

УДК 699.3:539.4

Исследование плотности дислокаций в меди и тантале после ударного сжатия в зависимости от параметров нагружения и исходной микроструктуры

**А. М. Подурец, М. И. Ткаченко,
О. Н. Игнатова, А. И. Лебедев,
В. В. Игонин, В. А. Раевский**

Рентгенографическим способом изучена плотность дислокаций ρ в сохраненных образцах меди и тантала с различным размером зерна после высокоскоростного нагружения ударными и квазиизэнтропическими волнами амплитудой 20–100 ГПа. Скорость деформации составляла $10^6 - 10^9 \text{ с}^{-1}$. Подтверждено, что высокоскоростное нагружение генерирует в меди большую плотность дислокаций, чем квазистатическая деформация, а ударно-волновое нагружение – чем квазиизэнтропическое. В образцах меди наблюдается максимум ρ в области давления $P = 30 - 40 \text{ ГПа}$ (что соответствует деформации 0,25–0,3), за которым следует падение. Такое падение ρ объясняется отжигом дефектов при адиабатическом нагреве в результате сжатия. Отмечается увеличение ρ в меди с уменьшением температуры образца. В тантале с увеличением давления в ударной волне зафиксирован монотонный рост плотности дислокаций. Влияния разогрева на отжиг дефектов в тантале даже при максимальном давлении не обнаружено. Как в меди, так и в тантале наблюдается рост ρ с уменьшением среднего размера зерна.

Введение

Действие того или иного механизма пластической деформации в условиях динамической нагрузки часто определяют с помощью анализа образцов, сохраненных после нагружения. Учет действующих механизмов осуществляется в моделях поведения материалов под действием высокоскоростного деформирования, охватывающих возможно более широкий спектр параметров нагружения и исходных состояний [1, 2]. При этом экспериментальная верификация моделей может опираться не только на описание параметров ударно-волновых процессов, но и на характеристики дислокационной структуры, в том числе плотность дислокаций.

Рост плотности дислокаций в образцах при повышении давления в ударной волне экспериментально зафиксирован во многих металлах (Cu, Ni, Mo), сплавах и сталях [3–5]. При этом отмечается, что при одном и том же значении деформации высокоскоростное сжатие генерирует большую плотность дислокаций, чем сжатие квазистатическое. Расчеты указывают на рост плотности дислокаций при увеличении скорости деформации, в частности, в меди [6–8], и представляло бы интерес экспериментальное подтверждение этой закономерности в широком интервале скоростей деформации.

Целью данной работы являлось исследование плотности дислокаций после ударного нагружения в образцах двух металлов, имеющих разную кристаллическую решетку: гранецентрированной кубической меди и объемноцентрированного кубического тантала. Рассматривалось влияние на плотность дислокаций как параметров нагружения (максимального давления в волне, скорости деформации, начальной температуры опыта), так и исходной микроструктуры (размера зерна).

Материалы и постановка экспериментов

Для изготовления образцов использовалась отожженная медь М1 с размером зерна 20, 30 и 100 мкм, а также ультрамелкозернистая (УМЗ) медь со средним размером зерна $d \approx 0,5$ мкм. Тантал был трех разновидностей: со средним размером зерна 60 мкм, УМЗ со средним размером зерна 0,7 мкм, а также «разнозернистый» тантал. В разнозернистом тантале оценка среднего размера зерна не проводилась из-за неоднородности его зеренной структуры: наряду с областями, состоящими из зерен размером 30–100 мкм, в структуре присутствовали области с очень большими зернами размером порядка нескольких миллиметров.

Схема нагружающего устройства показана на рис. 1. Взрывное нагружение осуществлялось путем подрыва заряда взрывчатого вещества, при этом в экране и образце формировалась либо ударная, либо безударная (квазиизэнтропическая) волна сжатия. В опытах с медными образцами использовались экраны из меди, в опытах с танталовыми – из железа.

