

ВЛИЯНИЕ ШИРИНЫ ФРОНТА ПРИ КВАЗИИЗЭНТРОПИЧЕСКОМ СЖАТИИ НА УПРОЧНЕНИЕ НЕКОТОРЫХ МЕТАЛЛОВ

М. А. Могилевский, С. А. Бордзиловский, Н. Н. Горшков

(Новосибирск)

Упрочнению взрывом и структурным изменениям при ударном нагружении посвящено большое число работ, но в настоящее время еще нет общепринятых представлений о связи упрочнения с параметрами нагружения. Структурные изменения при ударном нагружении могут происходить на фронте сжатия, на «полочке», где не наблюдается заметных изменений нормального давления, и при разгрузке. Обычно в работах по ударному нагружению исследуют зависимость упрочнения от максимального давления [1]. Однако при этом изменяются и другие параметры нагружения: ширина фронта ударной волны, длительность «полочки», крутизна разгрузки, величина остаточной деформации. В [2—4] получены данные о связи упрочнения с толщиной метаемой пластины, что трактуется как влияние на упрочнение длительности импульса давления.

С точки зрения механизма деформационного упрочнения следует ожидать, что наибольший вклад в упрочнение должна давать деформация во фронте ударной волны. Действительно, здесь достигаются высокие касательные напряжения [5], время деформации мало, и, следовательно, требуются большие плотности подвижных дислокаций. Высокая плотность подвижных дислокаций во фронте ударной волны обеспечивает значительное упрочнение при небольшой остаточной деформации. Так, при давлениях на фронте ≈ 100 кбар в меди достигается остаточная плотность дислокаций $\approx 10^{11}$ см $^{-2}$ [6]. Поэтому сдвиги в обратных направлениях по системам, работавшим при сжатии, могут помешать зарождению сдвигов в системах, благоприятных при разгрузке [7].

Цель настоящей работы — исследование влияния ширины фронта волны сжатия, формируемой методом многократно отраженных ударных волн, на упрочнение и деформационную структуру меди и никеля.

Схема нагружения. Для формирования в образце волны сжатия использовалась методика, аналогичная [8]. Схема эксперимента представлена на рис. 1. Между ударником, разгоняемым продуктами взрыва, и образцом помещена прокладка из жидкого водорода. Высокая сжимаемость такой прокладки обеспечивала слабый скачок давления в первой ударной волне, распространяющейся по прокладке, а также в отраженной от поверхности образца волне. При использовании ударников из алюминиевого сплава Д16Т толщиной $\delta = 8 \div 10$ мм и скоростях $\omega = 2,4$ и $3,6$ км/с интенсивность в первой проходящей в медный образец волне составляла ≈ 35 и ≈ 70 кбар, соответственно [9, 10]. Еще больше понижение интенсивности первой волны достигалось при нагружении жидкого водорода через латунный экран толщиной 8 мм. Так, при $\omega = 2,9$ км/с расчетная амплитуда первого ударного скачка в образце из меди составляла ≈ 20 кбар. Дополнительное сглаживание профиля волны может происходить за счет упругого предвестника, который появляется в каждой отдельной ступеньке сжатия по мере распространения волны в образце [11].

Асимптотически достигаемые давления p_{\max} на «полочке» волны сжатия определяются на $p-u_p$ -диаграмме процесса точкой пересечения «квазиизэнтроп» сжатия материалов ударника и образца. Для ударников с $\omega = 2,4, 2,9$ и $3,6$ км/с эти давления составляют в меди 350, 400 и 570 кбар соответственно.

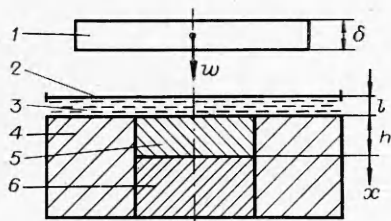


Рис. 1. Схема нагружения.
1 — ударник; 2 — медная мембрана ($\delta=20$ мкм); 3 — жидкий водород; 4 — обойма; 5 — образец; 6 — поддон.

