

Сопrotивление ударно-волновому деформированию и разрушению монокристаллов цинка при повышенных температурах

© А.А. Богач, Г.И. Канель, С.В. Разоренов, А.В. Уткин, С.Г. Протасова*, В.Г. Сурсаева*

Институт проблем химической физики Российской академии наук,
142432 Черноголовка, Московская обл., Россия

* Институт физики твердого тела Российской академии наук,
142432 Черноголовка, Московская обл., Россия

E-mail: razsv@icp.ac.ru

(Поступила в Редакцию 31 марта 1998 г.)

Представлены результаты измерений профилей скорости свободной поверхности монокристаллов цинка двух ориентаций при ударно-волновом нагружении. Температура испытаний варьировалась от комнатной до 410°С. Результаты измерений демонстрируют атермичность высокоскоростной деформации и разрушения, а также влияние предшествующей пластической деформации на величину разрушающих напряжений.

Воздействие на твердые тела плоскими ударными волнами, создаваемыми взрывом, высокоскоростным ударом или импульсами лазерного излучения, предоставляет уникальную возможность изучения процессов деформирования и разрушения с экстремально высокими скоростями в хорошо контролируемых условиях нагружения. Наиболее информативными в этом отношении являются эксперименты с монокристаллами [1–6], поскольку они позволяют получать сведения об элементарных механизмах и динамике деформирования и разрушения, не усложненных влиянием границ зерен, примесей и других структурных неоднородностей. Представляется важным и интересным, в частности, вопрос о влиянии температуры на упругопластические и прочностные свойства металлов при высокоскоростной деформации.

Общеизвестно, что при низких и умеренно высоких скоростях деформирования предел текучести и предел прочности уменьшаются с ростом температуры. Это объясняется тем, что в условиях низкоскоростной деформации преодоление дислокациями препятствий осуществляется в результате совместного действия приложенного напряжения и тепловых флуктуаций [7]. Для деформирования с высокой скоростью необходимо приложить более высокие напряжения. При скорости деформирования больше чем $\sim 10^4 \text{ s}^{-1}$ действующие напряжения оказываются достаточно высокими для того, чтобы преодолевать препятствия без дополнительного вклада тепловых флуктуаций. Иными словами, с увеличением скорости деформирования происходит переход от термофлуктуационного к атермическому надбарьерному скольжению дислокаций. Поскольку разрушение всегда сопряжено с пластической деформацией в окрестности растущих несплошностей, при высоких скоростях деформирования следует ожидать также атермичности и динамической прочности твердых тел [8].

Исследования сопротивления деформированию и разрушению материалов при ударно-волновом нагружении проводятся путем анализа структуры и эволюции волн сжатия и разрежения. Вследствие изменения продольной сжимаемости при переходе через предел упругости удар-

ная волна в твердом теле теряет устойчивость и расщепляется на уругий предвестник и распространяющуюся за ним пластическую волну сжатия. Амплитуда упругого предвестника определяется динамическим пределом текучести материала. При отражении импульса сжатия от свободной поверхности тела внутри него генерируются растягивающие напряжения, которые приводят к его разрушению — отколу. Исследования "откольных" явлений дают сведения о прочности материалов при длительностях нагрузки $\sim 10^{-9} - 10^{-5} \text{ s}$ [9].

До последнего времени измерения предела текучести и, особенно, прочности на разрыв в условиях ударно-волнового нагружения при повышенных температурах практически не проводились. В данной работе представлены результаты таких измерений для монокристаллов цинка различной ориентации в температурном интервале от комнатной температуры практически до точки плавления. Цинк имеет гексагональную плотноупакованную кристаллическую структуру со значительной анизотропией: отношение расстояния между базисными плоскостями к минимальному межатомному расстоянию составляет $c/a = 1.856$. Температура плавления цинка равна 419.5°С. Основной системой дислокационного скольжения ГПУ-кристаллов является базисная плоскость (0001); скольжение и двойникование в пирамидальных плоскостях (11 $\bar{2}$ 2) требуют гораздо более высоких напряжений. При температуре выше 225°С скольжение в цинке активируется также в плоскостях (1 $\bar{1}$ 01) [10].

