

Сопротивление деформированию и разрушению алюминия AD1 в условиях ударно-волнового нагружения при температурах 20 и 600°C

© Г.В. Гаркушин¹, Г.И. Канель², С.В. Разоренов¹

¹ Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Московская обл., Россия

² Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия

E-mail: garkushin@ficp.ac.ru

(Поступила в Редакцию 17 марта 2010 г.)

Представлены результаты измерений динамического предела упругости и откольной прочности при ударно-волновом нагружении образцов алюминия AD1 толщиной от 0.5 до 10 mm при комнатной и повышенной до 600°C температурах. Подтверждено аномальное термическое упрочнение алюминия в условиях высокоскоростного деформирования. Анализ затухания предвестников при температурах 20 и 600°C показывает, что смена основного механизма торможения дислокаций происходит при скорости деформирования примерно $5 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$, что согласуется с результатами измерений методом стержней Гопкинсона. Результаты измерений откольной прочности в широком диапазоне скоростей деформирования дополняют полученные ранее данные и согласуются с ними.

Работа выполнена при поддержке Госкорпорации „Росатом“ в рамках государственного контракта № Н.4е.45.03.09.1073 и комплексной программы ОЭММПУ РАН „Трибологические и прочностные свойства структурированных материалов и поверхностных слоев“.

1. Введение

Исследования температурных зависимостей сопротивления деформированию и разрушению металлов и сплавов при высоких скоростях деформирования позволяют изучить основные закономерности движения носителей пластической деформации — дислокаций, выявить определяющие факторы и закономерности формирования и развития поврежденностей в материале. Эти сведения нужны для понимания механизмов локализации деформации в полосах адиабатического сдвига, оптимизации режимов механической обработки материалов, а также для решения задач высокоскоростного удара и пробивания.

Известно, что напряжение течения кристаллических твердых тел возрастает с увеличением скорости нагружения. Для многих металлов эта зависимость резко усиливается с превышением скорости деформирования $\sim 10^3 - 10^4 \text{ s}^{-1}$, что интерпретируется как следствие изменения механизма движения дислокаций [1,2]. При малых скоростях деформирования дислокации преодолевают препятствия в результате совместного действия приложенного напряжения и тепловых флуктуаций. Вследствие этого увеличение температуры сопровождается понижением предела текучести материалов. Для деформирования с высокой скоростью необходимо приложить более высокие напряжения. При достаточно большой скорости деформирования действующие напряжения оказываются настолько высокими, что дислокации могут преодолевать препятствия без дополнительного вклада тепловых флуктуаций. При этом доминирующим механизмом торможения становится фонная вязкость.

Поскольку фонная вязкость пропорциональна температуре, при очень высоких скоростях деформирования можно ожидать возрастания напряжения течения с увеличением температуры [3]. Соотношение вкладов термофлуктуационного и надбарьерного механизмов движения дислокаций в зависимости от температуры и скорости деформирования иллюстрируется на рис. 1.

Исследования механических свойств материалов в субмикросекундном диапазоне длительностей воздействия при скоростях деформирования $> 10^3 \text{ s}^{-1}$ проводятся в условиях ударно-волнового нагружения испытуемых образцов. Измерения основываются на том факте, что структура волн и динамика волновых взаимодей-

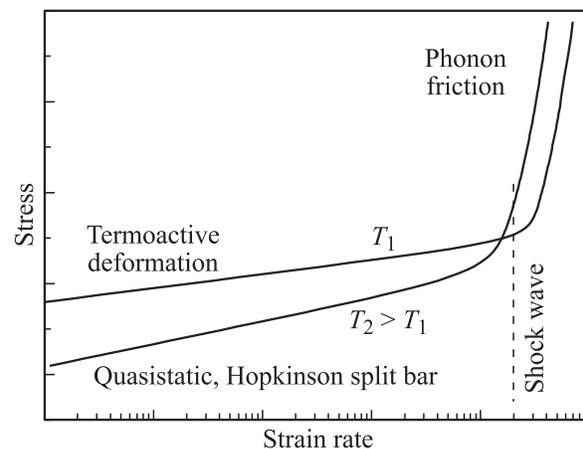


Рис. 1. Механизмы температурно-временных зависимостей предела текучести.

ствий определяются помимо термодинамического уравнения состояния вещества процессами упругопластического деформирования и разрушения в материале [4,5].