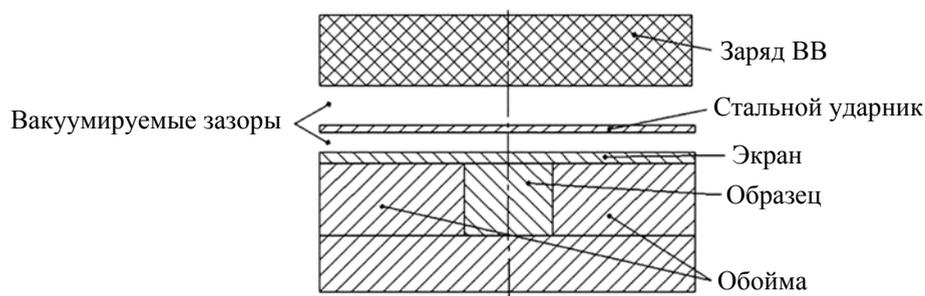


Рис. 1. Схема проведения экспериментов

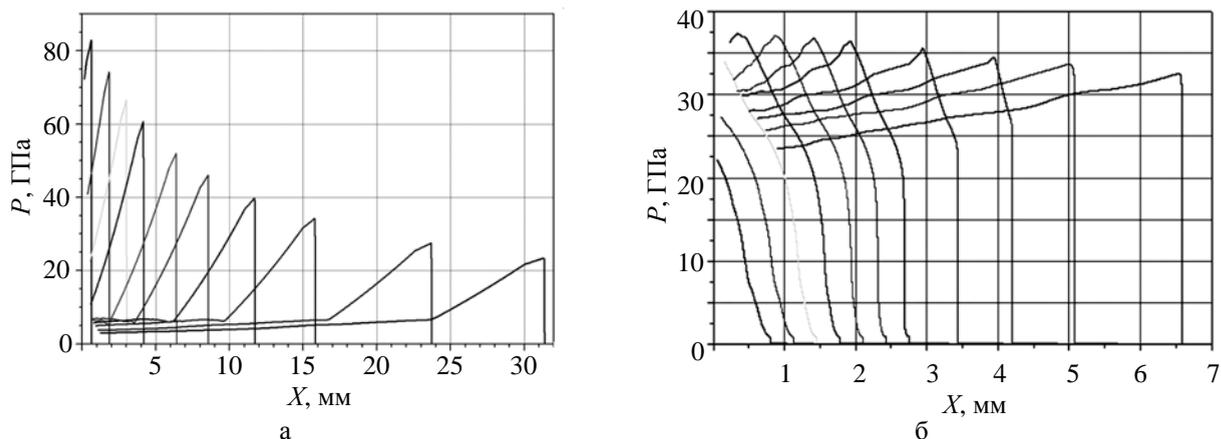


Рис. 2. Изменение давления в образце в зависимости от глубины при нагружении ударником (а) и без ударника (б). Расчет

Приведенную схему нагружения применяли в двух вариантах. В первом из них нагружение производилось при помощи разгоняемого продуктами взрыва стального ударника (как показано на рис. 1). В образце создавалась ударная волна (УВ), амплитуда которой уменьшалась по мере продвижения ее по образцу (рис. 2,а); таким образом, в зависимости от глубины образца X менялось пиковое давление в волне. При такой постановке реализовывалось ударно-волновое нагружение образцов до давлений $P = 20\text{--}100$ ГПа, скорость деформации $\dot{\epsilon}$ их оценивается, в зависимости от амплитуды волны, в $10^7\text{--}10^9\text{ с}^{-1}$. Образцы представляли собой диски диаметром 30–60 мм толщиной 30–35 мм. Размеры и материалы обоймы и подложки (в опытах с медью использовалась медь, в опытах с танталом – тантал) обеспечивали минимальное влияние деформации от боковых разгрузок. Результаты опытов, проведенных в такой постановке, приведены на рис. 5–9.

При другом варианте постановки ударник отсутствовал, и на поверхности образца возникала безударная (БУ) или квазиизэнтропическая волна, которая по мере продвижения по образцу превращалась в ударную (рис. 2,б). В этих экспериментах с глубиной образца изменялась скорость деформации при приблизительно постоянном пиковом давлении. Размеры образцов в этой постановке составляли $\text{Ø}20 \times 7$ мм. Исключение составил опыт при $P = 20$ ГПа, в котором толщина образца была 14 мм (использовались два диска по 7 мм). Необходимость использования образца двойной толщины была вызвана тем, что при этом сравнительно небольшом давлении трансформация безударной волны в ударную идет медленнее и на толщине 7 мм произойти не успевают. Результаты опытов, проведенных в такой постановке, приведены на рис. 3 и 4.

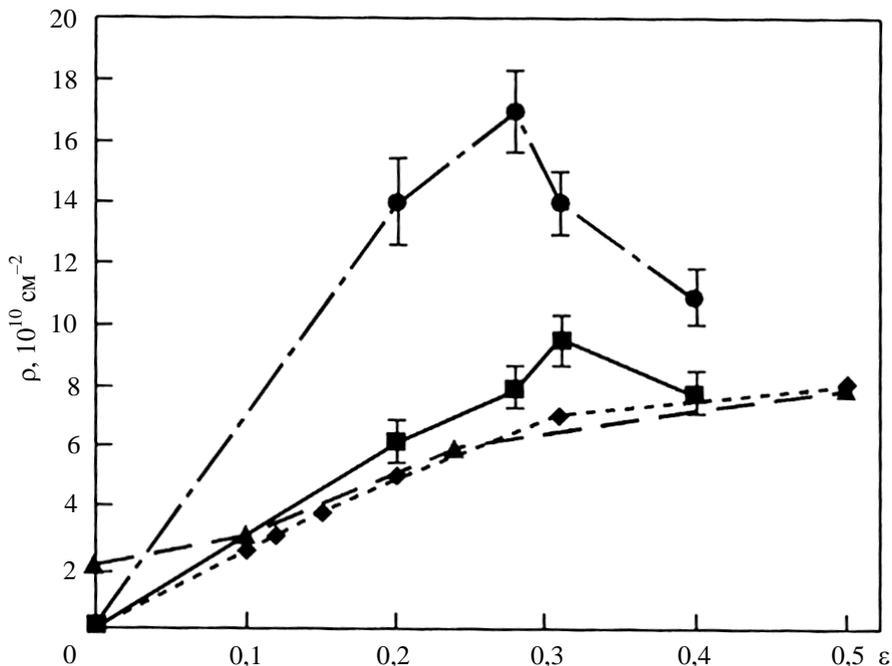


Рис. 3. Зависимость плотности дислокаций в меди с размером зерна 20 мкм от деформации после высокоскоростного нагружения в сравнении с данными по статическому нагружению [12, 13]; УВ – сжатие ударной волной ($\dot{\epsilon} \sim 10^9\text{ с}^{-1}$), БУ – безударное сжатие ($\dot{\epsilon} \sim 10^6\text{ с}^{-1}$): ● – 20 мкм, УВ; ■ – 20 мкм, БУ; ◆ – статика, монокристал (Haberjahn [13]); ▲ – статика, крупное зерно (Zehetbauer [12])