Высокоскоростная деформация металлических монокристаллов с ГПУ-структурой — бериллия и цинка — исследовалась в работах [2,11]. Регистрация структуры ударных волн в монокристаллах бериллия [2] показала, что упругие предвестники волн сжатия образуются при всех ориентациях кристалла относительно направления нагрузки. Амплитуда упругого предвестника составила $\sim 6.9 - 7.2 \text{ GPa}$ при сжатии вдоль гексагональной c -оси кристалла и 0.64 GPa при сжатии вдоль оси a . По результатам опытов с ударным сжатием в направлении под углом 33 и 45° к гексагональной оси кристалла найдено, что сдвиговое напряжение базисного скольже-

ния составляет в этих условиях 120–140 GPa, что более чем на порядок превышает напряжение скольжения при квазистатическом нагружении (10 МПа). Соотношение динамического и квазистатического напряжений пластического деформирования вдоль призматических плоскостей составило 250 и 70 МПа, для пирамидальных плоскостей эти величины найдены равными 3.35 и 1 GPa соответственно. При ударном сжатии вдоль осей a и c упругие предвестники ударных волн в монокристалле бериллия имеют характерный пик, что объясняется интенсивным размножением дислокаций и связанным с этим ускорением релаксации сдвиговых напряжений. Металлографический анализ образцов после ударно-волнового воздействия показал, что откольное разрушение монокристаллов бериллия инициируется при напряжении примерно 1 GPa при нагружении как вдоль гексагональной оси кристалла, так и перпендикулярно ей, в то время как квазистатические напряжения скола для этих двух ориентаций различаются в 6 раз.

Высокоскоростная деформация монокристаллов цинка при повышенных температурах исследовалась методом стержней Гопкинсона в работе [11]. Найдено, что при скоростях деформирования $> 0.5 \cdot 10^4 \text{ s}^{-1}$ напряжение сдвига в базисной плоскости не зависит от температуры вплоть до точки плавления, из чего делается вывод о преобладающем вкладе надбарьерного скольжения дислокаций, контролируемого вязким торможением. Диаграмма деформирования скольжением в пирамидальных плоскостях содержит "зуб текучести", относительная амплитуда которого возрастает с ростом скорости деформирования; при этом нижний предел текучести примерно на порядок превышает предел текучести для базисной плоскости. При скорости деформирования $\sim 0.5 \cdot 10^4 \text{ s}^{-1}$ верхний предел текучести примерно втрое превышает нижний.

1. Материал и постановка экспериментов

Эксперименты были выполнены с монокристаллами цинка чистоты 99.999%, выращенными методом направленной кристаллизации из расплава в изложницах из высокочистого графита [11]. Плоские монокристаллы размером $10 \times 15 \text{ mm}$ при толщине от 0.5 до 2.2 mm в процессе выращивания были ориентированы нормально к плоскости в кристаллографических направлениях [1000] и [10 $\bar{1}$ 0]. Из каждого выращенного монокристалла вырезались 3–4 образца. Для удаления поверхностных дефектов образцы подвергались электрохимическому травлению.

Схема экспериментов показана на рис. 1. Нагружение образцов осуществлялось ударом алюминиевой пластины 0.4 или 0.85 mm со скоростью 650–700 m/s либо по базисной плоскости (0001), либо по призматической плоскости (10 $\bar{1}$ 0), перпендикулярной базисной. Для метания пластин-ударников применялись взрывные устройства, которые подробно описаны в [9]. При мощности

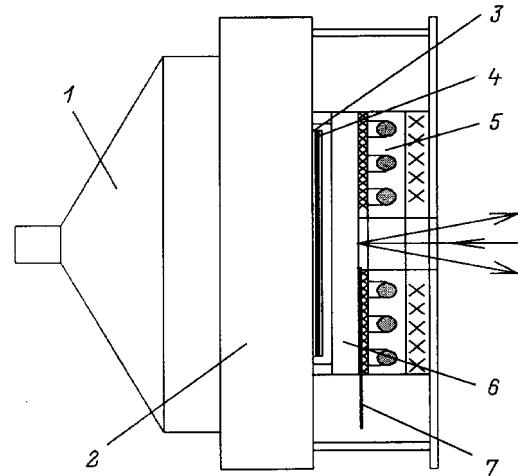


Рис. 1. Схема опытов с измерением профилей скорости свободной поверхности ударно-сжатых образцов при повышенной температуре. 1 — плосковолновая взрывная линза, 2 — стальной ослабитель, 3 — тефлоновая прокладка, 4 — ударник, 5 — нагреватель, 6 — образец, 7 — термопара.

