

ДВОЙНИКОВЫЕ СТРУКТУРЫ В МЕДИ ПОСЛЕ УДАРНОГО И БЕЗУДАРНОГО ВЫСОКОСКОРОСТНОГО НАГРУЖЕНИЯ

А. М. Подурец¹, В. А. Раевский¹, В. Г. Ханжин², А. И. Лебедев¹,
О. Н. Апрельков¹, В. В. Игонин¹, И. Н. Кондрохина¹, А. Н. Баландина¹,
М. И. Ткаченко¹, Ж. Ж. Пети³, М. Э. Зохер⁴

¹РФЯЦ, ВНИИ экспериментальной физики, 607188 Саров, am.podurets@gmail.com

²Московский институт стали и сплавов, 119045 Москва

³Исследовательский центр г. Грама, 46500 Грама, Франция

⁴Лос-аламосская национальная лаборатория, 87545 Лос-Аламос, США

Экспериментально исследована структура меди после высокоскоростного нагружения до давления $20 \div 80$ ГПа со скоростью деформирования $10^5 \div 10^9$ с⁻¹. Выше значений 20 ГПа и 10^6 с⁻¹ деформационные двойники группируются в пакеты, которые в оптическом микроскопе видны как параллельные полосы локализованной деформации внутри отдельных зерен. Количество полос в структуре растет с увеличением размера зерна, скорости деформирования, с понижением температуры образца и увеличением времени нагрузки вещества. Характерное время формирования двойниковых полос в меди оценивается в 0.3 мкс.

Ключевые слова: медь, ударная волна, высокоскоростная деформация, двойникование, локализация деформации.

ВВЕДЕНИЕ

Микроструктура металлов при их ударном нагружении определяется теми же процессами, которые происходят при любой деформации, в том числе конкуренцией двух основных механизмов пластической деформации — дислокационного скольжения и двойникования. Общей тенденцией при высокоскоростном деформировании металлов с различными типами кристаллической решетки является увеличение числа систем скольжения и инициирование двойникования как конкурирующего процесса. Каждый из двух механизмов деформации обладает своими особенностями и работает в определенных условиях. Механизмы различаются скоростями: двойники распространяются со скоростью порядка скорости звука, поэтому двойникование априори имеет преимущество при высокоскоростных нагрузках, хотя и является значительно более энергоемким процессом.

Действие того или иного механизма пластической деформации в условиях динамической нагрузки определяют обычно с помощью металлографического анализа образцов, сохраненных после нагружения. При сравнительно небольших давлениях, когда механизм двойникования еще не включился и происходит деформация скольжением, микроструктура деформированного материала может напоминать микроструктуру, получающуюся в результате обычной низкоскоростной деформации. Так, в монокристаллах меди при нагружении ударными волнами интенсивностью $p = 5$ [1] и 12 ГПа [2] наблюдалась ячеистая структура, характерная для деформированных металлов и формирующаяся, когда в кристалле работает несколько систем скольжения.

Попытки экспериментально определить порог двойникования в меди при ударно-волновом нагружении дали большой разброс результатов у различных исследователей: от 1.6 до 34.5 ГПа [3]. В работе [2] расчетом по теоретической модели построены зависимости порога двойникования в меди от диаметра зерна d и температуры T (с увеличением зерна порог двойникования уменьшается, а с ростом температуры — увеличивается). При $d \approx 100$ мкм и $T = 300$ К получено значе-

J. Petit³, M. A. Zocher⁴.

³Centre d'etudes de Gramat, France.

⁴Los Alamos National Laboratory (LANL), USA.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 09-02-97036-р_поволжье_а) и Научно-образовательного центра при Саровском физико-техническом институте (НОЦ № 02.740.11.0189).

ние порога двойникования 17 ГПа. В [4] установлено, что при дальнейшем росте давления в материале количество двойников и их объемная доля увеличиваются. Но, как известно, повышение давления при ударном нагружении ведет и к повышению температуры. Поэтому очевидно, что начиная с некоторого значения давления дальнейший его рост будет приводить к нарастанию явлений рекристаллизации деформированного материала и число дефектов кристаллической структуры, в том числе и двойников, может снижаться. Следы рекристаллизации после ударного нагружения монокристаллической меди наблюдались в [4] при $p = 60$ ГПа.

Следует отметить, что плотность дислокаций, так же как и двойников, увеличивается с ростом давления ударного нагружения, по крайней мере до появления рекристаллизационных эффектов.

В микроструктуре ударно-нагруженных металлов двойники обычно представляют собой тонкие ($\approx 0.1 \div 0.01$ мкм) пластины, расположенные в плоскостях, определяемых кристаллографической ориентацией кристаллита относительно геометрии ударной волны. Образование двойников при ударной деформации зависит не только от приложенного давления, но и от времени действия импульса. Наличие двойников в ударно-нагруженном сплаве Cu—8.7Ge было отмечено уже при длительности импульса давления ≈ 0.01 мкс, с увеличением длительности импульса количество двойников росло [5]. В сплавах меди сильное влияние на соотношение скольжения и двойникования при динамической деформации оказывает энергия дефектов упаковки [6, 7].

