

Так, относительный размер поперечной ДВ, измеренный по фоторегистрограммам самосвечения процесса, оказывается равным 0,15, т. е. на 20 % выше табличного значения  $\eta$  для первого варианта. Угол наклона косой УВ на большей своей части  $\approx 55^\circ$ . Расчетные значения углов на этом же участке для первого варианта находятся в диапазоне  $50 \div 56^\circ$ . Такое же удовлетворительное соответствие с экспериментом имеется и по другим геометрическим характеристикам течения. Границы областей с  $M_z < 1$  на рис. 2 и найденные экспериментально в [4] хорошо коррелируют между собой. Поверхность, ниже которой все слабые возмущения сносятся вниз по потоку, расположена, как и расчетная НЛМ, в окрестности  $z/l = 0,7$  и имеет те же особенности: пологость, излом на фронте УВ и максимальное приближение к срезу камеры при  $x/l \approx 1$ .

Таким образом, разработанная численная модель спиновой детонации в кольцевой камере может быть использована для прогнозирования и анализа параметров периодического газодинамического течения. Расчеты для стехиометрической пропанокислородной смеси показывают, что удовлетворительное соответствие с экспериментом достигается при значениях  $\lambda$ , отвечающих повышенным температурам горючей смеси, что, возможно, объясняется частичным ее выгоранием перед ДВ за счет контакта с ПД и стенками камеры [2]. Установлено, что внутри камеры существует нейтральная линия Маха, ниже которой поток в осевом направлении в среднем сверхзвуковой. При  $L/l > 0,82$  НЛМ располагается в окрестности сечения  $z/l = 0,81$ . Трансзвуковой переход происходит в канале постоянного сечения благодаря специальной структуре течения.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Shen P. I., Adamson T. C. J. *Astronautica Acta*, 1972, 17, 715.
2. Быковский Ф. А., Митрофанов В. В. *ФГВ*, 1980, 16, 5, 107.
3. Быковский Ф. А., Клопотов И. Д., Митрофанов В. В. *Докл. АН СССР*, 1975, 224, 5, 1038.
4. Быковский Ф. А. // *Детонация и ударные волны*. — Черногловка, 1986.
5. Ждан С. А., Мардашев А. М., Митрофанов В. В. // Там же.
6. Иванов М. Я., Киреев В. К. *ЖВМ и МФ*, 1976, 16, 3, 750.

г. Новосибирск

Поступила в редакцию 23/III 1989

УДК 539.4 + 548.4

М. А. Могилевский, Л. С. Бушнев

#### ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОСТЬ РАЗВИТИЯ ДЕФОРМАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ Al И Cu ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВЫХ НАГРУЖЕНИЯХ ДО 50 И 100 ГПа

Известно, что предел текучести кристаллических материалов возрастает с увеличением скорости деформации  $\epsilon$ , особенно быстро после достижения  $\epsilon = 10^4 \div 10^5 \text{ с}^{-1}$ . Экстремально высокие скорости деформации (до  $10^7 - 10^8 \text{ с}^{-1}$ ) достигаются на фронте плоской ударной волны (УВ). Согласно оценке [1], касательные напряжения на фронте достаточно сильной плоской УВ могут превышать уровень теоретической прочности на сдвиг в нормальных условиях. Естественно, что при нагружениях УВ можно ожидать существенных изменений в механизме деформации металлов. Особенности поведения дефектов решетки в УВ и соответствие эксперименту различных моделей, предложенных для описания поведения кристаллических материалов при ударно-волновом нагружении, анализируются в обзоре [2]. Важнейшим источником ин-

формации о механизме деформации является анализ структурных изменений. В интересующем нас диапазоне мегабарных нагрузений структурные исследования сохраненных образцов крайне малочисленны (см. [3—6]). В настоящей работе представлены результаты исследования особенностей структурных изменений в монокристаллах алюминия, нагруженных УВ с  $p = 20 \div 50$  ГПа, и монокристаллах меди с давлением нагружения 5—100 ГПа. Анализ проводится на основе представлений о механизме деформации на последовательных стадиях ударно-волнового нагружения, развитых в работах [2, 7—9].