резистивного нагревателя около 1 kW время прогрева образца до заданной температуры не превышало 10 min. Нагреватель отключался примерно за 1 min перед моментом подрыва. Температура непрерывно контролировалась с точностью $\pm 5^\circ \text{C}$ термопарой хромель–алюмель, установленной в непосредственной близости от контролируемой точки на тыльной поверхности образца, в которую фокусировался зондирующий луч лазерного доплеровского интерферометрического измерителя скорости VISAR [12,13]. Диаметр фокусного пятна составлял $\sim 0.1 \text{ mm}$. Для регистрации интерференционных биений использовался цифровой осциллограф с частотой оцифровки регистрируемого сигнала 0.5 GHz. Частотные характеристики аппаратуры обеспечивали регистрацию сигналов с временем нарастания на уровне 2–3 ns.

2. Результаты измерений

На рис. 2 представлены типичные профили скорости свободной поверхности $W(t)$ монокристаллических образцов различной ориентации при ударном сжатии до давления $\sim 7 \text{ GPa}$.

При нагружении вдоль гексагональной оси кристалла регистрируются ударная волна с временем нарастания не более 2 ns и следующая за ней волна разрежения. Длительность импульса сжатия определяется временем реверберации волны в ударнике, т.е. его толщиной. Второй подъем скорости вызван выходом на поверхность волны сжатия (откольного импульса), образующейся в результате релаксации растягивающих напряжений при откольном разрушении. Величина спада скорости от ее максимального значения до величины перед фронтом откольного импульса определяется величиной разрушающего напряжения при отколе.

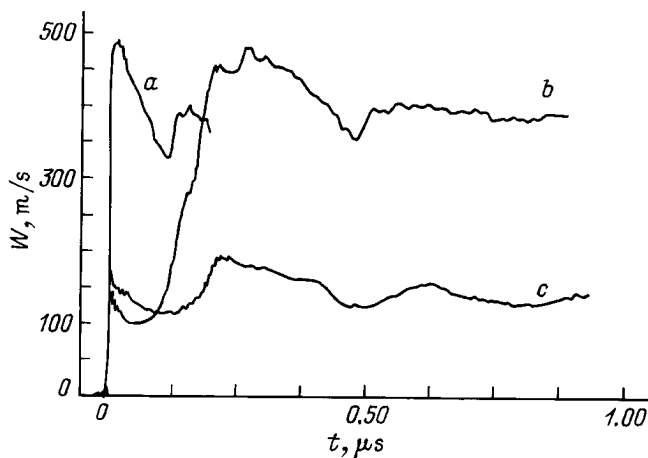


Рис. 2. Типичные профили скорости поверхности при различной ориентации образцов относительно направления ударной нагрузки. Направление нагрузки $[0001]$ (*a*) и $[10\bar{1}0]$ (*b, c*). Нагружение ударниками толщиной 0.4 (*a, c*) и 0.85 мм (*b*).

При ударном нагружении в направлении $[10\bar{1}0]$ волна сжатия приобретает двухволновую структуру: выделяется упругий предвестник, скорость распространения которого, равная скорости продольных упругих волн данного направления, превышает скорость следующей за ним пластической волны сжатия, равную "объемной" скорости звука c_b . Поскольку фронт волны разрежения также распространяется с "продольной" скоростью звука в ударно-сжатом материале, импульсы сжатия в этом направлении начинают затухать, если толщина образца превышает толщину ударника более чем втрое. Время нарастания в пластической волне составляет в данном случае 80–90 ns, что соответствует скорости деформирования $\sim 5 \cdot 10^5 \text{ s}^{-1}$.

Поскольку сдвиговая и объемная вязкость твердого тела в области упругих деформаций незначительна, крутизна фронта упругого предвестника остается на пределе разрешимости измерений (2–3 ns).

В опытах, где направление ударного сжатия параллельно или перпендикулярно базисной плоскости кристалла, сдвиговые напряжения в этой плоскости легкого скольжения равны нулю, поэтому пластическая деформация возможна только путем скольжения в пирамидальных плоскостях. По этой причине следовало бы ожидать примерно одинакового сопротивления пластическому деформированию и крутизны пластической ударной волны для этих двух ориентаций. Начало пластической деформации и выделение упругого предвестника имеют место, когда девиаторное напряжение в волне сжатия $S_x = \sigma_x - p = \sigma_x(1 - c_b^2/c_l^2)$ (где σ_x — нормальное напряжение в направлении сжатия, p — шаровая компонента тензора напряжений, или давление, c_b, c_l — "объемная" и "продольная" скорости звука) достигает $2/3$ предела текучести σ_T .

