

06.4

Структура волны сжатия при плоском ударном деформировании монокристалла молибдена [100] с различной начальной плотностью дислокаций

© Г.В. Гаркушин^{1,2}, А.С. Савиных^{1,2}, С.В. Разоренов^{1,2}, И.В. Парамонова³¹ Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Московская обл., Россия² Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия³ НИИ НПО „ЛУЧ“, Подольск, Московская обл., Россия

E-mail: garkushin@icp.ac.ru

Поступило в Редакцию 7 февраля 2022 г.

В окончательной редакции 15 марта 2022 г.

Принято к публикации 15 марта 2022 г.

Проведены исследования особенностей эволюции упругопластической волны сжатия в монокристаллах Мо вдоль кристаллографической плоскости [100], имеющих различную начальную дислокационную структуру, сформированную путем малых деформаций разной степени статического сжатия при комнатной температуре. Анализ волновых профилей, зарегистрированных с помощью лазерного интерферометра VISAR в образцах разной толщины, показал немонотонное изменение динамического предела упругости в зависимости от начальной плотности дислокаций: предварительная осадка монокристалла сжатием снижает динамический предел упругости в 3 раза.

Ключевые слова: монокристалл, малые деформации, эволюция волны сжатия, волновой профиль, интерферометр VISAR.

DOI: 10.21883/PJTF.2022.09.52447.19153

Молибден является типичным представителем тугоплавких металлов с объемно-центрированной кубической структурой. Механизмы пластической деформации хорошо изучены при квазистатическом нагружении [1]. Ударно-волновые испытания поликристаллических образцов проводились в работе [2] в диапазонах длительностей нагрузки 10^{-9} – 10^{-6} с и интенсивности от 5 до 100 GPa. Авторы работы [3] сосредоточились на измерении волновых профилей упругопластической волны в зависимости от толщины образцов от 0.23 до 2.31 mm с привлечением численного моделирования для понимания дислокационных механизмов и систем скольжения, активизирующихся при ударно-волновом деформировании. Динамический предел упругости молибдена, измеренный в этой работе, составил 3.6 GPa и практически не менялся в зависимости от пройденного расстояния (толщины) в образцах. Влияние начальной дефектности монокристаллов на значение предела упругости ранее не исследовалось. Такая информация необходима для обеспечения полноты описания свойств материалов при их эксплуатации в экстремальных условиях, построения определяющих соотношений и моделей для предсказательных расчетов различного рода ударных воздействий [4–6]. Проведенные ранее исследования на титановом сплаве ВТ1-0 [7] показали, что пластическая деформация 0.6% и связанное с ней увеличение плотности дислокаций радикально изменяют кинетику деформирования и понижают величину динамического предела упругости. Результаты анализа эволюции волновых профилей указывают на монотонное возрастание плотности

подвижных дислокаций с деформацией на начальной стадии независимо от величины действующего напряжения. Определена связь между динамическими прочностными свойствами и плотностью дислокаций в структуре для аустенитной нержавеющей стали 03X17H14M3 и меди М1 в работе [8]. В материалах с гранцентрированной кубической кристаллической решеткой динамический предел текучести возрастает с увеличением плотности дислокаций (при постоянном размере зерна).

Целью настоящей работы является получение новых данных об особенностях эволюции упругопластической волны сжатия в образцах монокристаллического молибдена [100], имеющих различную начальную плотность дислокаций H_d .

Монокристалл Мо [100] был изготовлен методом бестигельной зонной плавки. Измеренная плотность монокристаллов составляла $\rho_0 = 10.230 \text{ g/cm}^3$. Образцы для исследования с номинальной толщиной 0.9 и 2.0 mm и поперечными размерами $15 \times 20 \text{ mm}$ вырезались из монокристаллической заготовки на электроэрозионном станке так, что плоскость образцов соответствовала кристаллической плоскости [100]. Отклонение от плоскости ориентации составляло 11° . Эксперименты проведены на монокристаллических образцах в исходном состоянии (недеформированных), а также после пластической деформации осадкой на лабораторном гидравлическом прессе МС-1000. Степень деформации составляла 0.6 и 5.5%. Оценка плотности дислокаций H_d проводилась методом ямок травления. Для подготовки поверхности использовался травитель Мураками следующего состава:

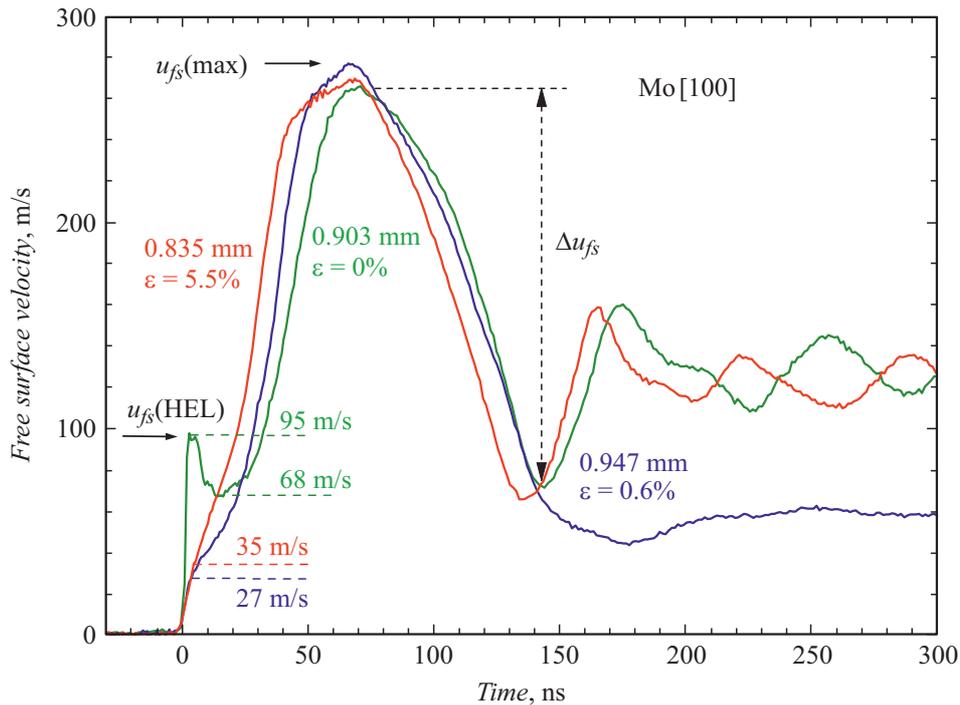


Рис. 1. Профили скорости свободной поверхности монокристаллических образцов номинальной толщины 0.9 mm (реальные толщины указаны около каждого профиля). Толщина медного ударника 0.193 mm.

3–10 g NaOH + 10–30 g $K_3Fe(CN)_6$ + 100 ml H_2O . Анализ изображений проводился на электронном сканирующем микроскопе TESCAN MIRA 3. Для всех состояний образцов измерены продольные скорости звука (c_l) и микротвердость HV (среднее количество измерений 10, нагрузка 1000 g, выдержка 15 s) с целью определения свойств после изменения дефектности структуры монокристалла. Полученные данные представлены в табл. 1.

Как видно из таблицы, результаты этих измерений демонстрируют заметное влияние пластической деформации на характеристики монокристалла. Увеличение плотности дислокаций ведет к росту его твердости, а уменьшение продольной скорости звука можно объяснить появлением в процессе деформирования в объеме кристалла мозаики напряженных областей, распределение и размер которых меняются при пластической деформации [9]. Продольная скорость звука при степени деформации 5.5% уменьшается практически на 4% по сравнению со значением для недеформированных кристаллов.

Импульсы ударного сжатия в кристаллах Mo генерировались плоскими медными ударниками, разогнанными с помощью газовой пушки калибром 50 mm. Давление ударного сжатия не превышало 8 GPa. Скорость метания ударников составляла 350 ± 10 m/s. Ударники толщиной 0.193 или 0.474 mm наклеивались на подложку из органического стекла (PMMA) толщиной 5 mm, расположенную на торце пустотелого дюралюминиевого (Д16Т) снаряда. Измерения скорости ударника осуществлялись методом электроконтактных датчиков. Эксперименты

Таблица 1. Результаты измерения продольной скорости звука, твердости и плотности дислокаций для монокристалла молибдена в зависимости от степени деформации

Параметр	Деформация		
	0%	0.6%	5.5%
c_l , m/s	6680 ± 5	6650 ± 5	6420 ± 5
HV, kgf/mm ²	159 ± 1	168 ± 1	179 ± 3
H_d , cm ⁻²	$\sim 1.8 \cdot 10^7$	$\sim 2.4 \cdot 10^7$	$\sim 1 \cdot 10^8$