Недавние измерения сопротивления деформированию и разрушению монокристаллического алюминия в условиях ударно-волнового нагружения [6,7] обнаружили аномальное возрастание предела текучести с температурой. Эта аномалия интерпретирована как свидетельство изменения основного механизма торможения дислокаций. Остается, однако, неясным, в какой мере соотносятся температурные зависимости предела текучести при высокоскоростном деформировании монокристаллов и поликристаллического алюминия и при каких скоростях деформирования начинает проявляться эффект аномального термического упрочнения. В работах [8–10] представлены результаты измерений динамического предела текучести алюминия AD1 и сплавов AMg6M и D16T при нормальной и повышенной температурах, однако эти данные не носят систематического характера и недостаточны для выявления кинетических закономерностей высокоскоростного деформирования. С целью восполнить существующий пробел в настоящей работе проведены измерения эволюции упругопластических ударных волн в алюминии AD1 при температурах 20 и 600°C. Получены данные о затухании упругих предвестников по мере распространения, скорости деформирования в пластической ударной волне, а также откольной прочности алюминия в зависимости от скорости деформирования в этих условиях.

2. Материалы и постановка экспериментов

Образцы алюминия AD1 толщиной 0,5, 2, 5 и 10 mm вырезались из прутка большого диаметра и отжигались при 450°C в течение 20 min. Плоские ударные волны в образцах генерировались алюминиевыми пластинами-ударниками толщиной 0,2, 0,4, 0,85 и 2,0 mm, имеющими скорость в диапазоне 600–700 m/s. Метание ударников во всех случаях осуществлялось с применением взрывных устройств [5]. Для испытаний при повышенных температурах использовались резистивные нагреватели [8] мощностью до 1 kW, что позволяло нагревать образцы до необходимой температуры в течение 10 min или менее. Температура контролировалась термопарами с точностью $\pm 10^\circ\text{C}$ в непосредственной близости от оси удара. Максимальная разность температур на поверхности соударения и тыльной поверхности составляла 20°C для образцов толщиной 10 mm; для образцов меньшей толщины эта разница была меньше. В экспериментах осуществлялась непрерывная регистрация движения свободной тыльной поверхности образца с применением лазерного доплеровского измерителя скорости VISAR [11]. Профили скорости свободной поверхности $u_{fs}(t)$ фиксировались с разрешением 1 ns по времени и $\pm 3\text{ m/s}$ по величине измеряемой скорости. Большинство экспериментов проведено на воздухе; часть опытов

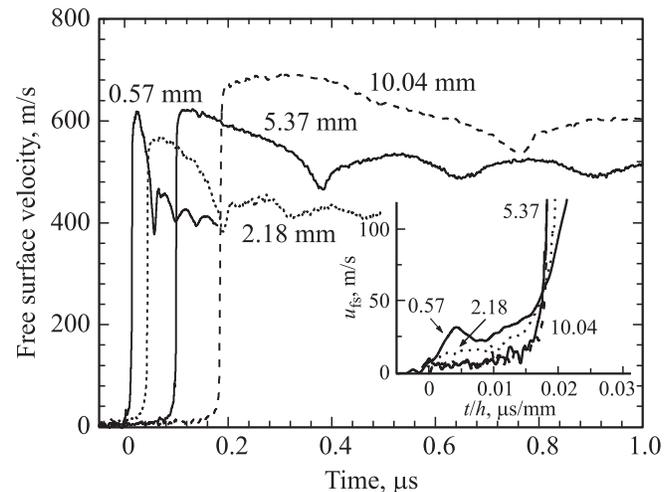


Рис. 2. Профили скорости свободной поверхности образцов алюминия AD1 различной толщины при $T = 20^\circ\text{C}$. На вставке представлены фронтальные участки волновых профилей скорости как функции нормализованного времени t/h , где h — толщина образца.

с образцами минимальной толщины проведена в условиях вакуума.

3. Результаты измерений

На рис. 2 приведены профили скорости свободной поверхности образцов алюминия AD1, измеренные в экспериментах при комнатной температуре. При использовавшемся в опытах соотношении толщин ударника и образца условия нагружения вблизи свободной тыльной поверхности образца соответствуют началу затухания ударной волны под действием нагоняющей ее волны разрежения. На волновых профилях регистрируется выход на поверхность упругопластической волны сжатия и части следующей за ней волны разрежения. Время нарастания параметров в пластической ударной волне составляет в данных опытах 3–5 ns. Напряжение сжатия за фронтом упругого предвестника σ_{HEL} рассчитывается по измеренной скорости свободной поверхности u_{HEL} как $\sigma_{HEL} = \rho_0 c_l u_{HEL} / 2$, где $\rho_0 = 2.71\text{ g/cm}^3$ — плотность материала, $c_l = 6.4\text{ km/s}$ — продольная скорость звука.