При комнатной температуре и нулевом давлении величина объемной скорости звука в цинке составляет

$c_b = 3.03 \text{ km/s}$. Продольная скорость звука в направлении, перпендикулярном гексагональной оси кристалла, $c_l = 4.73 \text{ km/s}$, в то время как в осевом направлении скорость продольных упругих волн очень близка к объемной скорости звука [14] (формальный расчет с использованием приведенных в [14] коэффициентов упругости дает значение продольной скорости звука даже ниже величины объемной скорости звука, что является, очевидно, следствием неточностей величин коэффициентов упругости и расчетных формул). С учетом большой крутизны фронта волны сжатия естественно заключить, что ударная волна с интенсивностью 7 GPa, распространяющаяся в осевом направлении, имеет чисто упругий характер. На рис. 3 представлены результаты опытов с увеличенной скоростью удара, которые показывают, что признаки начала пластической деформации появляются только при осевом напряжении выше 21 GPa (скорость свободной поверхности 1.43 km/s), экспериментально подтверждая предыдущее заключение.

На рис. 4, 5 представлены профили скорости свободной поверхности, измеренные при нормальной и повышенных температурах образцов. Нагрев монокристаллов до температур, весьма близких к точке плавления, не приводит к существенным изменениям структуры волн сжатия и разрежения как при базисной ориентации образцов, так и при ударном сжатии в направлении, перпендикулярном гексагональной оси кристалла.

Из полученных профилей скорости свободной поверхности определены значения разрушающих напряжений при отколе и величины динамического предела упругости для образцов различных ориентаций. Разрушающее напряжение, или "откольная прочность" материала, σ^* рассчитывалась по величине ΔW спада скорости от ее максимального значения до значения перед фронтом откольного импульса [9]

$$\sigma^* = 0.5\rho_0c_b(\Delta W + \delta),$$

где ρ_0 и c_b — плотность материала и объемная скорость звука при нулевом давлении, δ — поправка на искажение

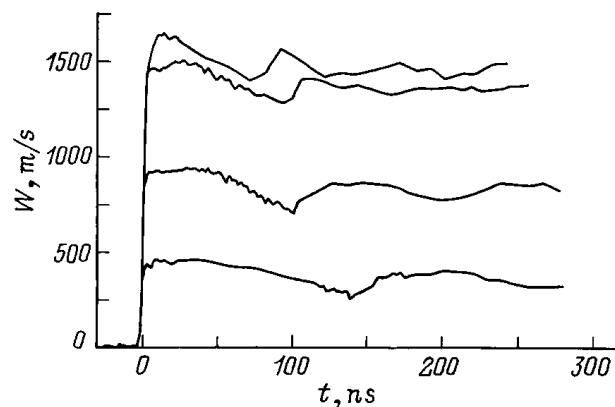


Рис. 3. Профили скорости свободной поверхности монокристаллов при нагружении в направлении $[0001]$ алюминиевыми ударниками толщиной 0.4 мм со скоростью от 0.7 до 2.2 км/с.

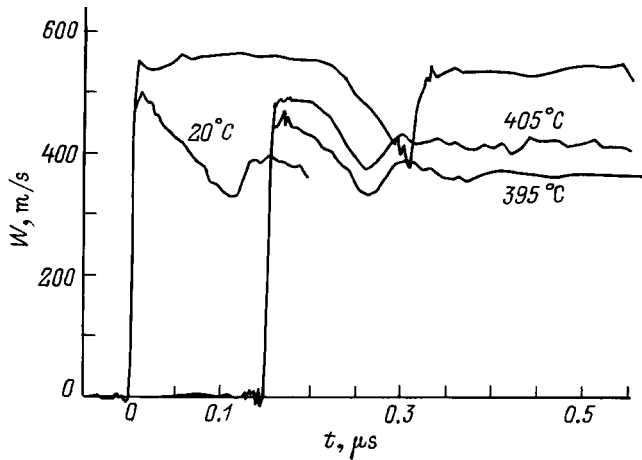


Рис. 4. Профили скорости свободной поверхности монокристаллов цинка при нагружении в направлении $[0001]$ ударом алюминиевой пластины толщиной 0.4 или 0.85 mm со скоростью 650–700 м/с при комнатной и повышенных температурах.