Характерной особенностью микроструктуры металлов, претерпевших высокоскоростное нагружение, является наличие в ней внутренних полос локализованной деформации (ПЛД), имеющих явную кристаллографическую направленность. При наблюдении в оптическом микроскопе они представляют собой систему параллельных линий с периодом порядка нескольких микрометров. Несмотря на то, что существование таких полос наблюдалось много раз, это явление до сих пор изучено мало. Представления о природе полос в литературе различны, отсюда и разные их наименования у различных авторов. С точки зрения одних, эти образования представляют собой полосы скольжения (а значит, их природа дислокационная)

[8], с точки зрения других — двойники [3], но чаще всего исследователи априори не высказываются о природе полос и нейтрально называют их линейными дефектами (linear defects) [9], параллельными полосами (parallel strips) [10], полосами сдвига (shear bands) или полосами локализованной (гетерогенной) деформации. Мы будем пользоваться последним термином.

Цель данной работы — изучение закономерностей формирования и структуры полос локализованной деформации при высокоскоростном нагружении меди.

ЭКСПЕРИМЕНТЫ СО СПАДАЮЩЕЙ АМПЛИТУДОЙ УДАРНОЙ ВОЛНЫ

Образцы меди М1 $\varnothing 30 \times 32$ мм с начальными размерами зерна $d \approx 200, 100$ и 15 мкм нагружали ударной волной с уменьшающейся интенсивностью $p = 80 \div 20$ ГПа и сохраняли для последующих металлографических исследований. Опыты проводили при двух начальных температурах образцов — $T = 20$ и -190 °С, схема нагружающего устройства показана на рис. 1.

Исследуемый образец, заключенный в медную обойму диаметром 140 мм, нагружали тонким стальным ударником, разогнанным через зазор продуктами взрыва химического взрывчатого вещества. Для сохранения образца его прикрывали медным экраном со стороны нагружения и поджимали медными подложками со стороны, противоположной нагружению. Давление в сборке контролировалось мanganinовыми датчиками, расположенными на уровне обоих торцов цилиндрического образца. При такой постановке остаточная деформация медного образца составляла $3.8 \div 5.5$ % (по изменению высоты цилиндрического образца). На рис. 2 приведены расчетные профили давления и амплитуда ударной волны на различных глубинах исследуемого образца. На входе

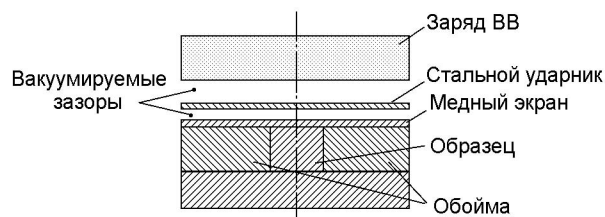


Рис. 1. Схема проведения экспериментов

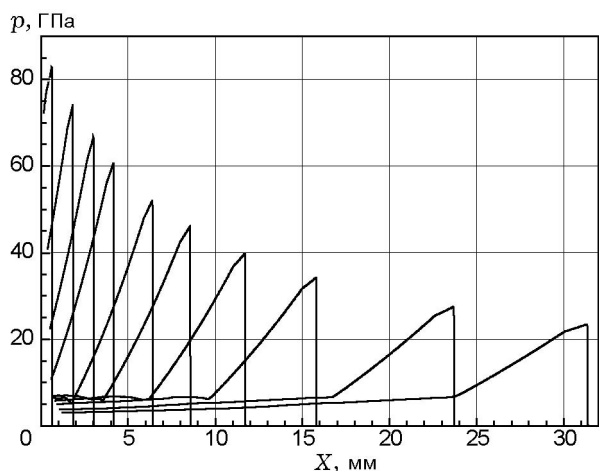


Рис. 2. Расчетные профили давления ударной волны на различных глубинах образца

в образец амплитуда ударной волны составляла $p = 80$ ГПа, на выходе — $p = 20$ ГПа. Двумерные расчеты процессов в экспериментальных сборках показали, что скорость деформирования образца при боковой разгрузке на несколько порядков меньше, чем при нагружении. В частности, при $p = 50$ ГПа она была менее 10^4 с^{-1} . Это позволяет считать, что исследуемые структуры формируются на фронте и непосредственно за фронтом волны нагружения, а не в процессе разгрузки.

Во всех сохранных образцах при наблюдении в оптическом микроскопе были видны ПЛД (рис. 3), однако их количество сильно за-

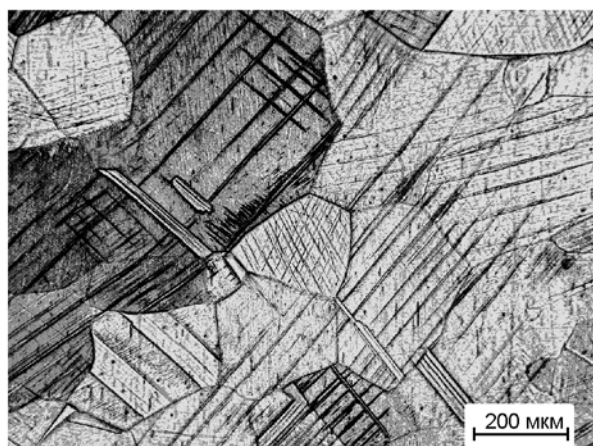


Рис. 3. Микроструктура меди с исходным средним размером зерна 200 мкм после ударно-волнового нагружения (глубина $X = 5$ мм, $p = 55$ ГПа, $T = 20^\circ \text{C}$)