4. Затухание упругого предвестника и скорость пластической деформации

Результаты измерений напряжений за фронтом предвестника в образцах алюминия различной толщины суммированы на рис. 3. Измерения демонстрируют затухание предвестника по мере его распространения, вызываемое развитием пластической деформации непосредственно за его фронтом.

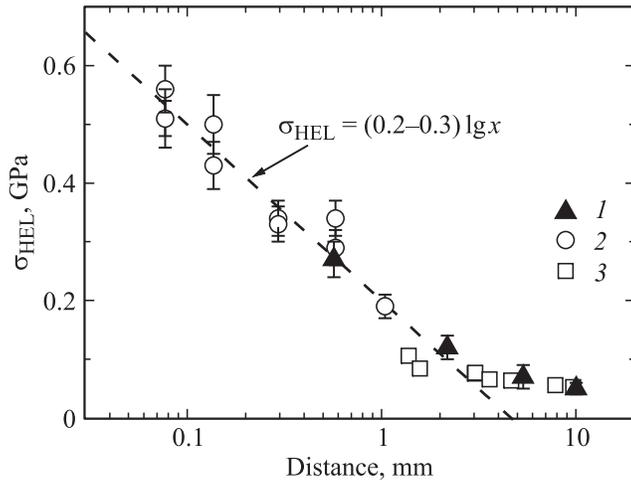


Рис. 3. Затухание упругого предвестника по мере распространения в алюминии AD1 (1) в сопоставлении с аналогичными данными для алюминия 1050 [12] (2) и 1060 [13] (3).

Для оценки скорости пластической деформации за фронтом предвестника рассмотрим уравнения, описывающие изменение напряжения сжатия σ_x и массовой скорости u за фронтом предвестника по мере его распространения. Производные от этих величин по лагранжевой координате $h = \rho x / \rho_0$ вдоль траектории предвестника равны

$$\frac{d\sigma_x}{dh} = \frac{\partial\sigma_x}{\partial h} + \frac{1}{c_l} \frac{\partial\sigma_x}{\partial t}, \quad \frac{du}{dh} = \frac{\partial u}{\partial h} + \frac{1}{c_l} \frac{\partial u}{\partial t}. \quad (1)$$

Здесь t — время; напряжения принимаются положительными при сжатии; предполагается, что скорость распространения упругого предвестника не зависит от напряжения сжатия за его фронтом и равна продольной скорости звука c_l . С учетом законов сохранения массы и количества движения

$$\frac{\partial u}{\partial h} - \rho_0 \frac{\partial V}{\partial t} = 0, \quad \frac{\partial\sigma_x}{\partial h} + \rho_0 \frac{\partial u}{\partial t} = 0, \quad (2)$$

где V — удельный объем вещества, уравнения (1) преобразуются к виду

$$\frac{d\sigma_x}{dh} = -\rho_0 \frac{\partial u}{\partial t} + \frac{1}{c_l} \frac{\partial\sigma_x}{\partial t}, \quad \frac{du}{dh} = \rho_0 \frac{\partial V}{\partial t} + \frac{1}{c_l} \frac{\partial u}{\partial t}. \quad (3)$$

Отсюда с учетом соотношения между σ_x и u за фронтом упругой ударной волны $\sigma_x = \rho_0 c_l u$ получаем

$$\frac{d\sigma_x}{dh} = \frac{1}{2c_l} \left(\frac{\partial\sigma_x}{\partial t} + \rho_0^2 c_l^2 \frac{\partial V}{\partial t} \right). \quad (4)$$

Величина напряжения σ_x зависит от удельного объема V и величины пластической деформации γ

$$\frac{\partial\sigma_x}{\partial t} = \left(\frac{\partial\sigma_x}{\partial V} \right)_\gamma \frac{\partial V}{\partial t} + \left(\frac{\partial\sigma_x}{\partial\gamma} \right)_V \frac{\partial\gamma}{\partial t} = -\rho_0^2 c_l^2 \frac{\partial V}{\partial t} - \rho_0 c_l^2 \frac{\partial\gamma}{\partial t}. \quad (5)$$

В итоге после подстановки (5) в (4) получаем

$$\frac{d\sigma_x}{dh} = -\frac{1}{2} \rho_0 c_l \dot{\gamma}, \quad (6)$$

где $\dot{\gamma} = \partial\gamma/\partial t$ — скорость пластической деформации.