### Методика эксперимента

При нагружениях в десятки гигапаскалей трудно сохранить образец от растекания. Так, в экспериментах с ниобием [5] при нагружении давлением 100 и 120 ГПа остаточная деформация сжатия составляла 55 %. В аккуратно проведенном эксперименте после нагружения плоской УВ остаточная деформация не должна превышать 1—3 % [7]. Растекание в боковом направлении вносит добавочный вклад в структурные изменения и в упрочнение. Так, нагружение меди 80 ГПа с остаточной деформацией 40 % приводило к рекристаллизации.

Монокристаллы меди ориентаций [110] и [112] и алюминия ориентаций [110] и [113] нагружались УВ посредством соударения с пластинами из нержавеющей стали толщиной 2 мм, метаемыми с помощью ВВ со скоростями, необходимыми для получения расчетного давления [10]. Образцы размерами  $15 \times 15 \times 20$  мм заделывались в коническую обойму, описанную в [7]. Остаточная деформация после нагружения медных кристаллов 100 ГПа составляла 1 %, алюминиевых в диапазоне 20—40 ГПа — 1,5 %, после 50 ГПа — 6 %. Затем образцы попадали в воду.

### Деформационные структуры

На рис. 1 и 2 представлены характерные особенности наблюдавшихся деформационных структур. В монокристаллах Al даже при  $p = 40$  и 50 ГПа двойникования не обнаружено, хотя предельно высокие напряжения позволяли надеяться наблюдать действие этого механизма. Наиболее характерными особенностями микроструктуры монокристаллов после нагружений 20—50 ГПа являются полигональная структура, длинные полосы деформации с внутренней субструктурой (рис. 1, б, рис. 2, б), призматические петли внутри полигонов (рис. 1, б). Деформационная структура в монокристаллах Cu изменяется с ростом давления от сетчатой к хорошо оформленной ячеистой без разориентации (рис. 1, в). При  $p > 15 \div 20$  ГПа в сплошных (не фольговых) образцах происходит интенсивное двойникование по системам сжатия (рис. 1, г). В образцах, нагруженных 100 ГПа, двойникование развито значительно слабее, чем после 80 ГПа. Дислокационная структура может быть описана как сравнительно однородная сетчатая с плотностью дислокаций, близкой к предельно возможной,  $10^{11}$  см<sup>-2</sup> (рис. 2, в — д). У поверхности нагружения заметна тенденция к образованиям ячеек и к появлению рекристаллизованных участков (рис. 1, е).

Характерная особенность Al и Cu в исследованном диапазоне нагрузений состоит в большом количестве специфических полосовых структур (см. рис. 1 и 2). Оптические наблюдения на перпендикулярных срезах и электронно-микроскопические исследования показали, что полосы имеют необычно большую (для структур материалов, подвергнутых ударно-волновому нагружению) длину: в Al до 0,3 мм, в Cu до 1,6 мм. Полосы идут вдоль кристаллографических плоскостей {111}, {110}, {100}. Границы полос, согласно электронно-графическим измерениям, являются обычно границами наклона. В образце Al, нагруженном до  $p = 40$  ГПа миллиметровым ударником, детально исследована разориентация материала в полосах относительно исходного кристалла: у поверхности она