Глубина в образце, на которой волна сжатия трансформируется в ударный скачок разделяет две зоны: низкотемпературного квазиизэнтропического и высокотемпературного ударного сжатия. При отсутствии влияния догоняющей и боковой разгрузок, что обеспечивалось соответствующими размерами ударника и мишени, различие p_{\max} в зоне квазиизэнтропического сжатия и $p_{\text{уд}}$ в зоне ударного сжатия составляет $\leq 1\%$ при давлениях до 570 кбар [9]. Таким образом, в рабочем диапазоне давлений по глубине образца изменялась ширина фронта волны сжатия и температура сжатия при одинаковом давлении в обеих зонах.

Вся сборка охлаждалась до температуры кипения жидкого водорода. При $T_0=20,5$ К и $p_{\max} \approx 570$ кбар остаточные температуры медных образцов составляли 170 и 375 К в зоне квазиизэнтропического и ударного сжатия соответственно [8], что позволило устранить эффекты отжига в сохраненных для металлографических исследований образцах.

Ширина фронта волны сжатия измерялась с помощью манганиновых датчиков, расположенных на различной глубине x образца. Измеренная при $x=2,2$ мм, $l=5$ мм ширина фронта волны сжатия составляла ≈ 1 мкс. Измерение ширины фронта ударной волны при $x > 10$ мм ограничивалось временным разрешением датчика и составляло 0,1 мкс.

Результаты экспериментов. Опыты по упрочнению меди проводились на монокристаллах чистотой 99,996% ориентации [112]. Образцы размером 25×25 мм² ($h=10 \div 15$ мм) вырезались на электроискровом станке, искаженная зона химически стравливалась. Остаточная деформация сохраненных образцов составляла $6 \div 8\%$. Результаты измерения микротвердости приведены на рис. 2. Прямое соударение с образцом приводило к однородному упрочнению на всю глубину (рис. 2, 2). В образцах, нагруженных через прослойку жидкого водорода, в верхней зоне твердость ниже, чем в зоне ударного сжатия (рис. 2, 1, 3). Этот эффект связан с уменьшением скорости деформации в зоне квазиизэнтропического сжатия. Средняя скорость пластической деформации

$$\dot{\epsilon} \approx \alpha N b v, \quad (1)$$

где α — коэффициент, учитывающий положение плоскости сдвига; N — плотность подвижных дислокаций; b — вектор Бюргерса; v — средняя скорость дислокаций. По измеренной ширине фронта волны сжатия $\Delta t \approx 1$ мкс оценим среднюю скорость деформации [5]: $\dot{\epsilon} \approx 2/3 \cdot \Delta V / V_0 \Delta t = 5 \cdot 10^5$ с⁻¹. Примем также $\alpha = 1/2$, $b = 3 \text{ \AA}$, $v \approx 500$ м/с. Из (1) получим $N \approx 2 \cdot 10^8$ см⁻², т. е. деформация может быть осуществлена при сравнительно невысокой плотности подвижных дислокаций. Отметим, что твердость в нижней зоне при $x \leq 6$ мм несколько ниже величины, полученной при прямом нагружении образца ударником до того же давле-

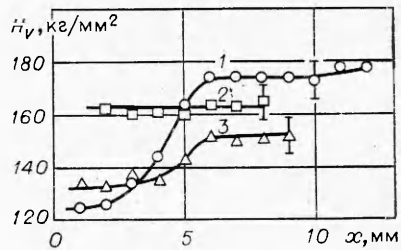


Рис. 2. Зависимость микротвердости по Виккерсу от глубины монокристаллов меди в плоскости (111).

$$H_{v_0} = 93,8 \text{ кгс/мм}^2.$$

1 — квазиизэнтропическое нагружение, $p_1 \approx 20$ кбар, $p_{\max} \approx 400$ кбар; 2 — ударное нагружение, $p_{\text{уд}} \approx 300$ кбар; 3 — квазиизэнтропическое нагружение, $p_1 \approx 35$ кбар, $p_{\max} \approx 300$ кбар.