проведены в вакууме ≤ 1 Torr. В процессе нагружения регистрировались профили $u_{fs}(t)$ скорости свободной поверхности образцов с помощью лазерного интерферометра VISAR [10]. На рис. 1, 2 представлены измеренные профили скорости свободной поверхности образцов номинальной толщиной 0.9 и 2 mm. Точное значение толщины и величина предварительной пластической деформации ϵ указаны у соответствующих профилей. В результате соударения в ударнике и образце формируются волны сжатия, длительность которых пропорциональна толщине ударника, а пиковое значение напряжения сжатия $P_{max} = \rho_0 U_S u_p$ пропорционально скорости удара [11]. Здесь u_p — максимальное значение массовой скорости, определяемое из волновых профилей, а U_S — скорость ударной волны, рассчитываемая по ударной адиабате молибдена в виде $U_S = 5.14 + 1.22u_p$ [12]. На волновых профилях фиксируется выход на свободную поверхность образца упругой и следующей за ней пластической волн

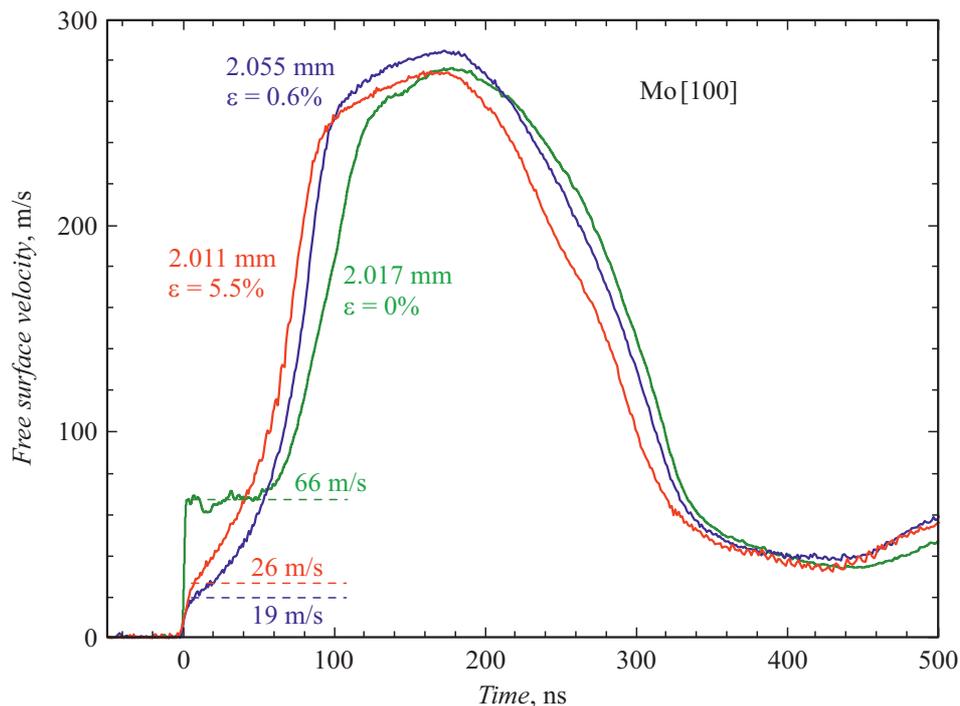


Рис. 2. Результаты опытов с образцами номинальной толщины около 2 мм (реальные толщины указаны около каждого профиля). Толщина медного ударника 0.474 мм.

сжатия. Небольшие вариации максимальной скорости поверхности $u_{fs}(\max)$ от опыта к опыту, по видимому, связаны с различием в динамических импедансах (ρc_l) исходного материала и материала, подвергнутого различным пластическим деформациям. Вслед за волной сжатия на поверхность выходит разгрузочная часть импульса сжатия — волна разрежения, которая вызывает падение скорости свободной поверхности образца на величину Δu_{fs} . Скачок скорости поверхности на фронте упругого предвестника u_{HEL} пропорционален динамическому пределу упругости материала [12]. Из рис. 1, 2 видно, что динамический предел упругости монокристалла молибдена в результате предварительной пластической деформации 0.6% падает более чем втрое, но затем немного возрастает при увеличении предварительной деформации до 5.5%. Полученный результат качественно согласуется с предложенной Одингом и Бочваром зависимостью предела текучести от плотности дислокаций [13]. С появлением подвижных дислокаций в кристалле Mo после пластической деформации ($\epsilon \sim 0.6\%$) напряжение течения быстро уменьшается до минимума, по-видимому, при некоторой критической плотности дислокаций. Дальнейшее увеличение плотности дислокаций при деформации $\epsilon \sim 5.5\%$ приводит к тому, что дислокации начинают блокировать друг друга, вследствие чего напряжение течения возрастает. Различие во времени выхода на поверхность пластической ударной волны относительно фронта упругого предвестника частично связано с разными значениями продольной скорости звука, а частично — с разными

законами упрочнения или разупрочнения в процессе динамического сжатия исходного и предварительно деформированного материала.