висело от условий эксперимента. В качестве параметра, характеризующего наличие ПЛД в структуре, мы использовали отношение количества зерен, содержащих полосы, к общему количеству зерен. Подсчет проводили следующим образом. В поле микроскопа (или на электронную фотографию микроструктуры, выведенную на экран монитора) параллельно линии фронта волны помещали мерный отрезок (линейку). Подсчитывали число содержащих ПЛД зерен, имевших пересечения с данной линейкой, и общее число зерен, попавших на линейку. Отношение этих величин принимали за концентрацию зерен, содержащих ПЛД. Зависимости концентрации таких зерен от давления, а также от начальной температуры и исходного размера зерна приведены на рис. 4.

Сравнивая зависимости, представленные на рис. 4, можно сделать вывод, что размер зерна оказывает существенное влияние на вероятность образования ПЛД. Например, при $p = 40$ ГПа ($X = 15$ мм) в меди с мелким зерном ($d \approx 15$ мкм) содержится менее 2 % зерен с полосами. В меди с размером зерна $d \approx 100$ мкм доля зерен с ПЛД при том же давлении была не меньше 40 %, а в меди с $d \approx 200$ мкм — не меньше 60 %. Также заметно влияние температуры: охлаждение способствует увеличению количества ПЛД. Что касается периодичности полос, то заметна тенденция уменьшения периода с увеличением давления. Наиболее четко эта тенденция выявляется в образцах крупнозернистой меди ($d \approx 200$ мкм) (табл. 1). При этом минимальный наблюдавшийся период полос равнялся $2 \div 5$ мкм, максимальный — $35 \div 40$ мкм.

Таким образом, проведенные опыты продемонстрировали определенную зависимость формирования ПЛД от условий эксперимента — давления ударной волны, температуры, размера зерна.

Таблица 1
Средний период ПЛД в образце меди с диаметром зерна $d \approx 200$ мкм