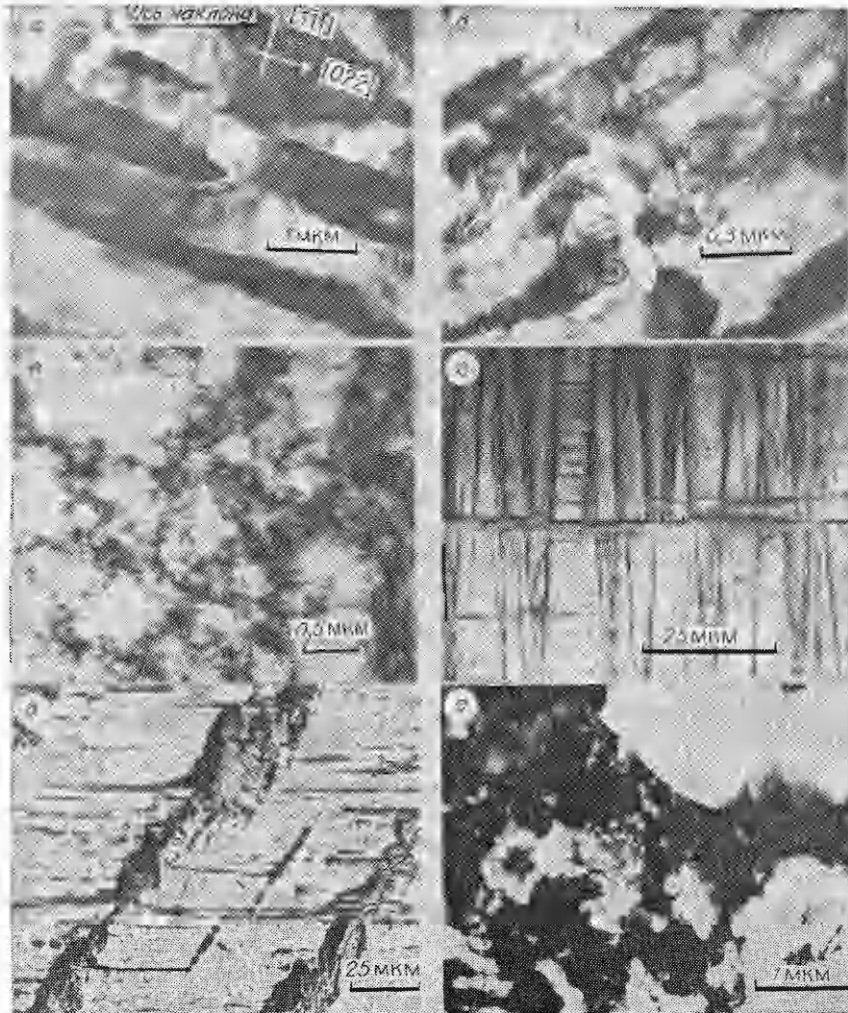


Рис. 1. Следы деформации в монокристаллах Al (а, б) и Si (с — е) волнами при 77 К с минимальной остаточной деформацией.

а) ось нагружения [111],  $p = 30$  ГПа, сечение (211), полигональная структура; б) [113],  $p = 50$  ГПа, (332), пересечение полос; в) [110],  $p = 5$  ГПа, (110), ячеистая структура; г)  $p = 80$  ГПа, [112], (112), двойникование; д)  $p = 100$  ГПа, [110], (001), тонкие горизонтальные следы двойников, наклонные — полосы разориентации; е)  $p = 100$  ГПа, [110], (110) у поверхности нагружения, начало рекристаллизации.

достигала  $30^\circ$ , на глубине 10 мм около  $1^\circ$ . В кристаллах меди разориентация  $5-12^\circ$ . Аналогичная полосовая структура отмечалась на кристаллах меди при  $p = 75$  ГПа с большой остаточной деформацией [7], а также, похоже, и в экспериментах на нержавеющей стали 304 после нагружения 120 ГПа [6].

### Условия развития деформации

В стационарной плоской УВ связь касательных напряжений  $\tau$  с деформацией  $\epsilon_n = \Delta V/V_0$  в промежуточных состояниях на фронте (аналог зависимости  $\sigma - \epsilon$  при обычных нагружениях) может быть определена из разницы между  $p_n$  при заданном промежуточном состоянии  $V$  на луче Рэлея и средним давлением  $p_m$  на адиабате Гюгонно  $\tau = 3/4 \cdot (p_n - p_m)$  [1] (рис. 3). В [1] предполагалось, что после достижения касательными напряжениями уровня теоретической прочности на сдвиг в нормальных условиях  $\tau^* = G/30$  в материале должен происходить «сверхкритиче-