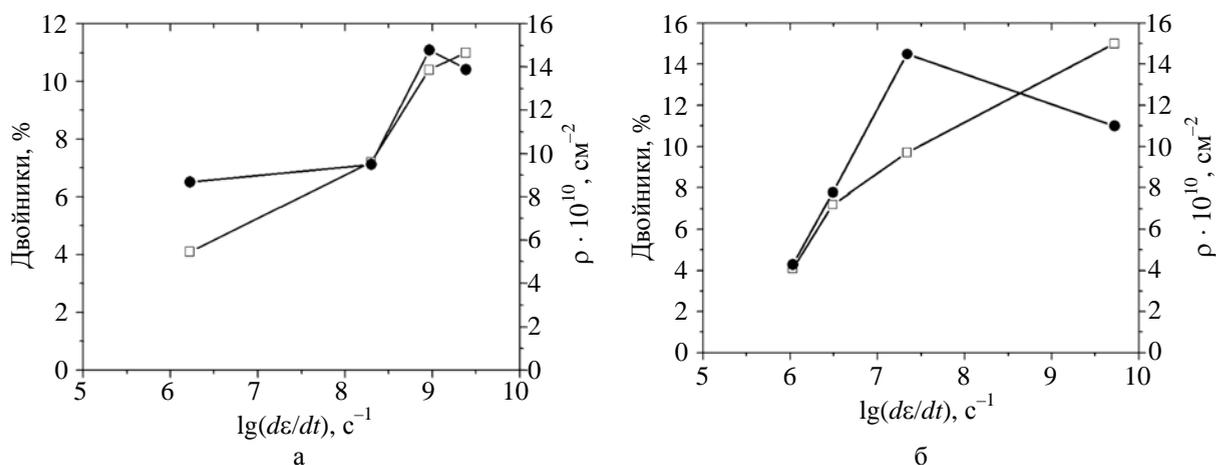


Рис. 4. Зависимость плотности дислокаций и двойников от скорости деформации при нагружении меди с $d \sim 20$ мкм до 35 ГПа (а) и 50 ГПа (б): □ – двойники; ● – ρ

Давление в опытах контролировалось при помощи манганиновых датчиков, установленных на входе волны в образец (между образцом и экраном) и на выходе волны из образца (между образцом и подложкой). Значения давления в промежуточных слоях образца (см. рис. 2), деформации ϵ и скорости деформации брались расчетные с опорой на показания датчиков. При оценке скорости деформации использовались данные по ширине фронта волны сжатия из работы [9].

Опыты проводились при двух начальных температурах образцов: $T \approx 20$ °С и $T \approx -190$ °С. Для того чтобы провести опыты с охлаждением, всю сборку перед подрывом выдерживали в жидком азоте, температуру контролировали термопарой.

После нагружения образцы были сохранены для последующего исследования. Их разрезали таким образом, чтобы получить с разной глубины X разные части образцов, испытывавшие различные воздействия ($P, \dot{\epsilon}$).

В работе применялся рентгеноструктурный способ определения плотности дислокаций, основанный на анализе искажения формы рентгеновской дифракционной линии дефектами кристаллического строения образца с использованием метода аппроксимации [10]. Анализ уширения по двум линиям ((111) и (311) для меди и (110) и (211) для тантала), а также гармонический анализ профиля линий (200) для меди показали, что физическое уширение во всех случаях в пределах экспериментальной погрешности определяется только микродеформацией решетки, изменение размеров блоков не происходит. В дальнейшем плотность дислокаций определялась по анализу уширения линии (311) меди и (211) тантала.

Результаты и обсуждение

Медь. Зависимость плотности дислокаций от скорости деформации исследована в образцах меди с размером зерна 20 мкм. Результаты приведены в табл. 1 и на рис. 3 и 4. Для удобства сравнения со статическими данными результаты на рис. 3 приведены в координатах $\rho(\epsilon)$, значения деформации брались как $\epsilon = \frac{4}{3} \ln \frac{V}{V_0}$ [11], где V_0 и V – удельный объем до и после ударного сжатия.

