

ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ В ЧИСТОЙ МЕДИ ПРИ ВЗРЫВНОМ НАГРУЖЕНИИ

М. А. Могилевский

(Новосибирск)

Прохождение достаточно сильной ударной волны через кристаллическое тело сопровождается изменениями в его структуре, проявляющимися, в частности, в упрочнении, образовании новых фаз и соединений. Для лучшего понимания эффектов, производимых ударной волной, связи между характеристиками ударной волны и свойствами материала необходимо как можно полнее знать особенности возникшей структуры.

Настоящая работа посвящена исследованию изменений, происшедших в чистой меди при нагружении плоской ударной волной. Особенности поведения дислокаций и двойникования при нагружении меди плоской ударной волной уже освещались в литературе. Методами оптической и электронной микроскопии, измерений прочностных характеристик показано, что прохождение ударной волны через металл приводит к сильному повышению плотности дислокаций, что является основной причиной большого упрочнения [1, 2]. При ударном нагружении повышается роль двойникования. Медь, которая при обычных скоростях деформирования двойникуется лишь при очень низких температурах [3], при ударном нагружении двойникуется при комнатной температуре [4]. На меди и молибдене проведено исследование влияния ориентации на механизм деформации [5].

В настоящее время мало известно об образовании точечных дефектов кристаллической решетки при ударном нагружении. Имеется лишь несколько сообщений о наблюдении дислокационных петель, возникших из скоплений точечных дефектов [6]. Вопросы о характеристиках точечных дефектов, их образовании при облучении, закалке и пластической деформации, влиянии на прочностные свойства рассмотрены в [7, 8]. Наиболее подробно как теоретически, так и экспериментально точечные дефекты изучены в меди. Искажения, возникшие в кристалле при облучении или деформации, снимаются при нагреве до достаточной температуры. Каждый тип дефектов характеризуется собственной энергией активации перемещения. Поэтому, зная температурные интервалы изменения таких структурно-чувствительных свойств, как удельное сопротивление, относительное удлинение, скрытая энергия, параметр решетки, прочностные характеристики и др., можно сделать вывод о типе дефектов решетки и оценить их количество.

Методика эксперимента

Для исследования была взята медь чистотой 99,996%. Проволочки диаметром 0,2 и длиной 100 мм, отожженные в вакууме 1 час при 600° С, укладывались в М-образные пазы, сделанные электронным методом на поверхности пластинки из чистой меди толщиной 1 мм. Поперечный размер участка пластинки, где были уложены проволочки, составлял 25 мм. Полированная пластинка с образцами отжигалась в вакууме 1 час при 600° С. Средний размер зерна в проволочке составлял около 0,1 мм. Пластинка с образцами вместе с миллиметровой крышкой из

чистой меди укреплялась на массивной медной пластине толщиной 20 мм. Общая высота сборки вместе с откольными элементами составляла 50 мм (рис. 1). Для защиты от боковой разгрузки сборка помещалась в массивную медную обойму.

Нагружение плоской ударной волной проводилось при температуре жидкого азота с помощью ВВ (диаметр заряда 90 мм, высота 20 мм, генератор плоской волны — двойной конус из аммонита и гексогена). Расчет давления на фронте ударной волны в металле производился согласно [9]. Если принять показатель адиабаты для продуктов взрыва $\gamma=3$, то давление в меди при нагружении от насыпного аммонита 6ЖВ оценивается в 70 кбар, при нагружении от насыпного гексогена — 220 кбар, от литого ТГ 50/50 — 380 кбар.

После нагружения пластина с образцами попадала в ведро с жидким азотом. Проволочки вынимались из обоймы и крепились к контактам также в жидком азоте. Попытка использовать различные типы прижимных контактов не дала положительных результатов; контакт после нагревания до 500°С заметно улучшался.