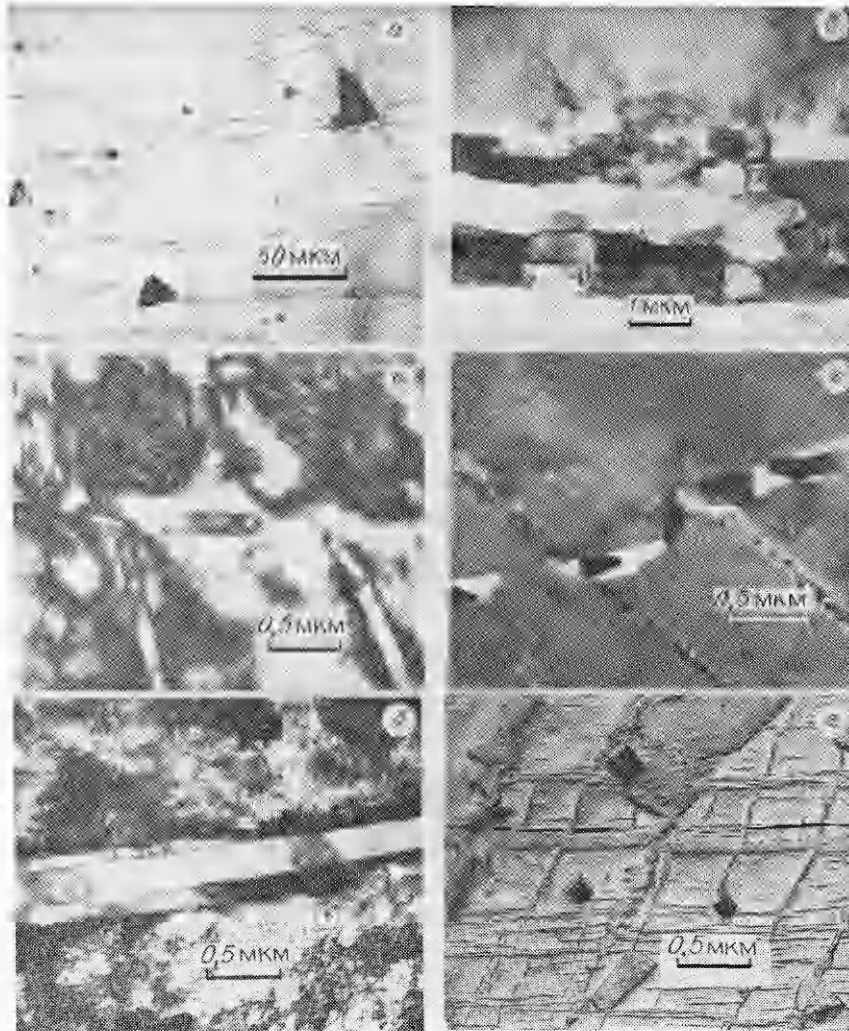


Рис. 2. Полосы разориентации в кристаллах Al (а, б) и Cu (в — е).

а)  $p = 40$  ГПа, [112] (112), две системы полос; б)  $p = 50$  ГПа, [113] (332), структура полос; в)  $p = 100$  ГПа, [112] (112), пересечение полос; г)  $p = 100$  ГПа, [112] (112), пересечение полос с двойниками; д)  $p = 100$  ГПа, [110] (110), отжиг дислокаций в полосе, зона влияния; е)  $p = 100$  ГПа, через 8 мес после нагружения, [110] (001), уколы микротвердости в полосе и в матрице.

ский сдвиг». Величина деформации в УВ  $\epsilon_n$  зависит от изменения удельного объема. В меди при  $p = 100$  ГПа  $\epsilon_n = 0,263$  [10], в алюминии при  $p = 40$  и 50 ГПа соответственно 0,234 и 0,249.