На рис. 3 сопоставлены фронтальные части всех измеренных волновых профилей. Видно, что для всех состояний материала имеет место затухание упругого предвестника по мере его распространения в монокристалле. В недеформированном кристалле по мере распространения изменяется также форма предвестника. Пик на фронте предвестника свидетельствует об ускоряющейся релаксации напряжений. Напряжение сжатия на фронте предвестника $\sigma_{HEL} = 0.5 u_{HEL} \rho c_l$, соответствующее динамическому пределу упругости материала, на выходе из образца толщиной 0.9 мм падает от 3.24 до 2.32 GPa. Для деформированных кристаллов толщиной около 0.9 мм величина σ_{HEL} составляет 0.92 GPa при $\epsilon = 0.6\%$ и 1.15 GPa при $\epsilon = 5.5\%$. На расстоянии 2 мм величина динамического предела упругости составляет 2.25, 0.65 и 0.85 GPa при предварительной деформации 0, 0.6 и 5.5% соответственно. Время нарастания параметров в пластической ударной волне пропорционально вязкости материала, которая в данном случае пропорциональна плотности подвижных дислокаций. Из сопоставления волновых профилей видно, что предварительная пластическая деформация увеличивает скорость сжатия в пластической стационарной волне $\dot{\epsilon}_x$, которая определяется достаточно просто — дифференцированием соответствующего участка волнового профиля $u_{fs}(t)$ и делением на скорость распространения волны U_S : $\dot{\epsilon}_x = \dot{u}_{fs}/2U_S$, в то время как скорость сжатия в упругой

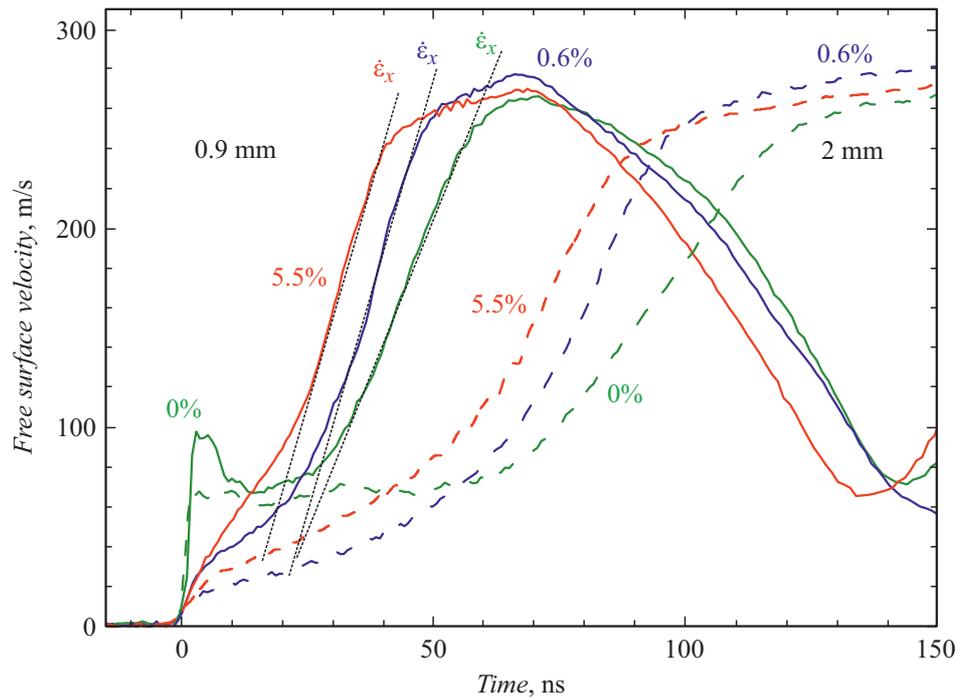


Рис. 3. Сравнение эволюции волны сжатия по мере распространения в монокристаллах молибдена в исходном состоянии и состоянии после предварительной пластической деформации. Пунктирными линиями показан наклон фронта пластической волны, который использовался при расчете скорости деформации $\dot{\epsilon}_x$ в пластической волне сжатия.

