

ВЛИЯНИЕ МАЛЫХ ПРЕДВАРИТЕЛЬНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ НА ЭВОЛЮЦИЮ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИХ ВОЛН УДАРНОГО СЖАТИЯ В ОТОЖЖЕННОМ ТИТАНЕ VT1-0

Г. И. Канель^{a,c}, Г. В. Гаркушин^{b,c*}, А. С. Савиных^{b,c}, С. В. Разоренов^{b,c}

^a Объединенный институт высоких температур Российской академии наук
125412, Москва, Россия

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

^c Национальный исследовательский Томский государственный университет
634050, Томск, Россия

Поступила в редакцию 4 апреля 2018 г.

Проведены измерения эволюции упругопластической волны ударного сжатия в титане VT1-0 в свежетоженном состоянии и в состоянии после предварительной деформации сжатия. Найдено, что предварительная пластическая деформация величиной 0.6 % и связанное с ней увеличение плотности дислокаций радикально изменяют кинетику деформирования и понижают величину динамического предела упругости. Рост величины предварительной деформации от 0.6 % до 5.2 % не приводит к существенным изменениям динамического предела упругости и скорости сжатия в пластической ударной волне. По результатам измерений построены зависимости скорости пластической деформации от напряжения на начальном этапе высокоскоростного деформирования, на основе чего результаты измерений интерпретированы с позиций динамики дислокаций.

DOI: 10.1134/S0044451018080175

1. ВВЕДЕНИЕ

Исследования температурно-скоростных зависимостей сопротивления деформированию и разрушению металлов и сплавов в субмикросекундном диапазоне длительностей механической нагрузки позволяют изучить основные закономерности движения деформационных дефектов и создать основу для построения широкодиапазонных моделей и определяющих соотношений для расчетов высокоскоростной деформации и разрушения в разнообразных, в том числе технологических, условиях. Исследования в этом направлении ведутся методами физики и механики ударных волн в конденсированных средах [1–6] и основываются на измерениях и анализе структуры упругопластических волн ударного сжатия и их эволюции по мере распространения в материале. В частности, в последние годы нами была принята обширная серия экспериментов по исследо-

ванию температурно-скоростных зависимостей сопротивления деформированию металлов и сплавов с различной кристаллической структурой. Выяснилось, что при высоких скоростях деформации поведение твердых тел может качественно отличаться от того, с чем мы имеем дело в нормальных условиях [4, 7]. В частности, обнаружено явление аномального возрастания напряжения пластического течения с увеличением температуры при высоких скоростях деформации. Определен круг материалов, для которых это явление возможно в зависимости от соотношения вкладов фоновой вязкости и «барьерных» сил, в том числе сил, создаваемых барьерами Пайерлса – Набарро и упрочняющими включениями.

В ходе исследований мы пришли к выводу, что наблюдаемые высокие начальные скорости пластической деформации могут быть объяснены в предположении об интенсивном размножении дислокаций на самых ранних стадиях процесса деформирования в упругом предвестнике. Для проверки этого предположения было решено провести измерения эволюции упругопластической волны ударного сжатия в