Высокий уровень касательных напряжений на фронте определяет время сжатия. Следует различать получаемую из ударно-волновых экспериментов осциллографическую толщину фронта УВ  $\Delta t$ , определяемую по максимальной крутизне профиля давления, и полное время перехода в сжатое состояние, которое может быть заметно больше, так как на завершающей стадии фронта уровень напряжений много меньше максимального. Согласно измерениям [11], в Al при  $p = 40$  ГПа и в Cu при  $p = 100$  ГПа  $\Delta t \leq 1 \div 3$  нс, следовательно, на фронте в таких условиях скорость деформации  $\dot{\epsilon}_n = \frac{\epsilon_n}{\Delta t} \geq 10^8 \text{ с}^{-1}$ .

В [10] рассчитаны для чистых металлов температуры в сжатом состоянии  $T_n$  и после адиабатической разгрузки  $T_{ад}$  в широком диапазоне нагружений. Корректировка на начальную температуру 77 К с учетом зависимости теплоемкости от температуры дает для меди  $T_n$  и  $T_{ад}$ , пред-

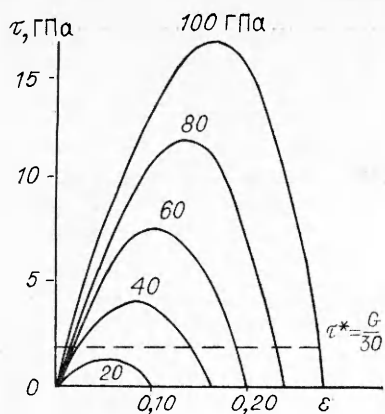


Рис. 3. Касательные напряжения в промежуточных состояниях сжатия на фронте плоской стационарной волны в меди (по [1]).

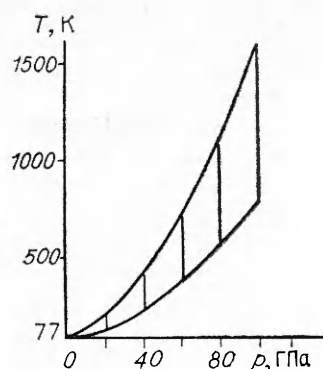


Рис. 4. Температуры за фронтом ударной волны  $T_n$  и после разгрузки  $T_{ад}$  (нижняя кривая) в меди, нагруженной плоскими ударными волнами при 77 К.

ставленные на рис. 4. В меди при  $p = 100$  ГПа  $T_n = 1620$  К и  $T_{ад} = 785$  К, в Al при  $p = 40$  ГПа  $T_n = 830$  К и  $T_{ад} = 280$  К, при  $p = 50$  ГПа  $T_n = 1100$  К и  $T_{ад} = 304$  К. Через  $10^{-2}$  с после нагружения образец попадал в воду, обойма раскрывалась и создавались условия для быстрого охлаждения.

### О механизме деформации при мегабарном нагружении

**Деформация на фронте ударной волны.** 1. Характер изменения деформационной структуры с ростом давления в хорошо изученных модельных материалах Al и Cu не подтверждает предположения Кована о «сверхкритическом сдвиге» при сравнительно невысоких ударных давлениях. В проведенных расчетах на модельной решетке меди исследованы критические напряжения, при которых происходила потеря устойчивости решетки при различных видах нагружения [12]. Теоретическая прочность нашей модельной решетки при чистом сдвиге  $\tau^* = 6,5$  ГПа, что составляет  $1/17$  модуля сдвига  $G_0$ . Всестороннее давление до 60 ГПа повысило критическое напряжение,  $\tau^* = 23,8$  ГПа  $= 2/15 \cdot G$ , т. е. обычно предполагаемая пропорциональность модулю сдвига не выполняется. В условиях одноосного сжатия, характерных для фронта УВ, потеря устойчивости решетки происходила при  $p_n = 208$  ГПа и  $\tau^* = 55$  ГПа  $= 1/2 G_0$ . Таким образом, оценка Кована сильно занижена и даже при  $p = 100$  ГПа в меди уровень касательных напряжений еще недостаточен для потери устойчивости решетки.