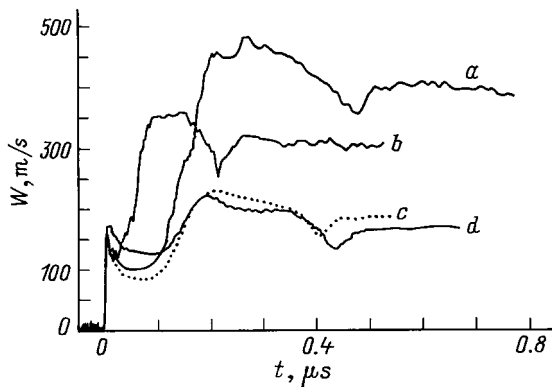


Рис. 5. Профили скорости свободной поверхности монокристалла цинка при нагружении в направлении $[10\bar{1}0]$ алюминиевым ударником толщиной 0.4 ($b-d$) или 0.85 mm (a) со скоростью 650–700 м/с при комнатной (a, b, d) и повышенной (410°C) (c) температурах.

волнового профиля в результате различия скоростей распространения разгрузочной части падающего импульса (c_b) и фронта откольного импульса (c_l). С учетом градиентов скорости свободной поверхности перед фронтом откольного импульса, \dot{u}_1 , и градиента в его фронте, \dot{u}_2 , эта поправка оценивается как

$$\delta = \left(\frac{h}{c_b} - \frac{h}{c_l} \right) \frac{|\dot{u}_1 \dot{u}_2|}{|\dot{u}_1| + \dot{u}_2},$$

где h — толщина откольной пластины, определяемая по времени реверберации волн в ней. Для опытов с нагружением в осевом направлении введение поправки не имеет смысла, поскольку величины продольной и объемной скоростей звука для этой ориентации очень близки. Фактически этот способ определения динамической прочности материала из профилей скорости свобод-

ной поверхности основан только на фундаментальных законах сохранения и не связан с какими-либо предположениями о механизме, скорости и степени разрушения. Полученные значения разрушающих напряжений в образцах двух ориентаций при нормальной и повышенной температурах суммированы на рис. 6. Толщина откола в этих опытах составляла 0.2–0.5 mm, скорость деформирования — $(2-5) \cdot 10^5 \text{ s}^{-1}$.

Наибольшее количество измерений проведено при комнатной температуре. Полученные результаты имеют значительный разброс, что, вообще говоря, характерно для подобных измерений с высоким пространственно-временным разрешением и отражает микронеоднородность образцов. В экспериментах с монокристаллами молибдена [15] наблюдались вариации разрушающих напряжений даже в пределах одного образца. Тем не менее результаты измерений определенно показывают, что при нагружении монокристалла цинка в направлении гексагональной оси c откольное разрушение происходит при более высоких напряжениях, чем в опытах с нагружением в перпендикулярном направлении. При комнатной температуре средние значения разрушающих напряжений в осевом и поперечном направлениях составили 2.1 ± 0.2 и 1.33 ± 0.3 GPa соответственно. При нагружении вдоль оси кристалла развитие разрушения происходит быстрее, что проявляется на профилях скорости свободной поверхности в большей крутизне откольных импульсов. Для сравнения откольная прочность технического алюминия и алюминиевых сплавов в близких условиях нагружения составляет 1–1.4 GPa, прочность мягких сталей — 1.5–3 GPa [9]. Следует заметить, что эксперименты с менее анизотропными монокристаллами меди [5], имеющими структуру ГЦК, и молибдена [6] с ОЦК структурой не выявили какого-либо влияния направления нагрузки на величину разрушающего напряжения при отколе. Динамическая прочность монокристаллов