X , мм	p , ГПа	Средний период полос, мкм
5	55	7
15	35	10
25	25	12

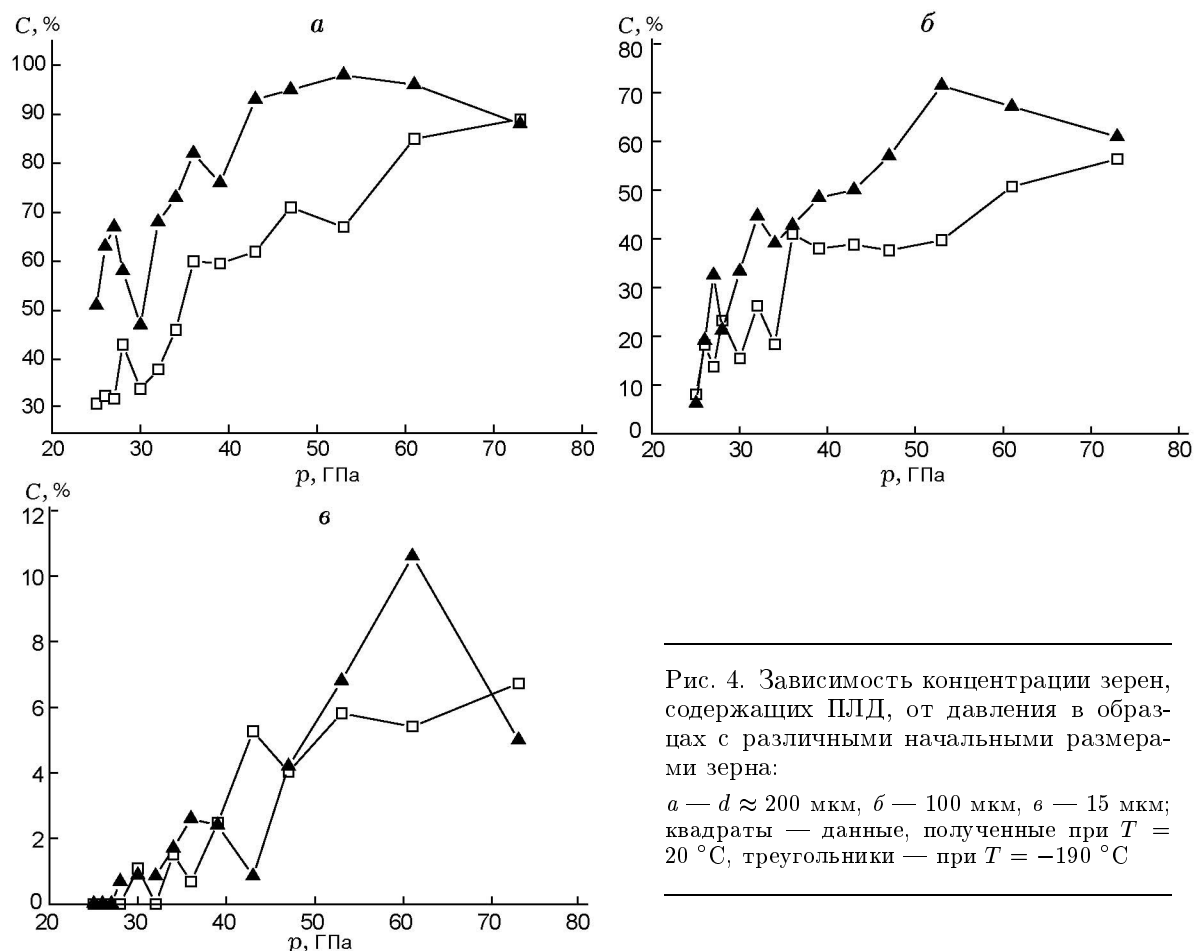


Рис. 4. Зависимость концентрации зерен, содержащих ПЛД, от давления в образцах с различными начальными размерами зерна:

a — $d \approx 200$ мкм, b — 100 мкм, v — 15 мкм; квадраты — данные, полученные при $T = 20^\circ\text{C}$, треугольники — при $T = -190^\circ\text{C}$

ЭКСПЕРИМЕНТЫ С ПЕРЕМЕННОЙ СКОРОСТЬЮ ДЕФОРМИРОВАНИЯ

При одной и той же амплитуде давления материал тем больше упрочняется, чем выше скорость деформирования (или, другими словами, чем уже фронт волны сжатия). Это было показано, в частности, на монокристаллах меди при переходе от квазиизотропического сжатия к ударно-волновому [11].

Для выяснения влияния скорости деформирования на образование ПЛД была поставлена серия экспериментов. Их постановка отличалась от приведенной на рис. 1 тем, что отсутствовал ударник, образцы нагружались непосредственно продуктами детонации через вакуумный зазор. При этом в образце возникала квазиизотропическая (безударная) волна сжатия. По мере продвижения по образцу фронт волны становился круче, скорость деформирования во фронте изменялась

от $\approx 10^5 \text{ с}^{-1}$ на поверхности образцов до значений $\approx 10^8 \div 10^9 \text{ с}^{-1}$, характерных для установившейся ударной волны (при оценке скорости использовались данные по ширине фронта волны сжатия из работы [12]). Уровень максимального давления при этом оставался постоянным. Амплитуды давления в опытах составляли 20, 35 и 50 ГПа. Для получения давления $p = 50$ ГПа применялось двухкаскадное нагружающее устройство. Профили давления волны на различных глубинах образца показаны на рис. 5 (на примере опыта с $p = 50$ ГПа).

В такой постановке были исследованы образцы мелкозернистой меди ($d \approx 20$ мкм). Толщина образцов составляла 7 мм (в опытах при $p = 35$ и 50 ГПа) и 14 мм (для $p = 20$ ГПа). Использование образца двойной толщины в случае $p = 20$ ГПа было вызвано тем, что при этом давлении трансформация квазиизотропической волны в ударную идет медленнее и на глубине 7 мм произойти не успевает.

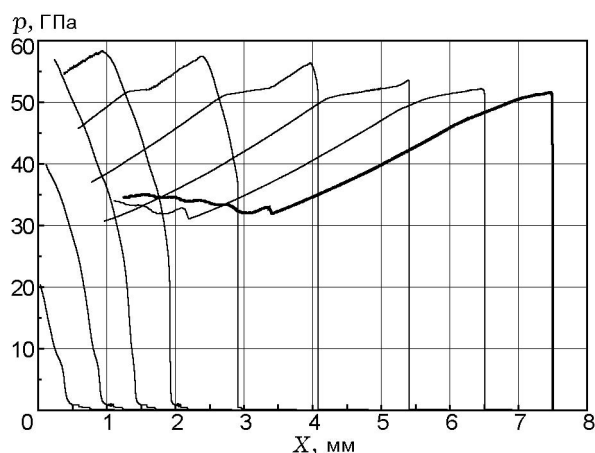


Рис. 5. Изменение профиля давления при движении волны в глубь образца в эксперименте с переменной скоростью деформирования (расчет, давление нагружения 50 ГПа)

В микроструктуре образца после опыта при $p = 20$ ГПа не обнаружено гетерогенных структур (ПЛД) внутри зерен. В образцах, нагруженных до $p = 35$ и 50 ГПа, обнаружены следы гетерогенной деформации. Распределение концентрации зерен, содержащих ПЛД, по глубине этих образцов приведено на рис. 6.

На рисунке также представлены зависимости скорости деформирования от глубины X . Как видно из рисунка, ПЛД в обоих образцах появляются на глубине образца около 3 мм, т. е. там, где квазиизэнтропическая волна начинает преобразовываться в ударную. Вбли-

зи тыльной поверхности образцов количество ПЛД начинает падать и уменьшается до нуля. Это, по-видимому, связано с явлениями разгрузки, избежать которых в данных экспериментах не удалось.

Максимальное количество зерен с ПЛД в этих экспериментах с медью при размере зерна $d \approx 20$ мкм практически такое же, как и в опыте с $d \approx 15$ мкм (см. рис. 4, б) при тех же давлениях, и значительно меньше, чем в опытах с более крупным зерном (см. рис. 4, а, б).