2. Двойники в металлах распространяются со скоростью сдвиговых волн, скорость движения дислокаций при не очень высоких напряжениях значительно ниже. Поэтому при обычных условиях нагружения двойникование является более скоростным процессом. В медных монокристаллах после нагружения при  $p = 100$  ГПа объем материала в двойниках (см. рис. 1,  $d$  и  $e$ ,  $z$ ) значительно меньше (порядка 1%), чем после нагружений при 30–80 ГПа (см. рис. 1,  $z$ ). Ранее отсутствие двойников отмечалось также после нагружения при  $p = 100$  ГПа набора тонких медных фольг [4]. Меньшая активность двойникования при сверхвысоких ударных давлениях означает реализацию в таких условиях нагружения более быстрого механизма релаксации напряжений.

3. При обычных условиях нагружения увеличение плотности дислокаций с деформацией происходит за счет размножения дислокаций. При ударном нагружении уже при не очень высоких давлениях (на уровне упругого предвестника) для описания развития пластической деформа-

ции привлекается предположение о гетерогенном зарождении дислокаций [2]. Процесс зарождения сдвигов в идеальном кристалле и в кристалле с точечными дефектами детально исследован в модельных расчетах [2, 9]. В сильных УВ развитие сдвигов из многочисленных активных центров — точечных дефектов и их комплексов — является более быстрым механизмом релаксации напряжений, чем двойникование, поскольку вектор Бюргера полной дислокации больше вектора Бюргера двойнивающей, а скорости их при больших касательных напряжениях практически равны. Измеренные в [11] осциллографические толщины фронтов УВ в Al при  $p = 40$  ГПа и в Cu при  $p = 100$  ГПа порядка 1—3 нс позволяют получить простые оценки для средней плотности подвижных дислокаций на фронте ( $N_m \approx 10^{11}$  см<sup>-2</sup>) и для пробега дислокации на осциллографической части фронта  $c_{сдв} \Delta t \approx 3$  мкм ( $c_{сдв}$  — скорость сдвиговых волн).

4. Малые расстояния между дислокациями на фронте, образование многочисленных уступов и диполей [9] обеспечивают создание очень высоких концентраций точечных дефектов. Подсчет призматических петьель в Al после нагружения в 20 ГПа дал оценку концентрации точечных дефектов  $5 \cdot 10^{-5}$  [8]. Из измерений изохронного отжига электросопротивления меди после нагружения в 45 ГПа получены концентрации межузельных атомов  $6 \cdot 10^{-5}$  и вакансий  $16 \cdot 10^{-5}$  [2]. Естественно, что при еще более сильных нагружениях в данных экспериментах точечных дефектов было не меньше и они могли играть важную роль при перестройке структуры в сжатом состоянии, а также влиять на прочностные характеристики сохраненных образцов.

**Перестройка структуры в процессе выдержки.** Экстремально высокая плотность дислокаций в сжатом материале, малые расстояния между ними (менее 300 Å в исследуемом диапазоне нагружений) приводят на завершающем этапе фронта сжатия и в начале процесса выдержки при амплитудном давлении к многочисленным дислокационным реакциям [8, 9]. Высокая температура и большая концентрация точечных дефектов обеспечивают в Al, имеющем слабо расщепленные дислокации, формирование полигональной структуры за доли микросекунды (в образце, нагруженном тонким ударником, наблюдался в области начала затухания давления переход от полигональной к сетчатой структуре).

### Полосы разориентации

Перечислим особенности структуры, позволяющие утверждать, что такие необычные дефекты, характерные, видимо, для экстремально сильных ударных нагружений, возникали при разгрузке:

1) аномально большая длина для размеров структур в материалах после взрывных нагружений. При скорости распространения порядка скорости сдвиговых волн (3 км/с) для образования сдвига длиной 1,6 мм (Cu, ориентация [110],  $p = 100$  ГПа) потребовалось бы 0,5 мкс, что на 3 порядка превышает осциллографическую толщину фронта, но совпадает со временем разгрузки (0,2 мкс у поверхности соударения с 2-миллиметровым ударником и 1 мкс на глубине 5 мм [10]);

2) уменьшение крутизны разгрузки с расстоянием от поверхности соударения приводило в алюминии к сильному уменьшению разориентации от 30 до 1°;