Наиболее значительное затухание имеет место на расстояниях до 2 мм. Во время подготовки настоящей работы были опубликованы [12] результаты измерений затухания предвестника в алюминии 1050 на расстояниях 0.08–1 мм, которые наряду с данными для алюминия 1060 [13] для более толстых образцов также представлены на рис. 3. Видно, что все эти данные в целом хорошо согласуются друг с другом. Затухание предвестника в алюминии на расстояниях до 2–3 мм в пределах экспериментальной погрешности описывается логарифмической зависимостью

$$\sigma_{\text{HEL}} = (0.2 - 0.3 \lg h), \quad (7)$$

где h — пройденное волной расстояние в мм. При логарифмическом законе затухания (7) скорость пластической деформации $\dot{\gamma}$ за фронтом предвестника в соответствии с уравнением (6) описывается соотношением

$$\dot{\gamma} = 0.8686 \frac{g}{\rho_0 c_l h}, \quad (8)$$

где $g = 0.3 \text{ GPa}$ — коэффициент при десятичном логарифме в выражении (7). Согласно этому соотношению, скорость пластической деформации за фронтом предвестника с увеличением пройденного расстояния от 0.1 до 1 мм уменьшается на порядок от $1.5 \cdot 10^5$ до $1.5 \cdot 10^4 \text{ s}^{-1}$. При этом максимальное напряжение сдвига за фронтом предвестника $\tau = \sigma_{\text{HEL}}(1 - 2\nu)/2(1 - \nu)$ (где ν — коэффициент Пуассона) уменьшается от 0.16 до 0.06 ГПа. На расстояниях более 2–3 мм, т.е. после того, как скорость пластической деформации за фронтом предвестника уменьшилась до примерно $5 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$, затухание предвестника резко замедлилось. Эта скорость деформирования практически совпадает с той, при которой в экспериментах со стержнями Гопкинсона [14] наблюдалось резкое усиление зависимости напряжения течения алюминия от $\dot{\gamma}$. Скорость деформирования в пластической ударной волне в обсуждаемых экспериментах достигала величины порядка 10^7 s^{-1} .

На рис. 4 сопоставлены начальные участки волновых профилей ударного сжатия образцов алюминия при нормальной и повышенной температурах. Повышение температуры привело к значительному возрастанию амплитуды упругого предвестника и увеличению до 8–12 ns времени нарастания параметров в пластической ударной волне. Отметим, что возрастание амплитуды предвестника отчасти связано с уменьшением продольной скорости звука и соответственно увеличением коэффициента Пуассона. Уменьшение продольной скорости звука с нагревом проявляется на волновом профиле также и в уменьшении интервала времени между фронтом

предвестника и пластической ударной волны. На рис. 5 представлены профили скорости свободной поверхности образцов алюминия различной толщины, измеренные при температурах 592–619°C, которые демонстрируют затухание предвестника по мере его распространения и пониженную откольную прочность нагретого материала.

На рис. 6 суммированы результаты измерений затухания упругого предвестника ударной волны σ_{HEL} в алюминии AD1 при температурах 20°C и в окрестности 600°C. Затухание предвестника при 600°C на расстояниях от 0.5 до 10 mm с небольшой погрешностью может быть описано следующим выражением:

$$\sigma_{HEL} = (0.655 - 0.42 \lg h), \quad (9)$$

где h — пройденное волной расстояние в mm. Там же представлены соответствующие значения предела

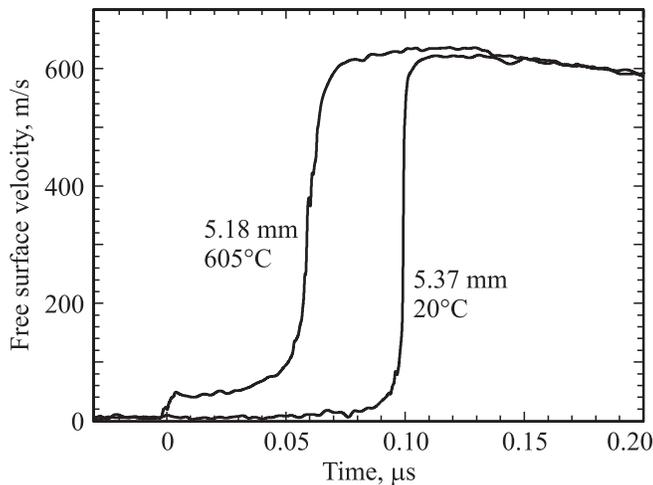


Рис. 4. Начальные участки волновых профилей ударного сжатия образцов алюминия AD1 толщиной 5.37 и 5.18 mm при температурах 20 и 605°C соответственно.