ОЦЕНКА ВРЕМЕНИ ФОРМИРОВАНИЯ ПЛД

Согласно [5] увеличение длительности ударно-нагруженного состояния в металлах приводит к росту плотности двойников. В некоторых наших экспериментах по исследованию меди ударная волна, приводящая к появлению ПЛД, выходила из медного образца в воду (а не в медную подложку, как показано на рис. 1). После выхода ударной волны в воду в медном образце распространялась волна разрежения. При этом время пребывания вещества в ударно-нагруженном состоянии оценивается величиной

$$\tau_d \approx 2 \frac{\Delta X}{c},$$

где ΔX — расстояние от границы образца с водой, c — скорость звука в меди. Следовательно, это время очень мало в слоях, близких к границе раздела. Амплитуда волны составля-

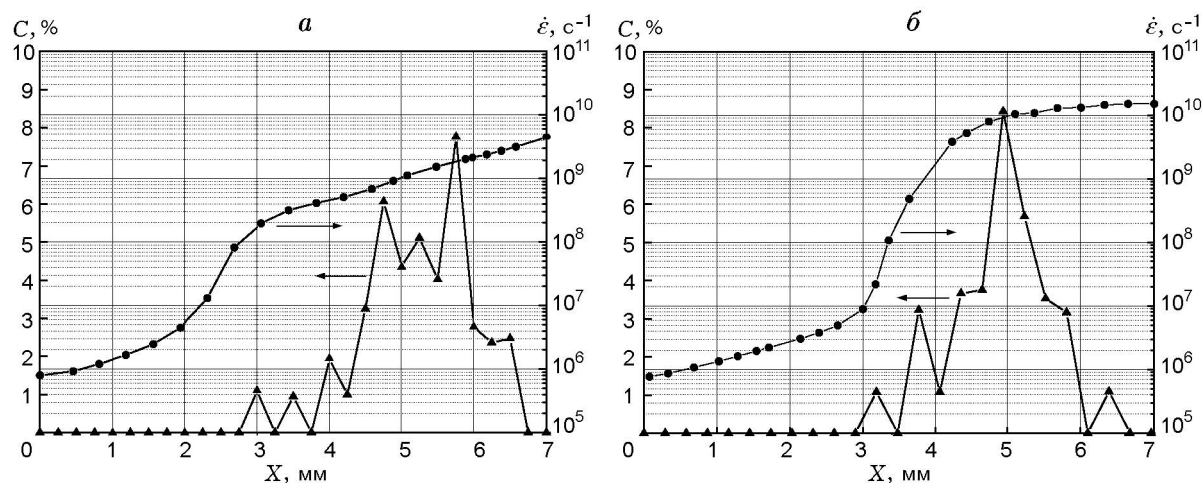


Рис. 6. Изменение концентрации зерен, содержащих ПЛД (треугольники), и скорости деформирования (кружки) по глубине образцов меди с размером зерна $d \approx 20$ мкм, нагруженных до 35 (а) и 50 ГПа (б)

ла 40 ГПа, исходная толщина образца 5 мм (после опыта — 4.5 мм), начальный размер зерна 100 мкм.

Распределение зерен с ПЛД по толщине образца приведено на рис. 7. Так же как и в опытах с подложкой (см. рис. 6), полосы локализованной деформации по мере продвижения волны по образцу наблюдаются не сразу, а начиная с некоторой скорости деформирования ($> 10^6 \text{ с}^{-1}$), соответствующей преобразованию безударной волны в ударную. Рост доли зерен, содержащих ПЛД, при приближении к поверхности контакта с водой ($X \approx 3.5 \text{ мм}$) замедляется, и наблюдается даже некоторое снижение доли. Возможно, это связано с уменьшением времени ударно-нагруженного состояния в этих слоях. Снижение плотности ПЛД начинается с глубины $\Delta X \approx 1 \text{ мм}$ (рис. 8), чему соответствует время $\tau_d \approx \frac{2 \cdot 1}{6} = 0.3 \text{ мкс}$. Вероятно, это характерное время формирования структуры полос локализованной деформации за фронтом ударной волны.

По-видимому, аналогичной причиной обусловлено уменьшение количества ПЛД в мелкозернистой меди вблизи контактной границы с медной подложкой (см. рис. 6). В этом случае разгрузка получилась «незапланированной», и делать какие-либо выводы, основываясь на ее наблюдении, нельзя.

Таким образом, можно отметить следующие особенности формирования ПЛД в меди с

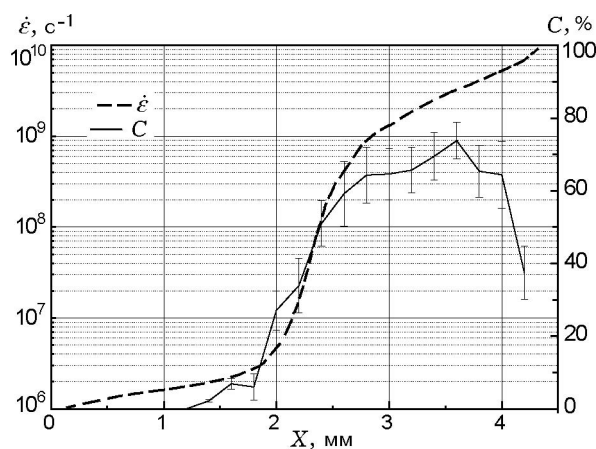


Рис. 7. Изменение концентрации зерен, содержащих ПЛД, и скорости деформирования по глубине образцов меди с размером зерна $d \approx 100 \text{ мкм}$ ($X = 5 \text{ мм}$, $p = 40 \text{ ГПа}$, разгрузка в воду)