3) в кристалле Al, нагруженном в обойме с менее жесткой подложкой, резкая разгрузка создала более интенсивные полосы у нижней поверхности, чем в центральной части образца;

4) в медных образцах полосы, как правило, пересекали двойники (см. рис. 1, *д* и 2 *г*, *е*), т. е. возникли не раньше;

5) в продольном сечении (001) кристалла меди, нагруженного в направлении [110], пересечение полосы с горизонтальными следами двойников создавало Z-образную структуру с острым углом между поло-

сой и двойником, что свидетельствует об увеличении высоты кристалла за счет деформации в полосе (см. рис. 2, *e*).

Накопленные до настоящего времени наблюдения позволяют следующим образом представить механизм образования полос. Склонность к формированию полосовых структур при больших степенях деформации отмечается и при обычных скоростях нагружения. Деформация в волне разгрузки должна развиваться в сильно упрочненной структуре, причем степень деформации превышает 20 %, скорость деформирования  $10^5$ — $10^6$  с<sup>-1</sup>, уровень касательных напряжений значительно больше напряжений течения в обычных условиях. Развитие деформации посредством образования небольшого числа интенсивных полос сдвига оказывается при этом более «конкурентоспособным», чем движение дислокаций на небольшие расстояния сквозь многочисленные препятствия. Следует отметить, что из-за высокой концентрации точечных дефектов дислокации должны иметь близко расположенные уступы.

Наблюдаемые в электронном микроскопе пересечения полос различных систем позволили рассчитать величину сдвига на одну атомную плоскость вторичной полосы: 2,7 Å (см. рис. 2, *e*) и 2,5 Å (см. рис. 2, *g*, пересечение с двойником), в алюминии отмечался сдвиг 4,5 Å (см. рис. 4 в [8]). Эти оценки оказываются порядка вектора Бюргера полной дислокации, что указывает на возможность реализации полюсного (спирального) механизма создания сдвига на соседних плоскостях в полосе. Альтернативная модель — пересечение скользящих дислокаций с винтовыми дислокациями леса. Развитие полос не только по плоскостям {111}, но и по {110} и {100} согласуется с наблюдениями неоктаэдрического скольжения в гцк-металлах при высоких напряжениях [13].

Разориентация материала в полосе с матрицей тем больше, чем больше сдвиг в полосе. По-видимому, разориентация — вторичный эффект, связанный с требованием одноосности макроскопической деформации при плоском ударно-волновом нагружении [2, 9]. Развитие первичного сдвига в полосе должно сопровождаться работой внутри и в окрестности полосы вторичных систем, компенсирующих боковую деформацию.

Развитие интенсивной пластической деформации в сравнительно узких полосах приводит к большому местному разогреву. Свидетельствуют об этом полигональная структура в полосах в Al (см. рис. 2, *b*), малая плотность дислокаций в полосах в Cu (см. рис. 2, *e*, *d*), наличие зоны теплового влияния у некоторых полос (см. рис. 2, *d*). Полосовые структуры можно считать разновидностью полос адиабатического сдвига (обычно в последних при наличии свободной поверхности отмечается значительно большая деформация) [14]. В меди полосы адиабатического сдвига ранее не наблюдались из-за большой теплопроводности. В условиях ударного нагружения в 100 ГПа высокая температура окружающего материала (в начале разгрузки 1620 К, в конце 785 К) замедляет отток тепла из полосы.

### Остаточное упрочнение

Применение обоймы, препятствующей растеканию, и быстрое охлаждение в воде позволили сохранить предельно высокую плотность дефектов и получить довольно высокую микротвердость  $H_v = 1,2 \pm 0,1$  ГПа. Отметим для сравнения, что у отожженной меди  $H_v = 0,3$  ГПа, предельно высокая твердость  $H_v = 1,4 \div 1,5$  ГПа достигалась в экспериментах при нагружении чистой меди при  $p = 40 \div 60$  ГПа и 77 К. В опытах [6] в медных фольгах после нагружения в 100 ГПа  $H_v = 0,8$  ГПа при остаточной деформации 30 %.