Таблица 1

Значения физического уширения линии (311) меди β и плотности дислокаций ρ в зависимости от давления нагружения и скорости деформации $\dot{\epsilon}$. Опыты без ударника (с переменной скоростью деформации)

P , ГПа	$\dot{\epsilon}$, с ⁻¹	β , град.	ρ , 10^{10} см ⁻²
20	10^6	0,232	6,1
	$3 \cdot 10^8$	0,351	14,1
35	10^6	0,276	8,7
	$5 \cdot 10^6$	0,289	9,5
	10^8	0,36	14,8
	$5 \cdot 10^8$	0,349	13,9
50	10^6	0,194	4,3
	$2 \cdot 10^6$	0,262	7,8
	10^7	0,356	14
	$5 \cdot 10^9$	0,31	11,0

Полученные результаты говорят о тенденции роста ρ с повышением скорости деформации в меди: высокоскоростное нагружение генерирует большую плотность дислокаций, чем квазистатическая деформация, а при ударно-волновой деформации ρ выше, чем при безударной. Это показано на рис. 3, где сравниваются значения плотности дислокаций, полученные при одних значениях ϵ , но разных $\dot{\epsilon}$. Здесь же для сравнения приведены данные, полученные при квазистатической деформации, из [12, 13].

При динамическом нагружении, особенно при ударно-волновом, наблюдается максимум на кривых $\rho(\epsilon)$ в области $\epsilon = 0,25-0,3$ (что соответствует давлению 30–40 ГПа), за которым следует падение. Этот эффект мы связываем с ростом температуры при высокоскоростном нагружении. Несмотря на кратковременность действий температуры, это может привести к частичному разупрочнению. Таким образом, падение ρ мы объясняем отжигом дефектов при адиабатическом нагреве в результате сжатия (на «статической» зависимости $\rho(\epsilon)$ (рис. 3) снижения не наблюдается).

Согласно общепринятым представлениям, при сравнительно низких давлениях деформация осуществляется в основном скольжением. При более высоких давлениях начинает включаться конкурирующий механизм деформации – двойникование. При этом вклад двойникования и связанного с ним упрочнения определяется значением энергии дефектов упаковки металла и давлением ударной волны. В меди порог двойникования при размере зерна 100 мкм и $T = 300$ К оценивается в $P = 17$ ГПа [14].

Сравнительно полно двойниковая структура после ударно-волнового и безударного высокоскоростного нагружения была изучена в мелкозернистой меди ($d \sim 20$ мкм) [15]. Было обнаружено, что при давлении в УВ ниже некоего порога (который оценивался авторами в 26–27 ГПа) и при безударном нагружении двойники в структуре сохраненного образца распределены в объеме материала равномерно. При повышении давления выше порогового и переходе от безударного к ударному сжатию двойники формируют пакеты, видимые в оптическом микроскопе как полосы локализованной деформации. Таким образом, реализуется гетерогенный характер деформирования на субзерненном уровне.

При этом возникает вопрос о возможном изменении роли дислокационного механизма при высоких давлениях и скоростях деформации в меди. Полученные экспериментальные результаты демонстрируют, что при высокоскоростном нагружении в области скоростей деформации $10^6 - 10^9 \text{ с}^{-1}$ необходимо учитывать оба механизма деформации. Появление двойников выше некоего порога по давлению и скорости деформации не приводит к «выключению» дислокационного механизма, который при высокоскоростной деформации обладает своими особенностями, в частности, высокой скоростью движения дислокаций. Сравнение зависимостей плотности двойников [15] и дислокаций (данные настоящей работы) от скорости деформации при постоянстве давления (рис. 4) показывает, что с ростом $\dot{\epsilon}$ до по крайней мере $10^8 - 10^9 \text{ с}^{-1}$ растут оба эти количественных показателя. Некоторое снижение ρ при $P = 35$ и 50 ГПа и больших $\dot{\epsilon} \sim 10^8 - 10^9 \text{ с}^{-1}$ не может объясняться разогревом, так как давление постоянно. Этот факт требует дальнейшей проверки и может быть вызван как недостаточной точностью исследования, так и физической причиной (например, сменой механизма деформации).

Перейдем к рассмотрению результатов, полученных в постановке опытов с ударником, в которых варьировались пиковое давление, температура и микроструктура исходных образцов (размер зерна). Результаты измерения ρ приведены в табл. 2 и на рис. 5 и 6.

Таблица 2

Значения физического уширения линии (311) меди β и плотности дислокаций ρ в зависимости от давления нагружения, температуры и размера зерна. Опыты с ударником

P, ГПа	d = 0,5 мкм		d = 30 мкм				d = 100 мкм			
	T = 20 °C		T = 20 °C		T = -190 °C		T = 20 °C		T = -190 °C	
	β , град.	ρ , 10^{10} см^{-2}	β , град.	ρ , 10^{10} см^{-2}	β , град.	ρ , 10^{10} см^{-2}	β , град.	ρ , 10^{10} см^{-2}	β , град.	ρ , 10^{10} см^{-2}
0	0,404	18,1	0,150	2,49			0,177	3,5		
20					0,500	27,7				
23			0,446	22	0,537	32	0,444	22,3	0,546	33
25					0,683	51,7	0,447	22,7		
27			0,578	37,1	0,736	60				
30	0,454	22,8	0,685	52					0,667	49,3
35			0,635	44,7			0,638	45,5		
40	0,542	32,6	0,581	37,4	0,721	57,7	0,754	64,4	0,913	92,5
45					0,621	42,7			0,803	71,5
50	0,529	31								
55			0,540	32,3						
60	0,047	0,25			0,263	7,7				
65			0,447	22,1						
80							0,171	3,2	0,09	0,89

На рис. 5 приведены значения плотности дислокаций в образцах с различным размером зерна. Можно отметить, что с увеличением размера зерна растет максимум ρ .