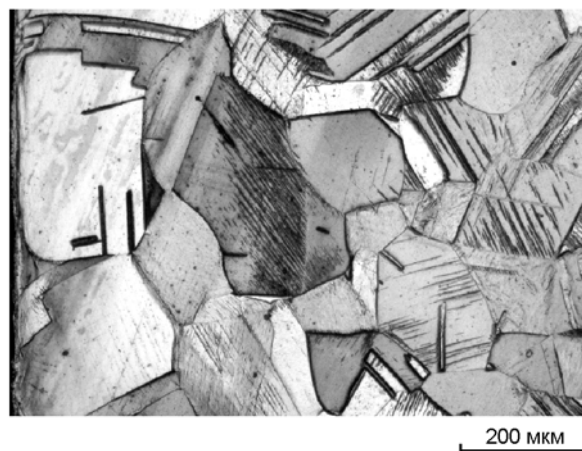


Рис. 8. Микроструктура поверхностного слоя образца меди с размером зерна $d \approx 100 \text{ мкм}$, находившегося в контакте с водой (поверхность контакта слева)

зернами различных размеров:

- ПЛД преимущественно образуются в крупнозернистой меди (при наличии разнотернистости — в крупных зернах);
- существует порог образования ПЛД как по амплитуде давления, так и по скорости деформирования;
- с ростом давления (до возникновения явлений, связанных с рекристаллизацией) количество ПЛД увеличивается, а их период уменьшается;
- с увеличением скорости деформирования количество ПЛД растет;
- понижение температуры образца повышает вероятность образования ПЛД;
- существует временная зависимость формирования ПЛД: если вещество находится под действием нагрузки меньше некоторого времени ($\approx 0.3 \text{ мкс}$), образование ПЛД тормозится.

С учетом всех особенностей формирования двойников при высокоскоростной деформации, рассмотренных в начале статьи, перечисленные закономерности позволяют предполагать, что механизмом, контролирующим формирование ПЛД при ударном нагружении, является двойникование.

ЭЛЕКТРОННАЯ МИКРОСКОПИЯ

Для качественного и количественного анализа субструктуры образцов, сохранных после высокоскоростной деформации, была при-