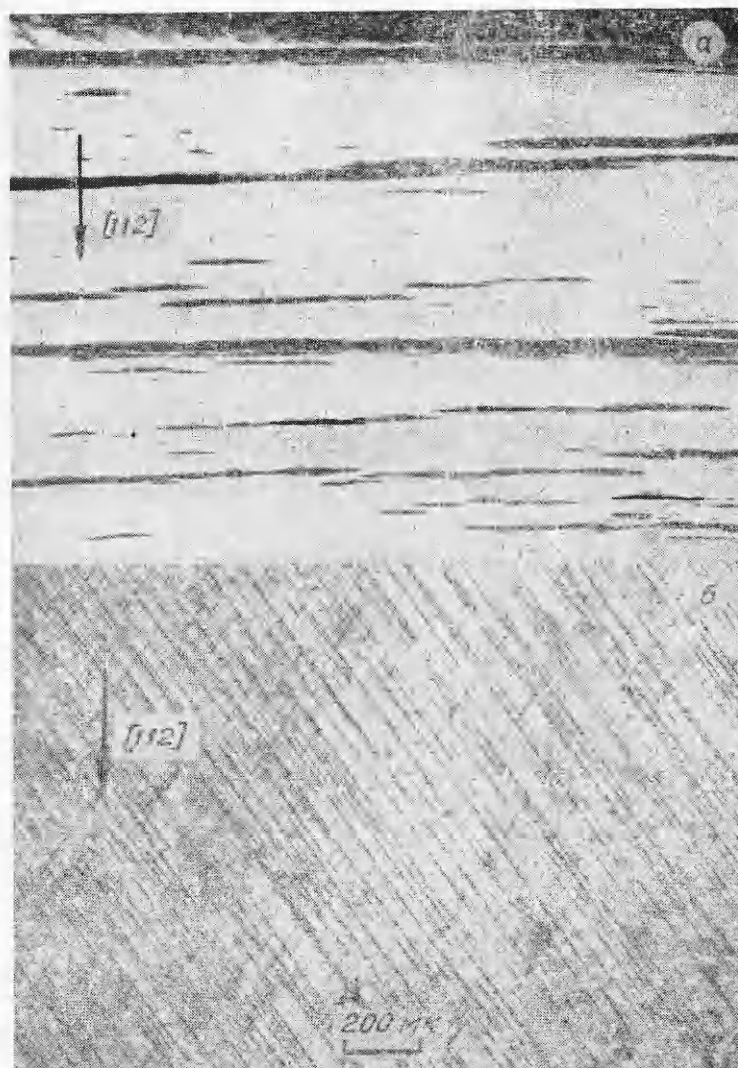


Рис. 3. Деформационная структура монокристалла меди в плоскости $(\bar{1}\bar{1}1)$; $p_1 \approx 20$ кбар, $p_{\max} \approx 400$ кбар.

ния (рис. 2, 2, 3). Это может свидетельствовать о том, что стационарность профиля на данных глубинах не устанавливается.

Изучение следов деформации образца, нагруженного до $p_{\max} \approx 400$ кбар в сечении $(\bar{1}\bar{1}1)$ показало заметное отличие структуры в верхней и нижней зонах (рис. 3). Обработка поверхности специальным травителем на дислокации выявила наличие высокой концентрации ямок травления. Кристаллографический анализ позволяет рассчитывать в монокристалле уровень касательных напряжений в различных системах сдвига $[1\bar{2}]$. В медном монокристалле, нагруженном плоской упругой волной в направлении $[1\bar{1}2]$, расчет с учетом жесткости боковых стенок нагруженного микрообъема дает, что при сжатии максимальные касательные напряжения $\tau = 0,042p_n$ возникают в системах двойникования $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ $[1\bar{1}\bar{2}]$ и $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ $[\bar{1}\bar{1}2]$. При этом в плоскости $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ касательные напряжения отсутствуют, а в системе $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ $[1\bar{1}\bar{2}]$ уровень касательных напряжений значительно ниже: $\tau = 0,01p_n$. Как видно из