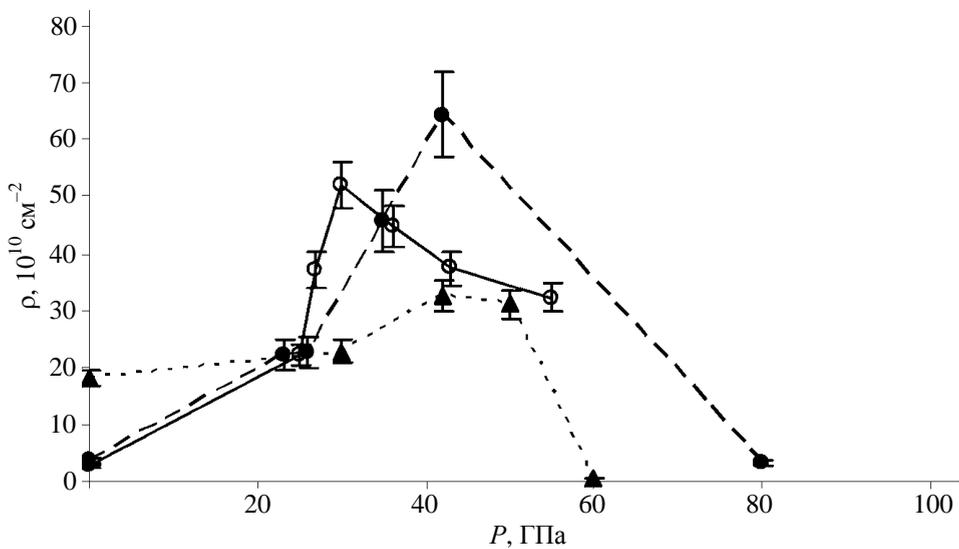


Рис. 5. Плотность дислокаций в меди с различным размером зерна в зависимости от давления при ударно-волновом нагружении (опыты с ударником): \blacktriangle – 0,5 мкм; \circ – 30 мкм; \bullet – 100 мкм

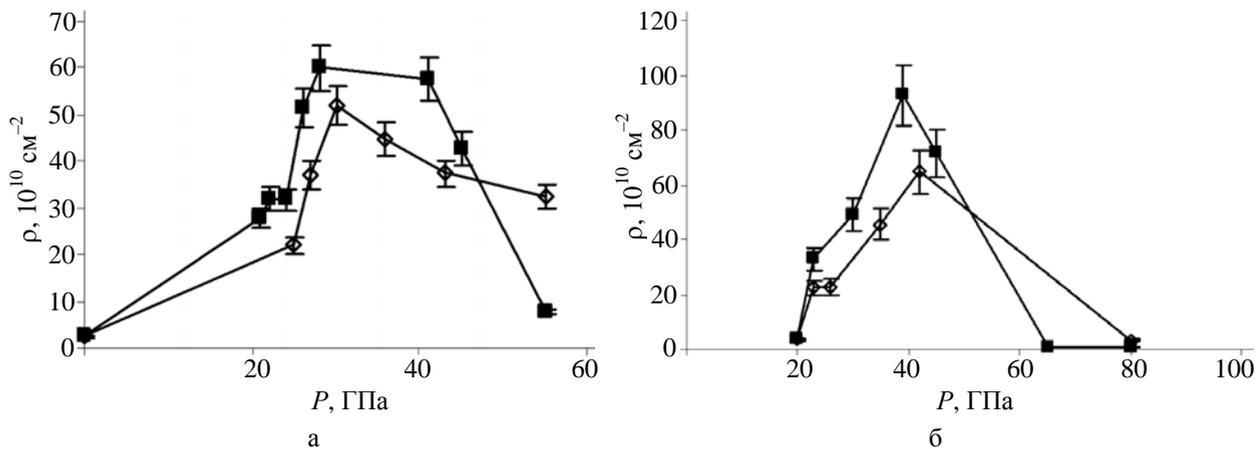


Рис. 6. Зависимость плотности дислокаций в меди с зерном 30 мкм (а) и 100 мкм (б) от давления при начальной температуре опытов 20 (\diamond) и -190 °C (\blacksquare)

Наибольшее значение ρ зафиксировано в 100-микронной меди, нагруженной давлением 40 ГПа при $T = -190$ °C – около 10^{12} см $^{-2}$. В ультрамелкозернистой меди, обладающей наибольшей исходной плотностью дислокаций ($2 \cdot 10^{11}$ см $^{-2}$), наблюдался относительно невысокий прирост ρ , менее чем в 2 раза, до максимального значения $\sim 3 \cdot 10^{11}$ см $^{-2}$. Так же, как и в опытах без ударника (см. рис. 3), мы наблюдаем максимальную ρ при $P = 30-40$ ГПа и ее спад при дальнейшем увеличении давления нагружения. Наиболее резкое падение плотности дислокаций наблюдается в УМЗ меди (в ней наиболее насыщенная дефектами начальная структура), и после нагружения до $P = 60$ ГПа значение ρ опускается практически до значения эталона.