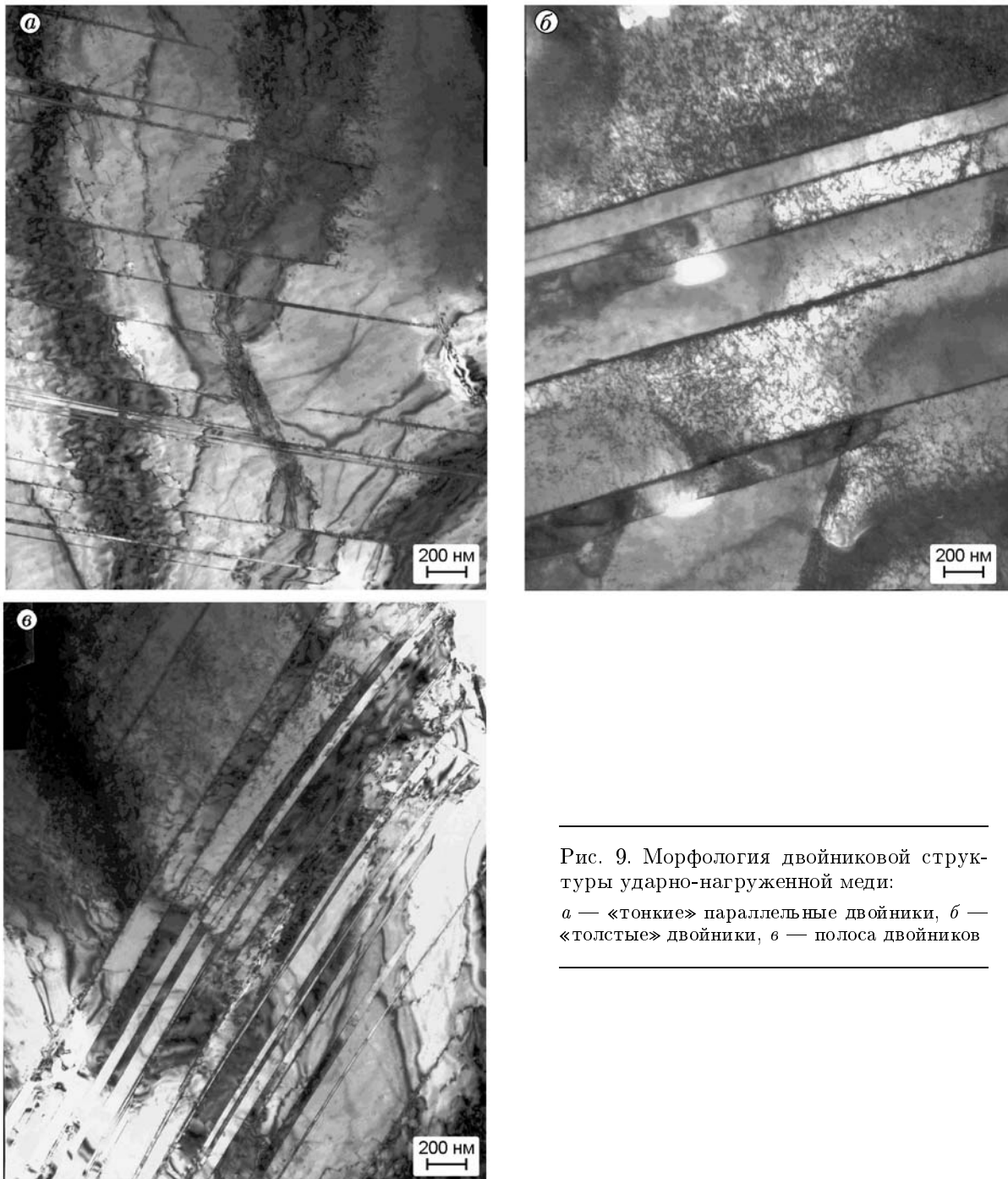


Рис. 9. Морфология двойниковой структуры ударно-нагруженной меди:

а — «тонкие» параллельные двойники, *б* — «толстые» двойники, *в* — полоса двойников

менена просвечивающая электронная микроскопия (только для образцов с $d \approx 20$ мкм, полученных в серии опытов с переменной скоростью деформирования). Примеры морфологии двойниковой структуры показаны на рис. 9.

По характерным размерам среди наблю-

давшихся двойников можно выделить двойники «тонкие», толщиной < 10 нм (рис. 9, *а*), и «толстые», толщиной ≈ 100 нм (рис. 9, *б*). Встречались двойники с некогерентными границами, что обычно для двойников отжига в меди. Возможно, они «наследованы» от исход-

ного состояния материала. Другим механизмом увеличения толщины двойников при высокоскоростной деформации является предложенная в [5] модель объединения их при достаточной длительности нагружающего импульса. По-видимому, возможны и иные механизмы, связанные, например, с адиабатическим характером высокоскоростной деформации.

Характерной конфигурацией является группировка двойников в полосы шириной до ≈ 4 мкм (рис. 9, в). По-видимому, эти группы двойников и ответственны за формирование рельефа, который мы наблюдаем в оптический микроскоп как описанные выше ПЛД.

Для количественной оценки двойниковой структуры были измерены объемная доля (концентрация) двойников и их средняя толщина (табл. 2). Из данных, приведенных в табл. 2, видно, что двойники в меди формируются и при квазиизоэнтропическом нагружении (при $p = 20$ ГПа, а также при $p = 35$ и 50 ГПа на глубине образца $X < 3$ мм, что соответствует $\dot{\epsilon} < 10^7$ с $^{-1}$), когда в оптическом микроскопе ПЛД не наблюдаются. Отличие заключается в распределении двойников по объему зерна. В случае квазиизоэнтропического нагружения это распределение более или менее равномерное, а при дальнейшем увеличении скорости деформирования двойники объединяются в па-

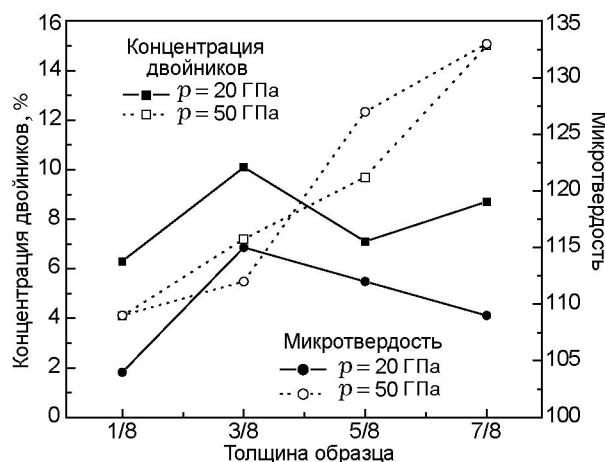


Рис. 10. Изменение микротвердости и концентрации двойников в меди по толщине образцов, нагруженных до $p = 20$ и 50 ГПа (исходная микротвердость меди $H_V = 90$)

кеты (ПЛД).

Важной особенностью высокоскоростного деформирования является увеличение деформационного упрочнения с возрастанием скорости процесса. То есть при деформации металла на одну и ту же величину увеличение прочности зависит от скорости деформирования. Этот эффект может быть связан с увеличением плотности двойников (и дислокаций) при ударном деформировании. Справедливость такого утверждения подтверждается измерениями микротвердости образцов по толщине (рис. 10).