Наилучшим способом крепления образцов к измерительным проводам оказался следующий. На подкладке из агальматолита укреплялись две пластинки из биметалла чистый ниобий — чистая медь, полученного сваркой взрывом. К ниобиевой стороне пластинки приваривались токоподводящий и измерительный провода, к медной стороне — короткие отростки из чистой меди (диаметром 0,6 и длиной 3—5 мм). Исследуемые образцы крепились к этим отросткам точечной сваркой (разряд батареи конденсаторов). Измерения на отожженных проволочках показали отсутствие влияния контактов при отжиге 1 час при 600°С. Электросопротивление образцов измерялось в жидком азоте с помощью низкоомного потенциометра ППТН-1 (точность измерений 10^{-6} ом) с изохронным нагревом по 10 мин через 10° от —196 до 0°С, затем давалось несколько выдержек при более высоких температурах. Нагрев образца при низких температурах осуществлялся в печи, находившейся над азотом в дьюаре. Регулятор на фотосопротивлениях позволял нагревать образец от температуры жидкого азота до требуемой температуры за время около 1 мин. Точность поддержания температуры при выдержках до 100°С не хуже 0,3°С, при более высоких отжигах в вакуумной печи — около 1°С.

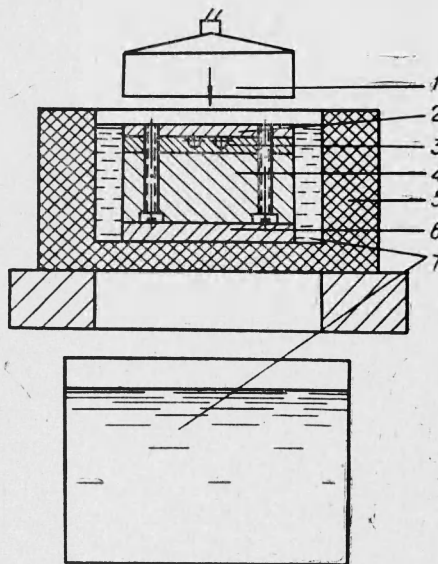


Рис. 1. Схема нагружения.

1 — дистанционно опускаемый заряд ВВ; 2 — крышка из чистой меди; 3 — проволочки в пазах в подложке из чистой меди; 4 — пластина; 5 — пенопластовая коробка; 6 — откольный элемент; 7 — жидкий азот.

Экспериментальные результаты

Кривые отжига электросопротивления при изохронном нагреве медных образцов, деформированных при температуре жидкого азота ударными волнами, приведены на рис. 2. По оси ординат отложено относи-

тельное изменение сопротивления $\frac{R_T - R_{500^\circ\text{C}}}{R_{500^\circ\text{C}}}$ после отжига при

температуре T , которое вследствие постоянства геометрических размеров равно относительному изменению удельного сопротивления $\Delta \rho_T / \rho_{\text{отожж}}$. На рисунке показаны также измерения на контрольных образцах. Контрольные образцы были всегда короче тех, на которых снималась полная кривая. Поскольку при точечной сварке в жидком азоте примыкающая к контакту часть образца все же отжигается,

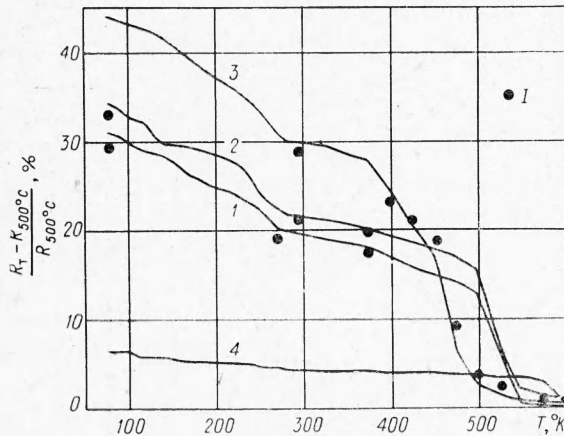


Рис. 2. Изохронный отжиг электросопротивления меди после ударного нагружения (точками показаны измерения на контрольных образцах). 1 — 70 кбар; 2 — 220 кбар; 3 — 380 кбар; 4 — растяжение 5%.