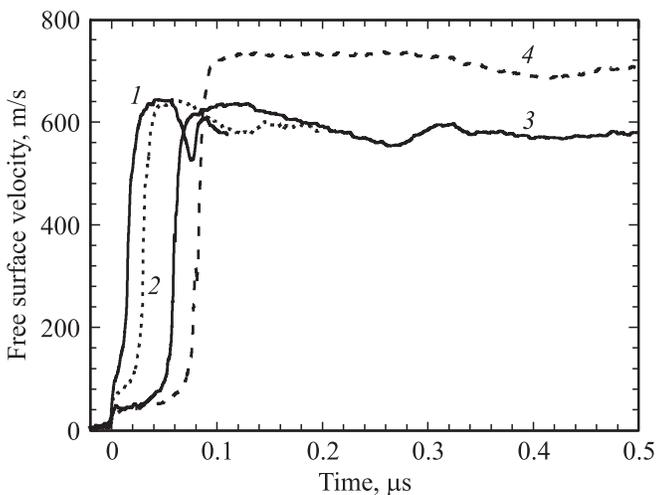


Рис. 5. Профили скорости свободной поверхности образцов алюминия AD1 толщиной 0.6 (1), 2.23 (2), 5.18 (3) и 10.01 mm (4) при температурах 592 (1), 619 (2), 605 (3) и 612°C (4).

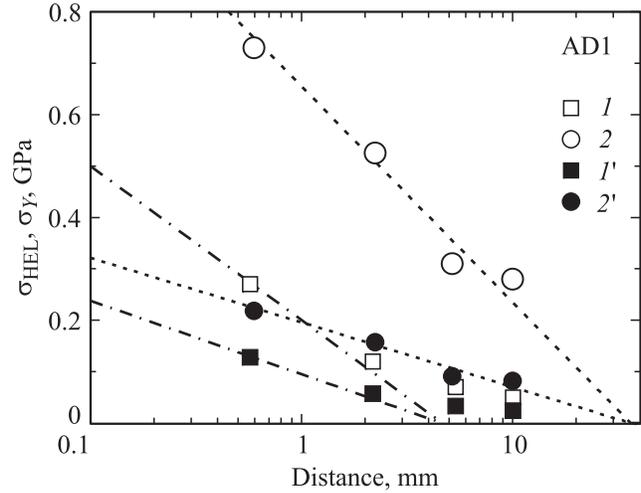


Рис. 6. Результаты измерений затухания упругого предвестника ударной волны σ_{HEL} в алюминии AD1 при температурах 20 (1) и 600°C (2). I' , $2'$ — соответствующие значения пределов текучести σ_Y при тех же температурах.

текучести σ_Y , вычисленные по измеренным величинам σ_{HEL} как [5]

$$\sigma_Y = 1.5 \sigma_{HEL} (1 - c_b^2/c_l^2). \quad (10)$$

На основании данных работ [15,16] значения объемной c_b и продольной c_l скоростей звука при 600°C приняты равными 5.28 и 5.9 km/s соответственно, плотность алюминия при этой температуре — 2.57 g/cm³. В соответствии с соотношениями (8) и (9) начальная скорость пластической деформации за фронтом предвестника с увеличением пройденного расстояния от 0.5 до 10 mm уменьшается от $4.8 \cdot 10^4$ до $2.4 \cdot 10^3$ s⁻¹. Замедление затухания предвестника при 600°C ожидается на расстоянии более 20 mm при скорости деформирования порядка 10^3 s⁻¹, т. е. меньшей, чем при 20°C.

5. Откольная прочность алюминия

После отражения импульса сжатия от свободной поверхности внутри образца генерируются растягивающие напряжения, в результате чего инициируется его разрушение — откол. При этом происходит релаксация растягивающих напряжений и формируется волна сжатия (откольный импульс), выход которой на поверхность образца вызывает второй подъем ее скорости. Декремент скорости поверхности при ее спаде от максимума до значения перед фронтом откольного импульса пропорционален величине разрушающего напряжения — откольной прочности материала в данных условиях нагружения. Последующие колебания скорости поверхности есть результат многократных отражений волн внутри откальвающегося слоя образца между его тыльной поверхностью и поверхностью разрушения. Период осцилляций скорости определяется толщиной откола и скоростью звука.