ВЫВОДЫ

В области давлений $20 \div 50$ ГПа образование деформационных двойников в меди с исходным размером зерна 20 мкм происходит как при ударно-волновом, так и при квазиизоэнтропическом нагружении при скоростях деформирования $10^6 \div 10^{10}$ с $^{-1}$. Выше определенного порога давления (>20 ГПа) и скорости деформирования ($> 10^6$ с $^{-1}$) двойники группируются в пакеты, которые в оптическом микроскопе видны как полосы локализованной деформации с характерной шириной $2 \div 15$ мкм. Ниже этих порогов деформационные двойники распределены в объеме металла более однородно.

Количество ПЛД в структуре имеет тенденцию к увеличению с ростом размера зерна, давления (выше порогового значения ≈ 20 ГПа и до появления рекристаллизационных эффек-

Таблица 2

Объемная доля двойников в образцах меди с диаметром зерна $d \approx 20$ мкм после нагружения

X , мм	$\dot{\epsilon}$, с $^{-1}$	p , ГПа	Объемная доля двойников, %	Средняя толщина двойников, нм
1.5	10^5	20	6.3	78
4.7	10^6		10.1	94
7.9	10^8		7.1	87
11.2	$3 \cdot 10^8$		8.7	102
0.7	10^6	35	5.3	185
2.0	$5 \cdot 10^6$		7.2	95
3.3	10^8		10.4	148
4.6	$5 \cdot 10^8$		11.0	175
0.6	10^6	50	4.1	78
1.9	$2 \cdot 10^6$		7.2	120
3.1	10^7		9.7	539
4.4	$5 \cdot 10^9$		15.0	191

тов при $p > 50$ ГПа), скорости деформирования (выше порогового значения 10^6 с⁻¹), с понижением температуры образца и с увеличением времени нагрузки вещества.

Характерное время формирования ПЛД в меди оценивается в 0.3 мкс.

Количество двойников в структуре, как объединенных в ПЛД, так и равномерно распределенных, коррелирует со значениями микротвердости меди после ударно-волнового нагружения.

Возможно, образование ПЛД в структуре меди связано с эффектом временного разупрочнения в ударной волне, когда некоторые экспериментально наблюдаемые факты могут быть объяснены и описаны при помощи ввода в расчет временного уменьшения прочности (в 2–3 раза) за фронтом ударной волны [13]. Длительность такого разупрочнения составляет несколько десятых долей микросекунды, что согласуется с полученным нами характерным временем формирования двойниковой структуры в меди.

ЛИТЕРАТУРА

1. Могилевский М. А., Демьянов Б. Ф., Царегородцев А. И. Микроструктура монокристаллической меди после ударного нагружения плоской волной в направлении [110] // Изв. вузов. Физика. — М., 1983. — Деп. в ВИНТИ, № 4460-83.
2. Meyers M. A., Gregori F., Kad B. K., et al. Plastic deformation in laser-induced shock compression of monocrystalline copper // Shock Compression of Condensed Matter — 2001 / M. Furnish (Ed.). — Pt 1. — 2001. — P. 619–622.
3. Дерибас А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом. — Новосибирск: Наука, 1980.
4. Мейерс М. А., Мурр Л. Е. Образование дефектов при деформации ударной волной // Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов. — М.: Металлургия, 1984. — С. 121–151.
5. Larouche S., Marsh E. T., Mikkola D. E. Strengthening effects of deformation twins and dislocations introduced by short duration shock pulses in Cu — 8,7Ge // Metallurg. Trans. — 1981. — V. A12, N 10. — P. 1777–1785.
6. Rohatgi A., Vecchio K. S., Gray III G. T. A metallographic and quantitative analysis of the influence of stacking fault energy on shock-hardening in Cu and Cu—Al alloys // Acta Materialia. — 2001. — V. 49. — P. 427–438.
7. Meyers M. A., Schneider M. S., Jarmakani H., et al. Deformation substructures and their transitions in laser shock-compressed copper-aluminum alloys // Metallurg. and Mater. Trans. — 2008. — V. 39A. — P. 304–321.
8. Эпштейн Г. Н. Строение металлов, деформированных взрывом. — М.: Металлургия, 1988.
9. Murr L. E., Esquivel E. V. Observation of common microstructural issues associated with dynamic deformation phenomena: Twins, microbands, grain size effects, shear bands, and dynamic recrystallization // J. of Mater. Sci. — 2004. — V. 39. — P. 1153–1168.
10. Xiao G. H., Tao N. R., Lu K. Microstructures and mechanical properties of a Cu—Zn alloy subjected to cryogenic dynamic deformation // Mater. Sci. and Eng. — 2009. — V. A513-514. — P. 13–21.
11. Могилевский М. А., Бордзиловский С. А., Горшков Н. Н. Влияние ширины фронта при квазиизэнтропическом сжатии на упрочнение некоторых металлов // Физика горения и взрыва. — 1978. — Т. 14, № 6. — С. 110–114.
12. Chhabildas L. C., Asay J. R. Dynamic yield strength and spall strength measurement under quasi-isentropic loading // Shock Wave and High Strain Phenomena in Materials. — New York, 1992. — P. 947.
13. Nadezhin S. S., Ignatova O. N., Rayevsky V. A., Soloviev V. P. Wide-range high-strain-rate shear strength model for metals // Advances in Materials Science / D. D. Kusnezov, O. N. Shubin (Eds.). — Albuquerque, 2009. — P. V-24.

Поступила в редакцию 20/VII 2010 г.