Понижение температуры опыта до $-190\text{ }^{\circ}\text{C}$ несколько повышает наблюдаемое количество дислокаций (рис. 6). Наблюдаемая картина зависимости плотности дислокаций от приложенного давления формируется двумя противоположно действующими факторами: с ростом давления растет значение и скорость деформации, при этом растет количество генерируемых дислокаций. С другой стороны, с ростом давления увеличивается температура как при сжатии, так и после разгрузки, и происходит отжиг дефектов. Понижение температуры образца до опыта означает меньший разогрев во время сжатия и после разгрузки.

Представляет интерес сравнение полученных нами результатов с данными расчетов, выполненных по методу молекулярной динамики из работы [16] (рис. 7). Из рисунка видно, что наши результаты находятся в хорошем согласии с расчетами [16]. Следует учесть, что эти расчеты сделаны для монокристалла, и, если справедливо утверждение о росте плотности дислокаций с ростом зерна, кривая $\rho(P)$ монокристалла должна лежать немного выше наших экспериментальных кривых, как это получено в действительности (за исключением максимальных экспериментальных значений, лежащих практически на расчетной кривой). Отметим, что наши данные лежат заметно выше по ρ , чем результаты экспериментов Мурра [4].

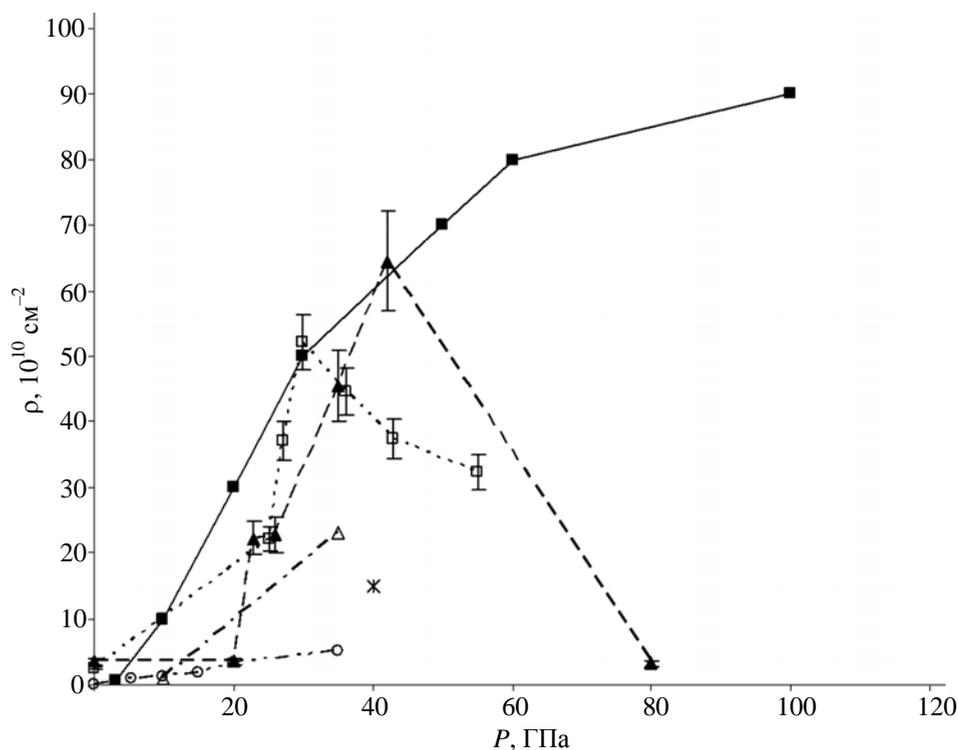


Рис. 7. Плотность дислокаций в меди. Сравнение результатов наших экспериментов с расчетами и экспериментальными данными других авторов [4–6, 16]: \square – 30 мкм; \blacktriangle – 100 мкм; \circ – Murr, эксперимент [4]; Δ – Rohatgi, эксперимент [5]; \blacksquare – Shehadeh, расчет [16]; * – Могилевский, оценка [6]

Расчет [16] не учитывает отжиг дислокаций в результате адиабатического разогрева, который фиксируется нами начиная с давления 30–40 ГПа. Он не учитывает и дополнительную деформацию образцов (правда, с гораздо меньшей скоростью деформации), которую они испытывают в волне разрежения. Следовательно, если опираться на расчет, то из сравнения его с экспериментом можно сделать вывод, что полученные в эксперименте результаты (при $P < 40$ ГПа) со-

ответствуют той плотности дислокаций, которая существует в материале во время ударно-волнового нагружения за фронтом волны.

Тантал. Результаты измерения плотности дислокаций в тантале приведены в табл. 3 и на рис. 8, 9. Плотность дислокаций в решетке тантала в изученном интервале состояний монотонно возрастает с увеличением давления нагружения. Влияния разогрева на отжиг дислокаций даже при максимальном давлении не обнаружено. Объяснением отсутствия эффекта разогрева может служить высокая температура плавления тантала (2980 °С по сравнению с 1083 °С у меди) и, следовательно, более высокая температура начала разупрочнения при отжиге. Эта же причина может объяснять отсутствие заметной разницы в результатах, полученных на охлажденном и неохлажденном образцах разнотанталового тантала (рис. 8). Зависимость наблюдаемой плотности дислокаций от размера зерна в тантале такая же, как и в меди (рис. 9): с ростом зерна плотность дислокаций возрастает, при этом данная зависимость выражена более четко. Возможным объяснением этого эффекта может быть более легкое размножение дислокаций в крупном зерне в условиях высокоскоростного нагружения.