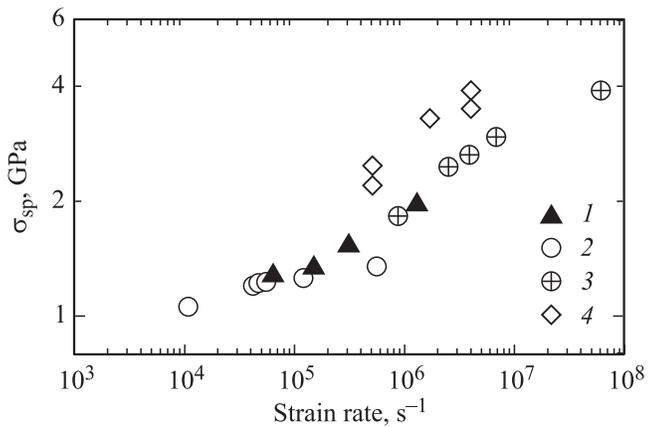


Рис. 7. Результаты измерений откольной прочности алюминия AD1 в зависимости от скорости деформирования расширения в волне разрежения (1). 2,3 — данные предыдущих измерений для алюминия AD1 [8] и высокочистого поликристаллического алюминия (99,99%) [9,19] соответственно, 4 — данные для монокристаллов алюминия [6,7].

Декремент скорости поверхности Δu_{fs} при ее спаде от максимума до значения перед фронтом откольного импульса пропорционален величине разрушающего напряжения — откольной прочности материала σ_{sp} в данных условиях нагружения. В линейном (акустическом) приближении

$$\sigma_{sp} = \frac{1}{2} \rho_0 c_b (\Delta u_{fs} + \delta), \quad (11)$$

где δ — поправка на искажение профиля скорости вследствие различия скорости фронта откольного импульса, равной c_l , и скорости пластической части падающей волны разгрузки перед ним, движущейся с объемной скоростью звука (c_b) [17]. Так как при реализуемых значениях растягивающих напряжений отклонение от линейного приближения может быть существенным, при расчете величины σ_{sp} учитывалась нелинейность сжимаемости материала путем экстраполяции уравнения состояния в область отрицательных давлений.

Высокоскоростное разрушение при отколе представляет собой кинетический процесс зарождения, роста и слияния многочисленных несплошностей [18], а реализуемые значения сопротивления разрушению представляют собой результат конкуренции роста растягивающих напряжений в процессе волновых взаимодействий и их релаксации в результате появления и роста несплошностей в материале. На рис. 7 показана зависимость величины разрушающего напряжения при отколе в алюминии AD1 от скорости деформирования. Под скоростью деформирования здесь понимается скорость расширения вещества в волне разрежения, определяемая как

$$\frac{\dot{V}}{V_0} = -\frac{\dot{u}_{fsr}}{2c_b}, \quad (12)$$

где \dot{u}_{fsr} — измеренная скорость спада скорости свободной поверхности испытуемого образца в разгрузоч-

ной части импульса ударного сжатия. Показано [5,20], что начальная скорость роста относительного объема несплошностей при отколе с точностью до постоянного множителя $\sim (2 - 4)$ равна вычисленной таким образом скорости расширения вещества в волне разгрузки.

Результаты новых измерений откольной прочности алюминия AD1 демонстрируют ее возрастание с увеличением скорости растяжения и в целом согласуются с опубликованными ранее данными [8,9,19] для поликристаллического алюминия. Вместе с тем все полученные значения откольной прочности алюминия AD1 значительно (на 30% и более) превышают соответствующие величины для алюминия 1050 с различным размером зерна, представленные в работе [21]. Основная причина расхождения заключается в некорректности постановки опытов и интерпретации измеренных профилей скорости свободной поверхности в [21]. При использовавшемся в [21] соотношении толщин ударника и образца, равном 1/2, искажение волнового профиля вследствие различия скорости фронта откольного импульса и скорости падающей волны разгрузки перед ним было значительно большим, чем в настоящей работе. Это обстоятельство приводило к занижению величины Δu_{fs} и не учитывалось при расчете величины σ_{sp} . Прочность монокристаллов в 1.5–2 раза превышает прочность поликристаллического алюминия.

Сопоставление волновых профилей (рис. 2 и 5) показывает падение величины откольной прочности с нагревом. Ранее было установлено [8], что откольная прочность алюминия уменьшается примерно на 30% с нагревом до 600°C, после чего падает до нуля с приближением к температуре плавления. Новые измерения дают несколько большее падение прочности при 600°C. Тем самым подтверждается зависимость напряжения течения от скорости деформирования и температуры, схематически показанная на рис. 1.