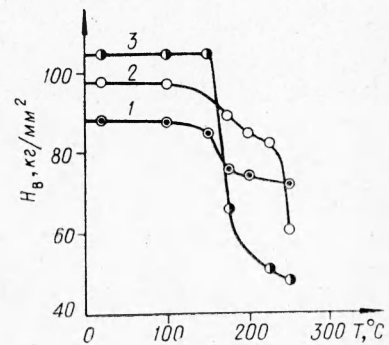


Рис. 3. Изохронный отжиг твердости после ударного нагружения. 1 — 70 кбар; 2 — 220 кбар; 3 — 380 кбар.

контрольные точки обычно ниже кривой. Как показали микроскопические наблюдения, нагретая зона у контакта не была постоянной и составляла до 0,5—1,5 мм.

На подложках под проволочные образцы измерялась зависимость твердости H_V от температуры изохронных отжигов по 10 мин (рис. 3). Нагрузка 60 кг, диаметр шарика 1,588 мм. Диаметр отпечатка заметно превышал размер зерна образцов (около 0,1 мм), по-видимому, с этим связана довольно высокая твердость отожженных образцов — 45 H_V .

Обсуждение результатов

Спектр дефектов. Для оценки концентрации различных дефектов воспользуемся литературными данными, основанными на теоретических расчетах и многочисленных экспериментах по облучению, закалке, деформации [7, 8, 10]. Примем, что на II стадии отжига в меди (80—240° К) отжигаются одиночные междоузельные атомы, на III стадии (240—340° К) — комплексы междоузельных атомов, на IV (340—450° К) — вакансии, на V ($> 450^\circ\text{K}$) — дислокации. Для значений электросопротивления отожженной меди при 77° К принято 0,2 мком·см, для прироста электросопротивления за счет междоузельных атомов — 5 мком·см/ат. % [11], для вакансий — 1,3 мком·см/ат. % [11] и дислокаций — $2,8 \cdot 10^{-19}$ мком·см³ [8]. Сводка расчетов дана в таблице. Здесь приведены также

Нагружение	Эквивалентная деформация	Температура за фронтом, °К	Температура после разгрузки, °К	Полный эффект, % $\left(\frac{\Delta \rho}{\rho}\right)$	$\Delta \rho_{II+III}$, МКОМ·СМ	$\Delta \rho_{IV}$, МКОМ·СМ	$\Delta \rho_V$, МКОМ·СМ	Концентрация междоузельных атомов, ат. %	Концентрация вакансий, ат. %	Плотность дислокаций, СМ ⁻²
70 кбар	3	104	81	31,0	0,0244	0,0092	0,0282	$4,9 \cdot 10^{-3}$	$7,1 \cdot 10^{-3}$	$1,01 \cdot 10^{11}$
220 кбар	8	190	111	34,4	0,0264	0,0084	0,0312	$5,3 \cdot 10^{-3}$	$6,45 \cdot 10^{-3}$	$1,12 \cdot 10^{11}$
380 кбар	11	340	188	44,0	0,0286	0,0214	0,0364	$5,7 \cdot 10^{-3}$	$1,65 \cdot 10^{-3}$	$1,3 \cdot 10^{11}$
Растяжение	5	—	77	6,47	0,0063	0,0011	0,0075	$1,3 \cdot 10^{-4}$	$8,45 \cdot 10^{-4}$	$2,7 \cdot 10^{10}$
Растяжение	45	—	77	23,6	0,017	0,0048	0,026	$3,4 \cdot 10^{-3}$	$3,7 \cdot 10^{-3}$	$9,3 \cdot 10^{10}$

эквивалентная деформация сжатия $\epsilon = \frac{2}{3} \ln \frac{V}{V_0}$ и расчетные температуры за фронтом T_H и после разгрузки T (ΔT по [12]). Сильное нагревание при 220 и 380 кбар могло способствовать отжигу части дефектов до измерений. Заметное остаточное сопротивление образцов, нагруженных 220 и 380 кбар, после 570° К связано с двойниками деформации. Наличие их подтверждается микроскопически, это согласуется с наблюдением [4] о двойниковании в меди при давлениях на фронте, больших 200 кбар.