На сохраненных образцах при последующем отжиге определена температура рекристаллизации (рис. 5). В медных кристаллах [110] и [112], нагруженных 100 ГПа, она оказалась равной 470 К, в материале обоймы из поликристаллической технической меди М1 более 570 К,

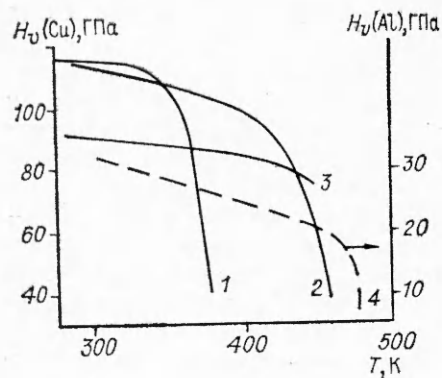


Рис. 5. Разупрочнение обработанных ударными волнами образцов при последующем отжиге.

1 — медь, [110],  $p = 100$  ГПа; 2 — поликристаллическая обойма из М1,  $p = 100$  ГПа; 3 — медь, [110],  $p = 10$  ГПа; 4 — алюминий, [111],  $p = 50$  ГПа.

в алюминиевых кристаллах после нагружения 40 ГПа — 553 К, после 50 ГПа — 573 К, что значительно выше температуры рекристаллизации чистой меди, поскольку в Al уже в процессе нагружения прошла полигонизация. Полосы разориентации в Cu имели  $H_p = 0,5$  ГПа. Интересно отметить, что после пребывания в течение 8 мес при комнатной температуре наблюдался рост некоторых участков полос в окружающую матрицу (см. рис. 2, e), что также подтверждает термическую неустойчивость сильно искаженной структуры в меди после нагружения 100 ГПа.

### Выводы

1. Оценка Кована для давления ударной волны, в которой развивается «сверхкритический сдвиг», сильно занижена, поскольку сама теоретическая прочность зависит от условий нагружения.
2. Малая активность двойникования в меди при нагружении 100 ГПа связана с более быстрым механизмом дислокационного скольжения, развивающегося из многочисленных активных центров зарождения сдвигов.
3. Обнаружены и детально исследованы специфические структуры — полосы разориентации. Показано, что образуются они при разгрузке и являются фактически разновидностью полос адиабатического сдвига.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Cowan G. E. Trans. Met. Soc. AIME, 1965, 233, 6, 1120.
2. Могилевский М. А. Механизмы деформации при нагружении ударными волнами. — Деп. в ВИНТИ, 1980, № 2830—80.
3. De Carli P. S., Jamieson J. C. Science, 1961, 133, 3467, 1821.
4. Hooker S. V., Foltz J. V., Grace F. I. Metallurg. Trans., 1971, 2, 2290.
5. Nellis W. J. et al // Shock waves in condensed matter.— N. Y.: Plenum Press, 1986.
6. Murr L. E. // Shock waves and high-strain-rate phenomena in metals.— N. Y.: Plenum Press, 1981.
7. Mogilevsky M. A., Tepliakova L. A. // Metallurgical applications of Shock-wave and high-strain-rate phenomena.— Dekker, 1986.
8. Mogilevsky M. A., Bushnev L. S. // Proc. 44th Ann. Meet. Electron Micr. Soc. Amer.— San Fr., 1986.
9. Mogilevsky M. A. J. de Physique, 1988, 49, Colloque C3, suppl. 9, 467.
10. McQueen R. G., Marsh S. P. J. Appl. Phys., 1960, 31, 7, 1253.
11. Chhabildas L. S., Asay J. R. // Ibid., 1979, 50, 4, 2749.
12. Могилевский М. А., Мынкин И. О. ФГВ, 1988, 24, 6, 106.
13. Phillips W. L. Trans. Metallurg. Soc. AIME, 1962, 224, 2, 240.
14. Rogers H. C. Ann. Rev. Mater. Sci., 1979, 9, 283.

г. Новосибирск

Поступила в редакцию 14/III 1989