6. Обсуждение результатов

На рис. 8, 9 сопоставляются волновые профили, измеренные при ударном сжатии образцов алюминия AD1 и монокристаллов алюминия с ориентацией [100] близкой толщины из [7] при температурах 20 и 607–619°C. Помимо различий в величине откольной прочности профили скорости свободной поверхности образцов технического алюминия и монокристаллов при повышенной температуре демонстрируют существенное различие в амплитуде и форме упругого предвестника. Упругий предвестник в монокристалле при повышенной температуре имеет характерный пик в его фронтальной части, в то время как в поликристаллическом алюминии за фронтом упругого предвестника имеет место монотонный рост параметров сжатия. Известно [22], что пик на фронте предвестника, подобный регистрируемому для монокристалла при повышенной температуре, образуется в том случае, если пластическая деформация и

соответствующая релаксация напряжений на начальном этапе происходят со значительным ускорением. Причиной ускорения является, вероятно, интенсивное размножение дислокаций. Нарастание параметров за фронтом предвестника в поликристаллическом алюминии объясняется деформационным упрочнением и вязкостью материала.

На рис. 10 сопоставляются результаты измерений затухания предвестника в техническом алюминии AD1 и в монокристаллах алюминия [7]. В монокристаллах затухание происходит существенно быстрее, вследствие чего можно ожидать, что на расстояниях более 10 mm различие в поведении монокристаллов и поликристаллического алюминия нивелируется.

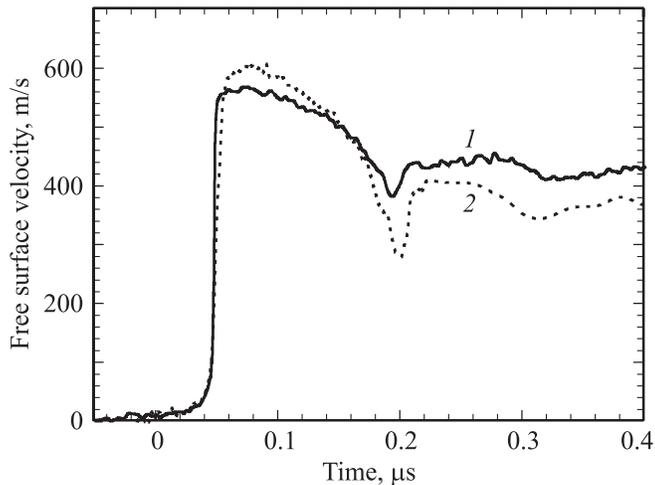


Рис. 8. Профили скорости свободной поверхности при ударном сжатии образцов алюминия AD1 толщиной 2.18 mm (1) и монокристалла алюминия с ориентацией [100] толщиной 1.97 mm (2) [7] при температуре 20°C.

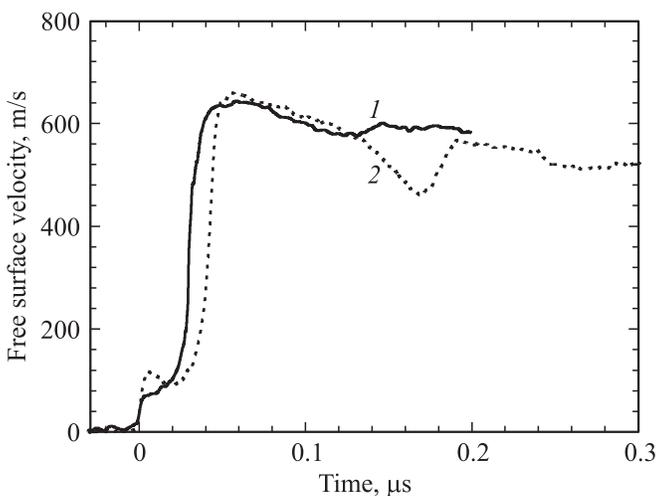


Рис. 9. Профили скорости свободной поверхности образцов алюминия AD1 толщиной 2.23 mm (1) и монокристалла алюминия толщиной 2.96 mm (2) [7] при температурах 619 и 607°C соответственно.