* E-mail: garkushin@fictp.ac.ru

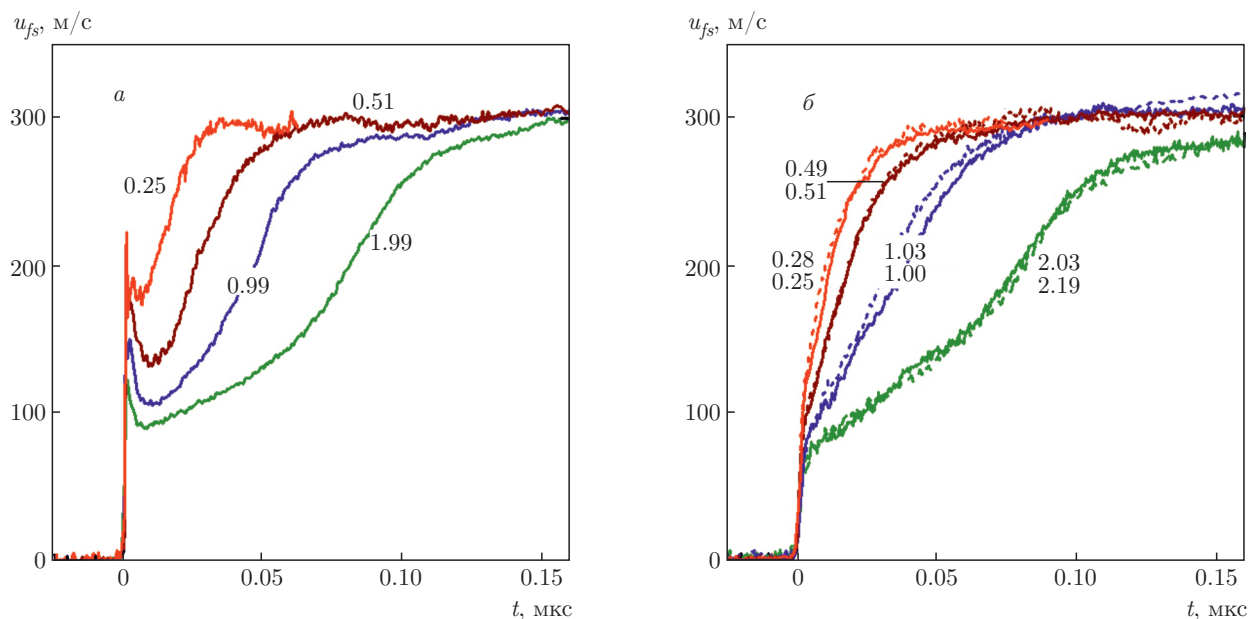


Рис. 1. (В цвете онлайн) Профили скорости свободной поверхности образцов титана в состоянии (а) непосредственно после отжига и (б) после предварительной пластической деформации на 0.6 % (сплошные кривые) и 5.2 % (штриховые). Цифры у профилей указывают толщину соответствующего образца в миллиметрах

металле с различной начальной плотностью дислокаций и определить соотношение между скоростью пластической деформации и напряжением в зависимости от состояния материала. В качестве объекта исследований выбран титан VT1-0 технической чистоты, так как с этим материалом ранее уже была проведена значительная работа [8, 9]. Титан VT1-0 содержит около 99.3 % Ti, относится к α -сплавам и обладает высоким сопротивлением малым пластическим деформациям, хрупкому и усталостному разрушению. Упругопластические и прочностные свойства технического титана в условиях ударного сжатия ранее изучались в работах [10–13], которые выявили значительный вклад двойникования в механизмы неупругого деформирования в этих условиях [10], сильный эффект Баушингера, проявляющийся при повторном ударно-волновом нагружении [12] и слабую зависимость динамического предела упругости от температуры [11, 13].

2. МАТЕРИАЛ И ПОСТАНОВКА ИЗМЕРЕНИЙ

Образцы для экспериментов вырезались из прутка диаметром 40 мм. Перед разделением на образцы заготовка подвергалась отжигу в вакууме при температуре 700 °С, которая достигалась в течение 70 мин. После выдержки в течение одного часа заготовки охлаждались вместе с печью. Одна отожжен-

ная заготовка разрезалась электроэрозионным способом на плоские дискообразные образцы толщиной от 0.3 до 2 мм, а две другие подвергались осадке на прессе до величины остаточной деформации 0.6 % и 5.2%, после чего также разрезались на образцы. Твердость образцов после отжига по Роквеллу составляла 99.6 HRF, осадка на 0.6 % увеличила твердость на 1%, осадка на 5.2 % довела твердость до 102.6 HRF. Перед проведением измерений поверхности образцов шлифовались, полировались и протравливались для удаления поверхностных дефектов и обеспечения необходимой отражательной способности.