Таблица 3

Значения физического уширения линии (211) тантала β и плотности дислокаций ρ в зависимости от давления нагружения, температуры и размера зерна. Опыты с ударником

P, ГПа	T = 20 °C						T = -190 °C	
	d = 0,7 мкм		d = 60 мкм		разнотанталовый тантал			
	β , град.	ρ , 10^{10} см^{-2}	β , град.	ρ , 10^{10} см^{-2}	β , град.	ρ , 10^{10} см^{-2}	β , град.	ρ , 10^{10} см^{-2}
0					0,105	0,64		
20	0,110	0,54	0,158	1,12	0,083	0,4	0,114	0,75
22	0,112	0,56	0,180	1,46	0,115	0,77	0,134	1,05
24	0,107	0,51	0,202	1,85	0,136	1,08	0,131	1,01
32	0,138	0,86	0,2	1,79				
35					0,177	1,84	0,165	1,58
55	0,175	1,38	0,244	2,68				
100	0,282	3,58	0,369	6,14	0,205	2,46	0,224	2,93

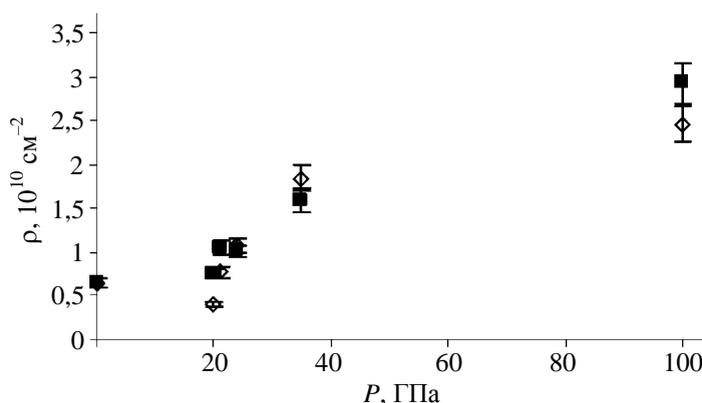


Рис. 8. Зависимость плотности дислокаций в тантале от давления при начальной температуре опытов 20 (◇) и -190 °C (■) (разнотанталовый тантал)

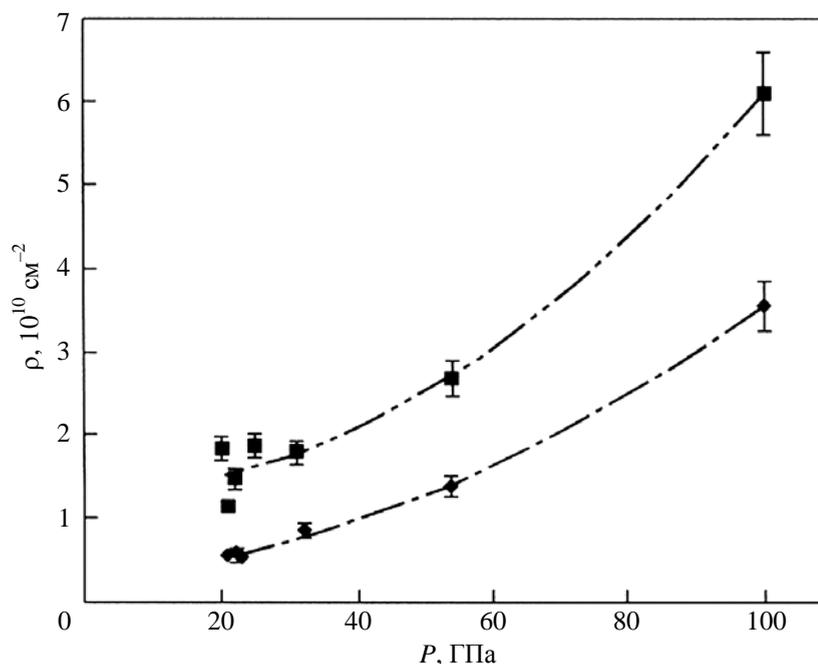


Рис. 9. Зависимость плотности дислокаций в тантале от давления. Образцы с размером зерна 0,7(◆) и 60 мкм (■)

Выводы

В образцах меди и тантала, сохранных после ударно-волнового и безударного нагружения при давлении $P = 20\text{--}100$ ГПа и скорости деформации $\dot{\epsilon} = 10^6\text{--}10^9\text{ с}^{-1}$, проведено рентгеноструктурное исследование плотности дислокаций. При этом наблюдались следующие закономерности.

Плотность дислокаций ρ возрастает с увеличением $\dot{\epsilon}$: высокоскоростное нагружение генерирует большую плотность дислокаций, чем квазистатическая деформация при одном уровне давления, а при ударно-волновой деформации ρ выше, чем при безударной.

В меди с ростом P плотность дислокаций возрастает до $P = 30\text{--}40$ ГПа, с дальнейшим ростом давления она падает. Такое падение ρ , по-видимому, объясняется отжигом дефектов при адиабатическом нагреве в результате высокоскоростного сжатия. В тантале ρ увеличивается с ростом P во всем исследованном интервале давлений, что мы объясняем более высокой температурой начала разупрочнения при отжиге тантала.