Таблица 2. Рассчитанные и суммированные параметры из экспериментальных волновых профилей для монокристаллического молибдена

Параметр	$h = 0.9 \text{ mm}$			$h = 2 \text{ mm}$		
	Деформация			Деформация		
	0%	0.6%	5.5%	0%	0.6%	5.5%
σ_{HEL}^* , GPa	3.24/2.32	0.92	1.15	2.25	0.65	0.85
$\dot{\epsilon}_{\text{HEL}}$, 10^4 s^{-1}	12	2.4	2.4	12	1.6	1.6
$\dot{\epsilon}_x$, 10^4 s^{-1}	1.8	2.4	2.4	1	1.5	1.5

* Интервал достоверности измерения σ_{HEL} не превышает 1%.

волне $\dot{\epsilon}_{\text{HEL}}$ существенно падает. В табл. 2 приведены полученные в ударно-волновых экспериментах данные для образцов монокристалла Мо.

Таким образом, проведенные ударно-волновые эксперименты на образцах монокристаллов молибдена [100] с различной начальной плотностью дислокаций однозначно продемонстрировали влияние дислокационной структуры материала на эволюцию волн сжатия. Показано, что предварительная холодная деформация осадкой на 0.6 и 5.5% существенно меняет кинетику деформирования и снижает предел упругости за счет образования подвижных дислокаций и напряженных областей решетки кристалла по сравнению со случаем недеформированного кристалла. Скорость сжатия в пластической ударной волне увеличивается по сравнению с таковой

для недеформированных кристаллов. Результаты исследований могут быть использованы для построения расчетных моделей и прогнозирования поведения подобных материалов при плоском ударном нагружении.

Благодарности

Авторы выражают благодарность начальнику отдела роста монокристаллических материалов, порошковой металлургии и материаловедческих исследований ФГУП НИИ НПО „ЛУЧ“ Р.А. Федосееву за помощь в проведении количественного анализа плотности дислокаций.

Финансирование работы

Работа выполнена в рамках НИОКР № 17706413348200001060/226/2871-Д от 31 июля 2020 г. с использованием оборудования Московского регионального взрывного центра коллективного пользования РАН по теме государственного задания № ААА-А19-119071190040-5. Подготовка образцов для ударно-волновых испытаний осуществлялась за счет средств по теме государственного задания № 075-00460-21-00.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] C.R. Weinberger, B.L. Boyce, C.C. Battaile, *Int. Mater. Rev.*, **58** (5), 296 (2013). DOI: 10.1179/1743280412Y.0000000015
- [2] G.I. Kanel, S.V. Razorenov, A.V. Utkin, V.E. Fortov, *J. Appl. Phys.*, **74** (12), 7162 (1993). DOI: 10.1063/1.355032
- [3] A. Mandal, Y.M. Gupta, *J. Appl. Phys.*, **121** (4), 045903 (2017). DOI: 10.1063/1.4974475
- [4] S. Yao, X. Pei, Z. Liu, J. Yu, Y. Yu, Q. Wu, *Mech. Mater.*, **140**, 103211 (2020). DOI: 10.1016/j.mechmat.2019.103211
- [5] R. Kositski, D. Mordehai, *J. Appl. Phys.*, **129** (16), 165108 (2021). DOI: 10.1063/5.0045131
- [6] A. Molinari, G. Ravichandran, *Mech. Mater.*, **37**, 737 (2005). DOI: 10.1016/j.mechmat.2004.07.005
- [7] Г.И. Канель, Г.В. Гаркушин, А.С. Савиных, С.В. Разоренов, *ЖЭТФ*, **154** (2), 392 (2018). DOI: 10.1134/S0044451018080175 [G.I. Kanel, G.V. Garkushin, A.S. Savinykh, S.V. Razorenov, *JETP*, **127** (2), 337 (2018). DOI: 10.1134/S1063776118080022].
- [8] С.В. Разоренов, Г.В. Гаркушин, Е.Г. Астафурова, В.А. Москвина, О.Н. Игнатова, А.Н. Малышев, М.И. Ткаченко, *Физ. мезомеханика*, **20** (4), 43 (2017).
- [9] Л.Б. Зуев, В.И. Данилов, Б.С. Семухин, *Успехи физики металлов*, **3** (3), 237 (2002). DOI: 10.15407/ufm.03.03.237
- [10] L.M. Barker, R.E. Hollenbach, *J. Appl. Phys.*, **43** (11), 4669 (1972). DOI: 10.1063/1.1660986
- [11] Г.И. Канель, *Ударные волны в физике твердого тела* (Физматлит, М., 2018).
- [12] *LASL shock Hugoniot data*, ed. by S.P. Marsh (University of California Press, Berkeley, 1980).
- [13] И.А. Одинг, *Прочность металлов* (Металловедение, М.–Л., 1932).