Ударно-волновые эксперименты проведены на пневматической ствольной установке, с помощью которой осуществлялось метание алюминиевых пластин-ударников со скоростью около 390 м/с. В экспериментах регистрировалась скорость свободной тыльной поверхности образца как функция времени (профили скорости $u_{fs}(t)$ свободной поверхности) в процессе выхода на нее волны сжатия. Регистрация проводилась с использованием лазерного доплеровского измерителя скорости VISAR [14] с временным разрешением 1.5–2.0 нс.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИЗМЕРЕНИЙ

Результаты измерений профилей скорости свободной поверхности суммированы на рис. 1. В

свежеотожженном материале на фронте упругого предвестника формируется пик напряжения, что является свидетельством ускоряющейся пластической деформации. Наиболее вероятной причиной ускорения является размножение дислокаций в процессе деформации. По мере распространения этот пик затухает отчасти под воздействием волны разгрузки, а отчасти вследствие релаксации напряжений при развитии пластической деформации. Напряжения в минимуме между упругой и пластической волнами также падает по мере распространения волны. На этой стадии причиной затухания является только пластическая деформация [15]. Предварительная пластическая деформация величиной 0.6% радикально изменяет кинетику деформирования и понижает величину динамического предела упругости. Увеличение предварительной деформации от 0.6% до 5.2% не приводит к существенным изменениям динамического предела упругости и скорости сжатия в пластической ударной волне. Можно говорить о некоем насыщении плотности носителей пластической деформации — дислокаций и двойников — после уже 0.6% пластической деформации.

На рис. 2 показано падение напряжения сжатия в упругом предвестнике (динамического предела упругости σ_{HEL}) по мере его распространения в отожженном титане и в титане, деформированном на 0.6%. Для отожженных образцов показаны напряжения в точках минимума между упругой и пластической волнами и на вершине фронтального пика. Поскольку параметры короткого пика напряжения измеряются со значительной погрешностью, данные «на пике» по новым измерениям дополнены полученными ранее [8] значениями. Для деформированного материала показаны напряжения на фронте упругого предвестника

деформации и релаксацией напряжений и связано со скоростью пластической деформации $\dot{\gamma}_p = (\dot{\epsilon}_x^p - \dot{\epsilon}_y^p)/2$ непосредственно за его фронтом соотношением [5]

$$\left. \frac{d\sigma_x}{dh} \right|_{HEL} = -\frac{4}{3} \frac{G\dot{\gamma}_p}{c_l}, \quad (2)$$

где $G = (3/4)\rho_0(c_l^2 - c_b^2)$ — модуль сдвига, c_l и c_b — продольная и объемная скорости звука, ρ_0 — плотность материала, σ_x — напряжение сжатия в направлении распространения волны, h — пройденное волной расстояние, $\dot{\epsilon}_x^p$ и $\dot{\epsilon}_y^p$ — скорости пластических деформаций соответственно в направлении распространения волны и в поперечном направлении. Соотношение (2) справедливо для параметров как на фронте предвестника при условии малого их градиента за фронтом, так и в точке минимума между упругой и пластической волнами. После подстановки эмпирической зависимости (1) в соотношение (2) в конечном счете получаем

$$\dot{\gamma}_p = \frac{3}{4} \left(\frac{\tau E'}{SG} \right)^{(\alpha+1)/\alpha} \frac{S\alpha c_l}{h_0 G}, \quad (3)$$

где τ — напряжение сдвига. В итоге рассчитанные по формуле (3) зависимости скорости пластической де-