Недостатком описанных выше экспериментов является получение информации не в процессе возникновения дефектов на фронте ударной волны, а после ударного сжатия и разгрузки. Разделение эффектов волн сжатия и разгрузки с поверхности нагружения в экспериментах на монокристаллах цинка различных ориентаций [13] показало, что при разгрузке, вследствие меньших напряжений и скоростей деформации, сдвиги протекают в основном не в новых системах, благоприятно ориентированных при растяжении, а в системах сжатия, но в обратных направлениях. Если предположить, что это является закономерностью и для других металлов, концентрация дефектов при разгрузке будет изменяться (уменьшаться) лишь незначительно.

Данные о спектре дефектов, полученные при исследовании, позволяют сделать некоторые предварительные выводы об особенностях развития структуры при ударном нагружении.

Концентрация точечных дефектов. Согласно широко распространенным представлениям, при пластической деформации создается значительно больше вакансий, чем междоузельных атомов, что связано с большой разницей в энергиях образования этих дефектов (для меди порядка 1 и 3 эв [7]). Отжиг значительной части прироста электросопротивления при минусовых температурах, где вакансии еще неподвижны, свидетельствует о создании высокой концентрации междоузельных атомов в меди при ударном нагружении (см. таблицу). Основным механизмом зарождения точечных дефектов при пластической деформации считается движение дислокаций с уступами [7, 8]. При неконсервативном движении уступа должны создаваться либо вакансии, либо междоузельные атомы в зависимости от типа уступа. Интересно отметить, что расчетное количество точечных дефектов после нагружения 70 и 220 кбар примерно равно количеству дефектов, необходимому для образования за уступами рядов длиной, равной расстоянию между уступами. Например, после нагружения 220 кбар в 1 см³ меди содержится $0,85 \cdot 10^{23}$ междоузельных атомов и $1,12 \cdot 10^{11}$ см дислокаций, или $4 \cdot 10^7$ междоузельных атомов на 1 см дислокации. Но для образования за ступеньками рядов точечных дефектов со средней длиной l_1 на 1 см дислокации будет приходиться $\frac{1}{l_2} \cdot \frac{l_1}{b}$ точечных дефектов (l_2 — сред-

нее расстояние между уступами, b — межатомное расстояние). Если $l_1 \approx l_2$, то $\frac{1}{b} = 3,9 \cdot 10^7$ дефектов. Отсюда можно сделать вывод, что уступы любого типа, возникшие при пересечении движущейся дислокации с другими подвижными и неподвижными дислокациями при деформации на фронте достаточно сильной ударной волны, имеют возможность двигаться вместе с дислокациями.

Образующиеся в процессе ударного нагружения кристаллических тел точечные дефекты могут играть определяющую роль в процессах диффузии, возникновения зародышей фазовых переходов, химических реакций, в повышении каталитической активности.

Плотность дислокаций. Оценка плотности дислокаций подтверждает высказанное во многих работах предположение, основанное на изменении механических характеристик, о зарождении при ударном нагружении значительно более высокой плотности дислокаций, чем при эквивалентной деформации растяжением (см. таблицу). Это является следствием высокой скорости деформации и больших касательных напряжений. Следует отметить, что полученные в меди плотности дислокаций все же еще далеки от предельных, порядка $10^{12} - 10^{13} \text{ см}^{-2}$. Например, в меди во время прокатки при температуре жидкого азота удалось зафиксировать прирост электросопротивления в 220% [14].

Представляет интерес сравнительно малое изменение плотности дислокаций при переходе от 70 к 220 кбар, поскольку во втором случае структура фронта должна быть одноволновой. По-видимому, это свидетельствует, во-первых, о создании идентичной дислокационной структуры, во-вторых, о малом изменении крутизны «пластической» волны.