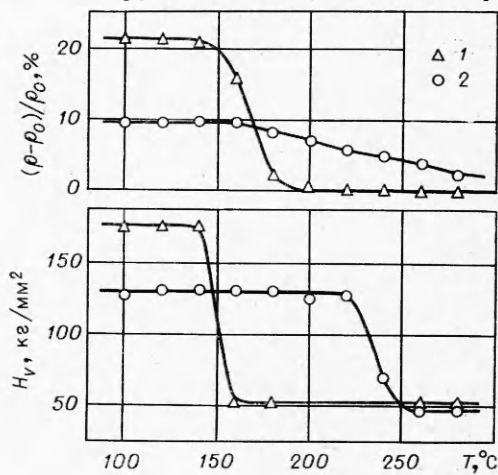
рис. 3, б в зоне сжатия ударной волны, где происходила быстрая перестройка решетки, хорошо развито двойникование по системам сжатия $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ $[\bar{1}\bar{1}\bar{2}]$ и $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ $[\bar{1}\bar{1}\bar{2}]$, а сдвиги по плоскости (111) практически отсутствуют. В верхней зоне (см. рис. 3, а) структура резко отличная. На фоне редких следов сдвигов по плоскостям $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ и $(1\bar{1}\bar{1})$ активно развито двойникование по плоскости (111) . По-видимому, это следы двойникования по системам (111) $[\bar{2}1\bar{1}]$ и (111) $[1\bar{2}1]$, появившиеся уже при разгрузке, когда образец испытывал растягивающие напряжения в осевом направлении.

Увеличение амплитуды первого скачка давления в образце до ≈ 35 кбар при $p_{\max} \approx 300$ кбар привело к уменьшению разницы в упрочнении верхней и нижней зон (см. рис. 2, 2). На срезе этого образца двойникование по системам сжатия было активно развито в обеих зонах, что может свидетельствовать о превышении на фронте критического уровня сдвиговых напряжений для двойникования в этом опыте. Однако сравнение с результатами других работ затруднено в связи с большим разбросом данных о величине критического уровня напряжений.

Дополнительная информация о различии деформационных структур при квазиизэнтропическом и ударном сжатии получена при изохронном отжиге электросопротивления и твердости по методике [6]. Исследовался образец, нагруженный до $p_{\max} \approx 400$ кбар. На рис. 4 приведены кривые восстановления электросопротивления медных проволочек, вырезанных из разных зон образца, до значений $\rho_0 = 0,2$ мкОм·см, соответствующих электросопротивлению полностью отоженной меди при температуре 77,5 К. Необходимо отметить, что поскольку образцы перед отжигом выдерживались при комнатной температуре, то I—IV стадии отжига (согласно классификации [13]) были уже пройдены. Корреляция в изменении электросопротивления и микротвердости позволяет установить, что регистрируемый резкий спад на кривых относится к V стадии восстановления, т. е. к отжигу дислокаций. Снятые кривые показывают, что в нижней зоне уменьшение количества дислокаций происходит при температурах выше 140°C. Для образца, вырезанного из верхней зоны, отжиг происходит при более высоких температурах и температурный интервал отжига больше. Если принять оценку [14] для вклада дислокаций в электросопротивление $\Delta\rho \approx 2,8 \cdot 10^{-13} \cdot N$ мкОм·см³, то можно оценить плотности дислокаций: $N \approx 4,3 \cdot 10^{10}$ см⁻² и $N \approx 1,5 \cdot 10^{11}$ см⁻² в верхней и нижней зонах соответственно. Наблюдение за изменением микроструктуры образцов в процессе отжига показало, что резкое уменьшение твердости связано с началом рекристаллизации.