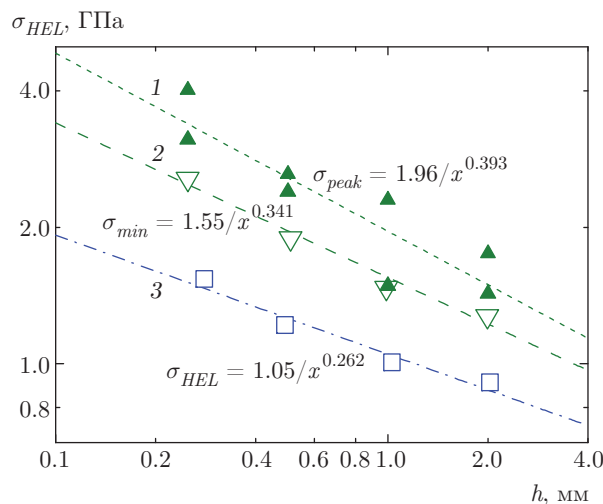


Рис. 2. (В цвете онлайн) Затухание упругого предвестника по мере распространения волны сжатия в свежеотожженном титане ВТ1-0 (кривые 1, 2) и в титане, подвергнутом после отжига пластической деформации сжатия на 0.6% (кривая 3). Для отожженных образцов показаны напряжения в точках минимума между упругой и пластической волнами (светлые треугольники) и на вершине фронтального пика (темные треугольники). Данные «на пике» по новым измерениям дополнены полученными ранее [8] значениями. Для деформированного материала показаны напряжения на фронте упругого предвестника

4. АНАЛИЗ И ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

В акустическом приближении затухание упругого предвестника вызвано развитием пластической

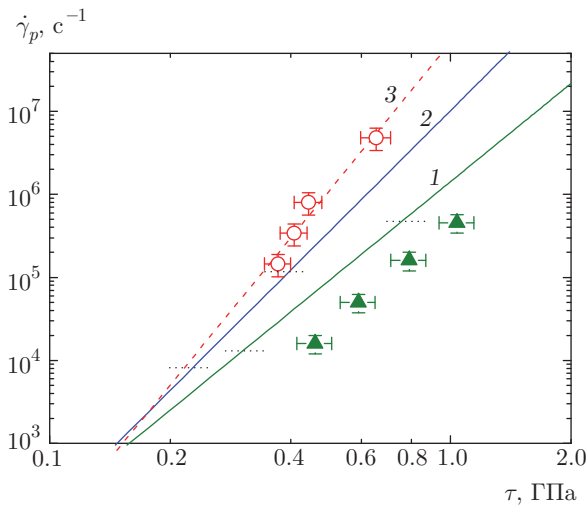


Рис. 3. (В цвете онлайн) Зависимости скорости пластической деформации от напряжения сдвига в упругом предвестнике для свежееотожженного (кривая 1) и деформированного на 0.6% титана VT1-0 (кривая 2). Треугольниками показаны параметры на пике предвестника, сплошными линиями — параметры в минимуме для отожженного материала (кривая 1) и на фронте упругого предвестника в деформированном титане (кривая 2). Кружками и штриховой линией 3 показаны состояния в пластической ударной волне по данным работы [9]. Горизонтальными пунктирными линиями отмечены границы измеренного диапазона параметров

формации за фронтом предвестника от максимального сдвигового напряжения, показанные на рис. 3, принимают вид

$$\dot{\gamma}_p = \dot{\gamma}_0 \left(\frac{\tau}{\tau_0} \right)^{(\alpha+1)/\alpha}, \quad (4)$$

где $\tau_0 = 1$ ГПа, $\dot{\gamma}_0 = 1.4 \cdot 10^6$ s^{-1} для минимумов между упругой и пластической волнами в отожженном материале и $\dot{\gamma}_0 = 1.0 \cdot 10^7$ s^{-1} на фронте предвестника в деформированном материале.

Скорость пластической деформации на пике предвестника оценивалась с учетом гидродинамической компоненты затухания предвестника [15, 16]:

$$F = -\frac{2a^2}{U_S} \frac{d\sigma_x}{dh} - \left(1 - \frac{a^2}{U_S^2} \right) \frac{\partial \sigma_x}{\partial t}. \quad (5)$$

Здесь функция релаксации $F = 2G\dot{\epsilon}_x^p = (8/3)G\dot{\gamma}$, U_S — скорость упругой ударной волны, a — скорость звука на пике предвестника в координатах Лагранжа. Оценки величин U_S и a получены в предположении постоянства коэффициента Пуассона и справедливости квазиакустического приближения для скорости ударной волны [2, 4], что дает

$$U_S = c_l + bu_p, \quad a = c_l + 2bu_p, \quad u_p = u_{fs}/2. \quad (6)$$

Здесь коэффициент b для ударной адиабаты упругого сжатия совпадает с аналогичным коэффициентом равновесной ударной адиабаты. Скорость падения напряжения сжатия в пике предвестника оценивалась как

$$\frac{\partial \sigma_x}{\partial t} = 0.5\rho_0 c_l \frac{\partial u_{fs}}{\partial t}.$$