К сожалению, из-за больших экспериментальных трудностей в настоящее время, по-видимому, еще не получено достоверных оценок толщины фронта ударной волны в металлах (за исключением косвенной оценки времени фазового перехода в железе [4]).

Возможная смена механизма деформации в меди при высоких давлениях. Различный характер отжига электросопротивления и твердости меди, нагруженной ударной волной с давлением 380 кбар, по сравнению с кривыми после 70 и 220 кбар, по-видимому, связан с различным характером распределения дефектов. Можно предположить, что при достижении некоторого критического напряжения зарождаются сдвиги в неискаженной решетке по механизму теоретической прочности, как это предположено в [15].

Однако, если бы развитие микродвойников являлось основным механизмом деформации при достижении касательными напряжениями уровня теоретической прочности (согласно [15]), следовало бы ожидать возрастания «двойниковой» части кривой электросопротивления и смещения кривых отжига в сторону более высоких температур. Наблюдается обратное. Если же при достижении теоретической прочности возникают обычные дислокации скольжения, после разгрузки следует ожидать блочной структуры с мало изменившимся температурным интервалом отжига.

Можно предположить, что при сильном одноосном упругом сжатии работает какой-то другой механизм релаксации напряжений, не связанный со скольжением дислокаций. Таким механизмом могло бы быть «растворение» участков плотно упакованных плоскостей, параллельных фронту и образование скоплений (дисков) из междоузельных атомов в перпендикулярных плоскостях. Отжиг таких дисков может происходить лишь при достаточно большой подвижности вакансий. Объединение «вакансионного» участка с «дислокационным» на кривых отжига

электросопротивления и твердости свидетельствует в пользу этого механизма. Наблюдение в никеле после ударного нагружения [6] дисков из скопления точечных дефектов в свободных от дислокаций участках образца также может быть следствием работы предлагаемого механизма.

В заключение следует подчеркнуть, что ввиду сильного искажения решетки полученные выше оценки концентрации различных дефектов могут оказаться слишком грубыми. Поэтому и для более точной оценки концентрации дефектов, и тем более для выводов о механизмах деформации, требуется получение другими методами данных о структурных изменениях в меди (внутреннее трение, определение параметра решетки, электронная микроскопия образцов из массивных монокристаллов).

*Поступила в редакцию
14/III 1969*

ЛИТЕРАТУРА

1. G. E. Dieter. Strengthening mechanism in solids (Seminar, Oct. 1960). ASM, 1962, 279.
2. Response of metals to high velocity deformation (Proc. Conf. Estes Park, Colorado, July 1960). Interscience, 1961.
3. T. H. Blewitt, R. R. Coltman, J. K. Redman. J. Appl. Phys., 1957, 28, 651.
4. C. S. Smith. Trans. Metallurg. Soc. AIME, 1958, 214, 574.
5. C. A. Verbraak. Z. für Metallkunde, 1964, 55, 723.
6. F. E. Wely. In book: Behavior of dense media under high dynamic pressure. Paris, Dunod, 1968, 337.
7. А. Дамаск, Дж. Динс. Точечные дефекты в кристаллах. М., «Мир», 1966.
8. Ж. Фридель. Дислокации. М., «Мир», 1967.
9. Ф. А. Баум, К. П. Станюкович, Б. И. Шехтер. Физика взрыва. М., Физматгиз, 1959.
10. A. Beukel. Acta met., 1963, 11, 97.
11. P. Jongenburger. Nature, 1955, 175, 545.
12. Р. Мак Куин, С. Марш. В кн.: Динамические исследования твердых тел при высоких давлениях. М., «Мир», 1967, 93.
13. A. Deribas, M. Mogilevski, T. Sobolenko. In book: Behavior of dense media under high dynamic pressure. Paris, Dunod, 1968, 343.
14. D. J. Verel. Physica, 1963, 29, 562.
15. G. E. Cowan. Trans. Metallurg. Soc. AIME, 1965, 233, 1120.