Аналогичные исследования образца, нагруженного до $p_{\max} \approx 300$ кбар дали интервалы отжига электросопротивления 240÷300 и 260÷320°C для верхней и нижней зон соответственно. Уменьшение температуры рекристаллизации при нагружении ударными волнами увеличивающейся интенсивности отмечалось ранее в [6]. В [5, 6] высказаны предположения о смене механизма деформации в меди при повышении давления на фронте. Одно лишь различие

Рис. 4. Изменение электросопротивления и микротвердости меди при изохронном отжиге; $p_{\max} \approx 400$ кбар.
1 — $x=0,3$ мм; 2 — $x=10,3$ мм.



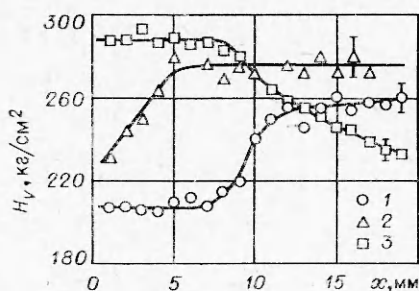


Рис. 5. Зависимость микротвердости от глубины поликристаллических образцов никеля.

1 — нагружение до $p_{\max} \sim 570$ кбар через прокладку из жидкого водорода, $l=7$ мм; 2 — нагружение до $p_{\max} \sim 570$ кбар через пенопластовую прокладку, $l=10$ мм, $T_0=293$ К; 3 — прямое нагружение до $p_{уд} \approx 600$ кбар стальным ударником, $\delta=3,1$ мм, $T_0=293$ К.

в плотности дислокаций между верхней и нижней зонами в 3 раза не может объяснить наблюдаемых различий в твердости и температуре рекристаллизации.

Представляет интерес характер упрочнения поликристаллических образцов в аналогичных условиях нагружения. Проводились опыты, в которых образцы технического чистого никеля нагружались ударником из Д16Т ($\delta=10$ мм) через прокладку из жидкого водорода и пенопласта $l \approx 7$ мм до $p_{\max} \approx 600$ кбар. Для сравнения поставлен опыт, в котором образец нагружался тонким стальным ударником $\delta=3$ мм до $p_{уд} \approx 600$ кбар. Результаты измерений, выполненные на сохраненных образцах, представлены на рис. 5. Деформационная структура при сжатии поликристаллических металлов усложняется влиянием границ зерен, однако соображения относительно зависимости плотности дислокаций, а следовательно, твердости, от скорости деформации остаются в силе.

Результаты настоящей работы позволяют сделать вывод, что при упрочнении металлов взрывом такие остаточные эффекты, как микротвердость, деформационная структура, температура рекристаллизации, определяются не только величиной пикового давления, но и шириной фронта волны сжатия.

Поступила в редакцию
30/XII 1977

ЛИТЕРАТУРА

1. Г. Е. Дитер.— В сб.: Механизмы упрочнения твердых тел. М., Metallurgizdat, 1965.
2. A. S. Appleton, J. S. Waddington. Acta Met., 1964, 12, 956.
3. L. E. Murr, M. L. Sattler. Scripta Met., 1974, 8, 1477.
4. L. E. Murr, Jong-Yuh Hung. Mater. Sci. and Eng., 1975, 19, 115.
5. G. R. Cowan. Trans. Met. Soc. AIME, 1965, 233, 1120.
6. М. А. Могилевский. ФГВ, 1970, 5, 2.
7. М. А. Могилевский. ФММ, 1969, 28, 3.
8. С. А. Бордзиловский, Н. Н. Горшков. ФГВ, 1977, 13, 3.
9. R. G. McQueen, S. R. Marsh. J. Appl. Phys., 1960, 31, 7.
10. M. Van Thiel, B. J. Alder. Molec. Phys., 1966, 10, 427.
11. А. Н. Дремин, Г. И. Канель. ПМТФ, 1976, 2.
12. Г. Лейбфрид. Микроскопическая теория механических и тепловых свойств кристаллов. М., Физматгиз, 1963.
13. Ф. Блатт. Физика электронной проводимости в твердых телах. М., «Мир», 1971.
14. Ж. Фридель. Дислокация. М., «Мир», 1967.