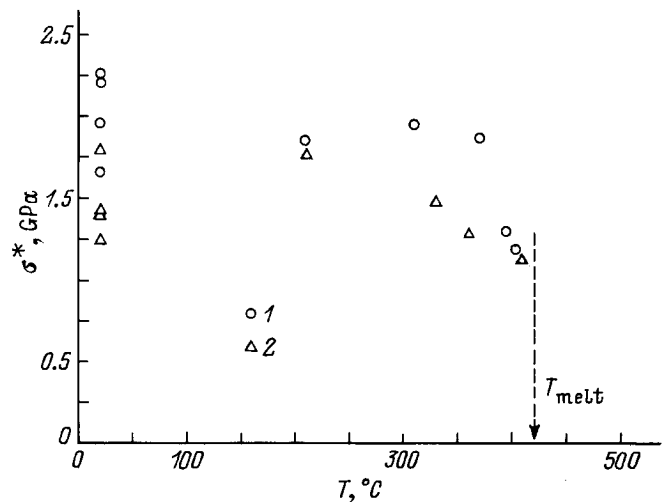


Рис. 6. Откольная прочность монокристаллов цинка различных ориентаций в зависимости от температуры испытания. Направление нагрузки $[0001]$ (1) и $[10\bar{1}0]$ (2).

меди и молибдена в близких к приведенным в данной работе условиях нагружения составила 4 ± 0.5 и 5 ± 0.5 ГПа соответственно, что примерно в 3 раза выше динамической прочности этих металлов в поликристаллическом состоянии. Интересно отметить, что оценки предельных растягивающих напряжений, соответствующих минимуму на изотерме $p(V)$, для меди, молибдена и цинка составляют $\sim 23, 55$ и 10.5 ГПа соответственно. Иными словами, сопротивление разрушению монокристаллов в субмикросекундном диапазоне длительностей нагрузки соизмеримо с их предельной теоретической прочностью.

Известно, что из-за относительно большого межплоскостного расстояния базисные плоскости (0001) являются поверхностями легкого скола [16]. Следовательно, в проведенных экспериментах сопротивление откольному разрушению оказалось выше при наиболее благоприятной ориентации слабейших плоскостей кристалла. Вообще говоря, изменение направления ударной нагрузки не должно приводить к большим изменениям в величине разрушающего напряжения. В плоских ударных волнах тензор напряжений близок к шаровому, поэтому откольное разрушение инициируется при напряженном состоянии, близком к всестороннему растяжению, независимо от направления нагрузки. Более вероятным представляется предположение о том, что влияние ориентации на сопротивление откольному разрушению есть результат различия в дефектной структуре, формируемой к моменту начала разрушения при разных направлениях ударной нагрузки.

Известно, что центрами зарождения разрушения в твердом теле являются различного рода неоднородности (границы зерен, микропоры и хрупкие включения в поликристаллических материалах) или более микроскопические несовершенства, такие как двойники, скопления дислокаций или точечных дефектов в монокристаллах. Тот факт, что при нагружении плоскими ударными волнами более высокие разрушающие напряжения реализуются в опытах, где базисные плоскости ориентированы наиболее благоприятным для распространения трещин образом, можно объяснить тем, что в этих опытах не происходила пластическая деформация материала, поэтому его дефектная структура оставалась неизменной; следовательно, разрушение могло инициироваться только на дефектах, имеющих в исходном материале. В экспериментах с ориентацией ударной нагрузки перпендикулярно оси кристалла имела место пластическая деформация, сопровождающаяся ростом плотности дислокаций и других деформационных дефектов, которые могут служить центрами зарождения разрушений и тем самым понизить величину разрушающих напряжений.

При увеличении температуры от комнатной до $350\text{--}370^\circ\text{C}$ откольная прочность монокристаллов цинка двух ориентаций остается практически неизменной, но при дальнейшем увеличении температуры различие в величинах откольной прочности и сами эти величины уменьшаются, при этом последние составляют

$1.1\text{--}1.2$ ГПа при температуре $405\text{--}410^\circ\text{C}$. Эта температура всего на 2% ниже абсолютной температуры плавления. Следует заметить, что в поликристаллических материалах отмечено значительно более сильное падение откольной прочности с приближением начальной температуры образцов к точке плавления [17].