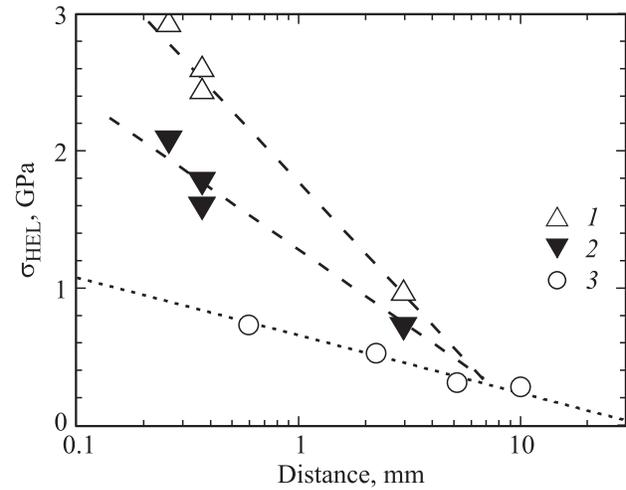


Рис. 10. Затухание упругого предвестника при ударном сжатии монокристаллов алюминия при 622°C (1, 2) [7] и технического алюминия AD1 при 600°C (3). Для монокристаллов приведены значения напряжения непосредственно за фронтом упругого предвестника (1) и в минимуме между упругим и пластическим фронтами (2).

Таким образом, полученные экспериментальные данные подтверждают аномальное термическое упрочнение алюминия в условиях высокоскоростного деформирования. Анализ затухания предвестников при температурах 20 и 600°C показывает, что смена основного механизма торможения дислокаций происходит при скорости деформирования $(1-5) \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$, значения которой согласуются с результатами измерений методом стержней Гопкинсона. Динамический предел упругости монокристаллов при 600°C выше, а его падение со временем происходит быстрее, чем в алюминии AD1. Результаты измерений откольной прочности в широком диапазоне скоростей деформирования дополняют полученные ранее данные и согласуются с ними.

Список литературы

- [1] A. Kumar, R.G. Kumble. *J. Appl. Phys.* **40**, 9, 3475 (1969).
- [2] M.A. Meyers, D.J. Benson, O. Vohringer, B.K. Kad, Q. Xue, H.-H. Fu. *Mater. Sci. Eng. A* **322**, 194 (2002).
- [3] В.И. Альшиц, В.Л. Инденбом. *УФН* **115**, 1, 3 (1975).
- [4] Я.Б. Зельдович, Ю.П. Райзер. *Физика ударных волн и высокотемпературных гидродинамических явлений*. Наука, М. (1966). 686 с.
- [5] Г.И. Канель, С.В. Разоренов, А.В. Уткин, В.Е. Фортов. *Ударно-волновые явления в конденсированных средах*. Янус-К, М. (1996). 407 с.
- [6] Г.И. Канель, С.В. Разоренов. *ФТТ* **43**, 5, 839 (2001).
- [7] G.I. Kanel, S.V. Razorenov, K. Baumung, J. Singer. *J. Appl. Phys.* **90**, 1, 136 (2001).
- [8] 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).

- [9] С.В. Разоренов, Г.И. Канель, В.Е. Фортов. ФММ **95**, 1, 91 (2003).
- [10] Г.В. Гаркушин, С.В. Разоренов, Г.И. Канель. ФГТ **50**, 5, 805 (2008).
- [11] L.M. Barker, R.E. Hollenbach. J. Appl. Phys. **43**, 4669 (1972).
- [12] J.M. Winey, B.M. LaLone, P.B. Trivedi, Y.M. Gupta. J. Appl. Phys. **106**, 073 508 (2009).
- [13] T.E. Arvidsson, Y.M. Gupta, G.E. Duvall. J. Appl. Phys. **46**, 4474 (1975).
- [14] K. Sakino. J. Phys. IV (France) **10**, 9, 57 (2000).
- [15] J.L. Tallon, A. Wolfeden. J. Phys. Chem. Solids **40**, 831 (1979).
- [16] M.W. Guinan, D.J. Steinberg. J. Phys. Chem. Solids **35**, 1501 (1974).
- [17] Г.И. Канель. Журн. прикл. механики и техн. физики **42**, 2, 194 (2001).
- [18] T. Antoun, L. Seaman, D.R. Curran, G.I. Kanel, S.V. Razorenov, A.V. Utkin. Spall Fracture. Springer. N.Y. (2003). 404 p.
- [19] K. Baumung, H. Bluhm, G.I. Kanel, G. Müller, S.V. Razorenov, J. Singer, A.V. Utkin. Int. J. Impact Eng. **25**, 7, 631 (2001).
- [20] А.В. Уткин. Журн. прикл. механики и техн. физики **38**, 6, 157 (1997).
- [21] P.B. Trivedi, J.R. Asay, Y.M. Gupta, D.P. Field. J. Appl. Phys. **102**, 083 513 (2007).
- [22] G.I. Kanel, S.V. Razorenov, V.E. Fortov. Shock-wave phenomena and the properties of condensed matter. Springer, N.Y. (2004). 320 p.