зернах с ориентацией  $[01\bar{1}]$ . Однако, как отмечают авторы, после нагружения наблюдался разворот зерна с кристаллографической ориентацией  $[01\bar{1}]$  в различных участках вплоть до  $25^\circ$ . Поэтому обнаружение ими ячеистой дислокационной структуры могло относиться к областям с измененными ориентациями.

Согласно существующим представлениям, появление ячеистой структуры связано с образованием неподвижных барьеров Ломера–Котрелла. Барьеры Ломера–Котрелла возникают при движении дислокаций в пересекающихся плоскостях скольжения. Однако в зависимости от действующих систем скольжения характер образующихся барьеров разный. Наиболее эффективные барьеры Ломера–Котрелла возникают в тех случаях, когда первичная и сопряженная ей плоскость действуют одновременно [16–18]. Деформация вдоль направлений  $\langle 100 \rangle$  характеризуется тем, что четыре действующих плоскости скольжения одновременно являются и первичными, и сопряженными для соответствующих плоскостей. Поэтому в процессе деформации вдоль направлений  $\langle 100 \rangle$  происходит интенсивное образование эффективных барьеров Ломера–Котрелла, а вследствие этого и формирование ячеистой структуры. При распространении ударной волны вдоль направлений  $\langle 110 \rangle$  активизируются только две плоскости скольжения, а сопряженные к ним плоскости скольжения не принимают участия в пластической деформации из-за того, что фактор Шмида для них становится равным нулю. В результате этого не происходит образование эффективных барьеров Ломера–Котрелла, и, соответственно, не формируется ячеистая структура.

Из полученных результатов следует, что на образование микрополос, полосовой структуры, микродвойников и дислокационных вакансионных петель направление распространения ударной волны не оказывает существенного влияния. Во всех слу-

чаях в приповерхностных слоях и слоях, расположенных на средних радиусах, происходит образование большого количества микрополос. Переход к формированию полосовой структуры наблюдается в средних по глубине залегания слоях.

В работе [10] была предложена схема образования микрополос при ударном нагружении металлов и сплавов с ГЦК-структурой. Она включает в себя первоначально генерацию поляризованных дислокаций в первичных плоскостях скольжения, а затем аннигиляцию дислокаций противоположного знака в центральной части полосы, приводящую к созданию канала, свободного от дислокаций, окруженного двойными дислокационными стенками. Однако, можно предположить, что образование микрополос происходит несколько другим путем. Из полученных в этой работе и в [9] данных следует, что зарождение дислокаций на фронте ударной волны происходит не только гомогенно, но также и гетерогенно, приводя к локализации деформации. В результате этого происходит образование микрополос с высокой плотностью дислокаций. В процессе распространения микрополос температура повышается сильнее в их внутренней части. В результате этого, дислокации в центральной части микрополосы перемещаются с большей скоростью, чем дислокации, расположенные вблизи ее границ. Это приводит к образованию свободного от дислокаций канала внутри микрополосы.

В отличие от работ [2, 3, 5, 8], дефекты упаковки в деформационной структуре монокристалла меди нами не наблюдались.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Изучена деформационная структура монокристалла меди после нагружения сферически сходящимися ударными волнами в направлениях  $\langle 100 \rangle$  и  $\langle 110 \rangle$  в зависимости от глубины залегания слоя в шаровом образце. Обнаружено, что при таком способе нагружения в обоих направлениях происходит образование дислокаций, микрополос, полосовой структуры, микродвойников и дислокационных вакансионных петель. Плотность дислокаций в приповерхностных слоях достигает величины  $\sim 10^{15} \text{ м}^{-2}$ .

Формирование ячеистой структуры зависит от направления распространения ударной волны: в направлении  $\langle 100 \rangle$  образуется четкая ячеистая структура, а в направлении  $\langle 110 \rangle$  она не образуется. Отсутствие ячеистой структуры при распространении ударной волны в направлении  $\langle 110 \rangle$  объяснено в терминах механизма образования барьеров Ломера–Котрелла.

Предложено новое объяснение образования микрополос.



Работа выполнена в рамках государственного задания по теме “Давление” № АААА-А18-118020190104-3.