Зависимость плотности дислокаций от давления ударно-волнового нагружения в меди исследована в образцах с различным размером зерна d : 0,5, 30 и 100 мкм. Замечено, что максимальная достигнутая в образцах меди ρ тем выше, чем крупнее зерно. В тантале плотность дислокаций в образцах с $d = 60$ мкм больше, чем в образцах с $d = 0,7$ мкм во всем исследованном интервале P .

При понижении температуры образцов до $T = -190$ °С в меди ρ увеличивается. В тантале влияния температуры образцов на ρ не наблюдается.

Список литературы

1. Аниськин М. В., Игнатова О. Н., Каганова И. И. и др. Механические свойства тантала с различной микроструктурой при высокоскоростном деформировании // Физическая мезомеханика. 2010. Т. 13, № 4. С. 65–71.
2. Ignatova O. N., Kaganova I. I., Kal'manov A. B et al. Effect of shock wave and quasi-isentropic loading on the shear and spalling strength of metals with natural and microcrystalline structure // Proc. of the conf. Adv. in Mat. Sci. Prague, Czech Republic, August 31 – September 4, 2009.
3. George J. On electron microscope investigation of explosively loaded copper // Phil. Mag. 1967. Vol. 15. P. 497–506.
4. Мурр Л. Е. Микроструктура и механические свойства металлов и сплавов после нагружения ударными волнами // Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов / Пер. с англ. – М., 1984. С. 202–240.
5. Rohatgi A., Vecchio K. S. The variation of dislocation density as a function of the stacking fault energy in shock-deformed FCC materials // Mater. Sci. and Eng. 2002. Vol. A328. P. 256.
6. Могилевский М. А., Бордзиловский С. А., Горшков Н. Н. Влияние ширины фронта при квазиизэнтропическом сжатии на упрочнение некоторых металлов // Физика горения и взрыва. 1978. № 6. С. 110–114.
7. Shehadeh M.A., Bringa E.M., Zibb H.M. et al. Simulation of shock-induced plasticity including homogeneous and heterogeneous dislocation nucleation // Appl. Phys. Lett. 2006. Vol. 89. P. 171918.
8. Wang Z.Q., Beyerlein I. J., Le Sar R. P. Plastic anisotropy in fcc single crystals in high rate deformation // Int. J. of Plasticity. 2009. Vol. 25. P. 26–48.
9. 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.
10. Горелик С. С., Скаков Ю. А., Расторгуев Л. Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. – М.: МИСиС, 2002.1. Gray III G. T. Influence of shock-wave deformation on the structure/property behavior of materials // High-pressure shock compression of solids. – Springer-Verlag, 1993.
11. Gray III G. T. Influence of shock-wave deformation on the structure/property behavior of materials // High-pressure shock compression of solids. – Springer-Verlag, 1993.
12. Zehetbauer M., Ungar T., Kral R. et al. Scanning X-ray diffraction peak profile analysis in deformed Cu-polycrystals by synchrotron radiation // Acta Mater. 1999. Vol. 47. P. 1053–1061.
13. Haberjahn M., Klimanek P., Motylenko M. Substructure development in cold rolled copper single crystals // Mater. Sci. and Eng. 2002. Vol. A324. P. 196–199.
14. Meyers M. A., Gregori F., Kad B. K. et al. Plastic deformation in laser-induced shock compression of monocrystalline copper // Proc. of the «Shock compression of condensed matter-2001» / Ed. by M. Furnish. Pt. 1. P. 619–622.

15. Подурец А. М., Раевский В. А., Ханжин В. Г. и др. Двойниковые структуры в меди после ударного и безударного высокоскоростного нагружения // Физика горения и взрыва. 2011. Т. 47, № 5. С. 123–131.

16. Shehadeh H. A., Zbib H. M., Diaz de la Rubia T. Multiscale dislocation dynamics simulations of shock compression in copper single crystal // Int. J. of Plasticity. 2005. Vol. 21. P. 2369–2390.

The Dislocation Density in Cooper and Tantalum Subjected to Shock Compression Depending on Loading Parameters and Original Microstructure

A. M. Podurets, M. I. Tkachenko, O. N. Ignatova, A. I. Lebedev,
V. V. Igonin, V. A. Raevsky

The dislocation density ρ in cooper and tantalum specimens with various grain size that remained after high-strain-rate loading by shock and quasi-isentropic waves with amplitudes of 20–100 GPa has been studied using X-ray diffraction analysis. The deformation rate was 10^6 – 10^9 s⁻¹. It has been confirmed that high-strain-rate loading generates a higher dislocation density in cooper than does quasi-static deformation, as well as that the shock wave loading generates a higher dislocation density than quasi-isentropic loading. In cooper, a maximum of ρ has been found in the pressure range of $P = 30$ – 40 GPa, which corresponds to a degree of deformation of 0.25–0.3, followed by a drop. This drop in ρ is explained by the partial annealing of defects during adiabatic heating resulting from compression. An increase in ρ in cooper with decreasing specimen temperature has been noted. In tantalum, an increase in the shock wave pressure leads to a monotonic increase in the dislocation density. No effects of heating on the annealing of defects in tantalum has been found, even under the maximum pressure. As the average grain size increases, ρ increases in both cooper and tantalum.