Результаты проведенных измерений не выявили влияния температуры на динамический предел упругости цинка. При нагружении в плоскости (10 $\bar{1}$ 0) во всем температурном интервале регистрируются упругие предвестники с характерным "зубом текучести". Такая структура упругого предвестника обычно есть следствие ускорения релаксации напряжений в результате размножения дислокаций по мере развития пластической деформации. В проведенных экспериментах разброс измеренных амплитуд предвестников достигал $\pm 10\%$ от среднего значения в пике, равного 2.5 ГПа, и $\pm 20\%$ в точке минимума между упругим и пластическим фронтами. Столь большой разброс отчасти объясняется тем, что даже небольшое отклонение направления сжатия от заданного кристаллографического направления может привести к появлению в базисной плоскости сдвиговых напряжений, достаточных для того, чтобы активировать легкое скольжение дислокаций. Измерения не выявили заметного влияния температуры на крутизну пластической ударной волны, которая определяется вязкостью материала. Эти данные указывают на атермическую природу высокоскоростной пластической деформации в ударных волнах. Из-за недостаточной воспроизводимости образцов и условий нагружения не удалось выявить затухание амплитуды предвестника по мере его распространения на расстояниях от 0.5 до 2 мм. Более того, детальное сопоставление волновых профилей на расстояниях 0.5 и 2 мм от поверхности соударения показало, что эволюция упругого предвестника близка к автомодельной. При имеющемся разбросе экспериментальных данных весьма вероятно, что этот странный результат является случайным, однако нельзя исключить и возможности вклада в релаксацию напряжений неучтенных явлений, таких, например, как вращение кристаллографических плоскостей в процессе пластической деформации, которое может привести к активированию систем легкого скольжения.

Авторы выражают благодарность Л.Г.Ермолову за помощь в подготовке и проведении экспериментов.

Работа выполнена в рамках проектов Российского фонда фундаментальных исследований № 97-02-17701 и 96-02-17483.

Список литературы

- [1] W.J. Murri, G.D. Anderson. *J. Appl. Phys.* **41**, 8, 3521 (1970).
- [2] L.E. Pope, A.L. Stevens. In: *Metallurgical Effects at High Strain Rates* / Ed. R.W. Rohde et al. Plenum Press, N.Y.–London (1973). P. 349.
- [3] J.N. Johnson. *J. Phys. Chem. Sol.* **35**, 5, 609 (1974).
- [4] G. Meir, R.J. Clifton. *J. Appl. Phys.* **59**, 1, 124 (1986).

- [5] С.В. Разоренов, Г.И. Канель. ФММ **78**, *11*, 141 (1992).
- [6] G.I. Kanel, S.V. Razorenov, A.V. Utkin, V.E. Fortov, K. Baumung, H.U. Karow, D. Rush, V. Licht. J. Appl. Phys. **74**, *12*, 7162 (1993).
- [7] A. Kumar, R.G. Kumble. J. Appl. Phys. **40**, 3475 (1969).
- [8] Л.А. Мержневский, В.М. Титов. ДАН СССР **286**, *1*, 109 (1986).
- [9] Г.И. Канель, С.В. Разоренов, А.В. Уткин, В.Е. Фортов. Ударно-волновые явления в конденсированных средах. Янус-К, М. (1996). 408 с.
- [10] Р. Бернер, Г. Кронмюллер. Пластическая деформация монокристаллов. Мир, М. (1969). 272 с.
- [11] P.L. Studt, E. Nidick, F. Uribe, A.K. Mukherjee. In: Metallurgical Effects at High Strain Rates / Ed. R.W. Rohde et al. Plenum Press, N. Y.–London (1973). P. 379–398.
- [12] А. Антонов, С.В. Копецкий, Л.С. Швиндлерман, В. Сурсаева. ДАН СССР **18**, 736 (1974).
- [13] J.R. Asay, L.M. Barker. J. Appl. Phys. **45**, 2540 (1974).
- [14] W.P. Mason. Physical Acoustics: Principles and Methods / V. III. Pt B: Lattice Dynamics. Academic Press, N. Y.–London (1965) (Физическая акустика / Под ред. У. Мэзон. Т. III В: Динамика решетки. Мир, М. (1968) 392 с.).
- [15] K. Baumung, G.I. Kanel, S.V. Razorenov, D. Rusch, J. Singer, A.V. Utkin. J. Phys. IV France **7**, C3-927 (1997).
- [16] F.A. McClintock, A.S. Argon. Mechanical Behavior of Materials. Addison–Wesley Publ. (1966) (Ф. Макклинток, А. Аргон. Деформация и разрушение материалов. Мир, М. (1970). 444 с.).
- [17] G.I. Kanel, S.V. Razorenov, A.A. Bogatch, A.V. Utkin, V.E. Fortov, D.E. Grady. J. Appl. Phys. **79**, *11*, 8310 (1996).