Электронно-микроскопическое исследование выполнено на просвечивающем электронном микроскопе JEM-200CX в центре коллективного пользования “Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов” ИФМ УрО РАН.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Могилевский М.А., Бушнев Л.С.* Последовательность развития деформационной структуры в монокристаллах Al и Cu при ударно-волновых нагружениях до 50 и 100 ГПа // *Физика горения и взрыва*. 1990. Т. 26. № 2. С. 95–102.
2. *Meyers M.A., Gregori F., Kad B.K., Schneider M.S., Kalantar D.H., Remington B.A., Ravichandran G., Boehly T., Wark J.S.* Laser-induced shock compression of monocrystalline copper // *Acta Mat.* 2003. V. 51. P. 1211–1228.
3. *Schneider M.S., Kad B.K., Gregori F., Kalantar D., Remington B.A., Meyers M.A.* Laser-induced shock compression of copper: orientation and pressure decay effects // *Met. and Mat. Trans. A*. 2004. V. 35A. P. 2633–2646.
4. *Lassila D.H., Shen T., Cao B.Y., Meyers M.A.* Effect of low-temperature shock compression on the microstructure and strength of copper // *Met. and Mater. Trans. A*. 2004. V. 35A. P. 2729–2739.
5. *Cao B.Y., Lassila D.H., Schneider M.S., Kad B.K., Huang C.X., Xu Y.B., Kalantar D.H., Remington B.A., Meyers M.A.* Effect of shock compression method on the defect substructure in monocrystalline copper // *Mater. Sci. Eng. A*. 2005. V. 409. P. 270–281.
6. *Li S.X., Yang R.Q., Li J.W., Zhang Z.F.* Shear localization in dynamic deformation of copper single crystals // *Phil. Mag.* 2006. V. 86. № 36. P. 5769–5786.
7. *Cao F., Beyerlein I.J., Addessio F.L., Sencer B.H., Trujillo C.P., Cerreta E.K., Grey III G.T.* Orientation dependence of shock-induced twinning and substructures in a copper bicrystal // *Acta Mat.* 2010. V. 58. P. 549–559.
8. *Cao B., Lassila D.H., Huang C., Xu Y., Meyers M.A.* Shock compression of monocrystalline copper: Experiments, characterization, and analysis // *Mater. Sci. Eng. A*. 2010. V. 527. P. 424–434.
9. *Добромыслов А.В., Талуц Н.И.* Деформационное поведение монокристалла меди в условиях нагружения сферически сходящимися ударными волнами // *ФММ*. 2018. Т. 119. № 10. С. 1079–1088.
10. *Huang J.C., Cray III G.T.* Microband formation in shock-loaded and quasi statically deformed metal // *Acta Met.* 1989. V. 37. P. 3335–3347.
11. *Sanchez J.C., Murr L.E., Staudhammer K.P.* Effect of grain size and pressure on twinning and microbanding in oblique shock loading of copper rods // *Acta Mater.* 1997. V. 45. P. 3223–3235.
12. *Murr L.E., Esquivel E.V.* Observations of common microstructural issues associated with dynamic deformation phenomena: Twins, microbands, grain size effects, shear bands, and dynamic recrystallization // *J. Mater. Sci.* 2004. V. 39. P. 1153–1168.
13. *Добромыслов А.В., Талуц Н.И., Козлов Е.А., Петровцев А.В., Юсупов Д.Т.* Деформационное поведение меди в условиях нагружения сферически сходящимися ударными волнами. Низкоинтенсивный режим нагружения // *ФММ*. 2013. Т. 114. № 4. С. 391–400.
14. *Добромыслов А.В., Талуц Н.И., Козлов Е.А., Петровцев А.В., Сапожников А.Т., Юсупов Д.Т.* Деформационное поведение меди в условиях нагружения сферически сходящимися ударными волнами. Высокоскоростной режим нагружения // *ФММ*. 2015. Т. 116. № 1. С. 101–113.
15. *Добромыслов А.В., Талуц Н.И., Козлов Е.А.* Влияние давления на фронте ударной волны и направления ее распространения на образование ячеистой структуры в монокристалле меди // *Деформация и разрушение материалов*. 2017. № 3. С. 13–19.
16. *Зегер А.* Механизм скольжения и упрочнения в кубических и гексагональных плотноупакованных металлах // *Дислокации и механические свойства кристаллов*. М.: ИИЛ, 1960. С. 179–268.
17. *Мак Лин Д.* Механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1965. 431 с.
18. *Хирт Дж., Лоте И.* Теория дислокаций. М.: Атомиздат, 1972. 599 с.