Из-за большой погрешности на пределе разрешающей способности измерений в расчетах принималось, что $\partial \sigma_x / \partial t \approx \text{const} = 133 \cdot 10^6$ ГПа/с. Поскольку второй член в соотношении (5) содержит малую разность квадратов скоростей звука и ударной волны, это не должно приводить к большой ошибке. Результаты оценок приведены на рис. 3. Погрешность данных для пика напряжения велика, но в принципе они весьма удовлетворительно могут быть описаны соотношением (4) с параметрами $\dot{\gamma}_0 = 3.75 \cdot 10^5$ s^{-1} и тем же показателем степени $\alpha = 0.34$, что и для состояний в минимуме между упругой и пластической волнами. На графиках зависимостей скорости пластической деформации от напряжения сдвига в упругом предвестнике в точках минимума для отожженного материала и на фронте упругого предвестника для деформированного титана (рис. 3) границы измеренного диапазона параметров отмечены горизонтальными пунктирными линиями. Из их сопоставления с состояниями на пике видно, что релаксация напряжений при переходе от пика к минимуму происходит при практически неизменной скорости пластической деформации. Это дает возможность оценить величину пластической деформации в этом процессе, которая составила 0.27% на верхней границе, соответствующей пройденному волной расстоянию 0.25 мм, и уменьшается до 0.01% на нижней границе, соответствующей расстоянию 2 мм. Из приведенных выше волновых профилей (см. рис. 1) видно, что релаксация напряжений в пике происходит в течение 6–10 нс.

На рис. 3 видно, что пластическая деформация даже на 0.6% более чем на порядок увеличивает начальную скорость пластической деформации при одном и том же напряжении сдвига в исследованном диапазоне параметров. Увеличение предварительной деформации до 5.2%, как уже говорилось, не оказывает существенного влияния на скорость деформации в упругом предвестнике. Однако в пластической ударной волне скорость деформации оказывается повышенной. При этом величина пластической деформации сдвига в середине ударной волны, γ_m , оценивается как 1.7% при максимальном напряжении ударного сжатия 10.7 ГПа (верхняя точка

на графике) и 0.6 % для ударной волны с максимальным напряжением сжатия 3.9 ГПа (нижняя точка). Оценки сделаны на основе соотношения

$$\gamma_m = \frac{1}{2} \left(\varepsilon_m - \frac{\tau_m - \tau_{HEL}}{G} \right). \quad (7)$$

Здесь ε_m и τ_m — соответственно полная деформация в направлении сжатия и напряжение сдвига в середине ударной волны, где напряжение сдвига достигает максимума, G — модуль сдвига.

В соответствии с известным соотношением Орована при фиксированном напряжении скорость пластической деформации пропорциональна плотности дислокаций, и увеличение скорости пластической деформации на порядок означает увеличение на порядок плотности подвижных дислокаций. Полученные результаты показывают, что даже малые начальные деформации сопровождаются интенсивным размножением дислокаций. Взаимное положение графиков зависимостей скорости пластической деформации от напряжения сдвига в упругом предвестнике на пике и в точках минимума для отожженного материала и на фронте упругого предвестника для деформированного титана непротиворечиво и может интерпретироваться как монотонное возрастание плотности подвижных дислокаций с деформацией независимо от скорости последней (см. рис. 3). С другой стороны, более высокие скорости деформации в пластической ударной волне указывают на то, что в этих условиях насыщение плотности подвижных дислокаций смещается в сторону больших деформаций.

5. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

С целью проверки предположения об интенсивном размножении дислокаций на начальном этапе ударно-волнового сжатия металлов проведены измерения эволюции упругопластической волны ударного сжатия в титане ВТ1-0 в свежетоженном состоянии и в состоянии после предварительной деформации сжатия. Найдено, что предварительная пластическая деформация величиной 0.6 % и связанное с ней увеличение плотности дислокаций радикально изменяют кинетику деформирования и понижают величину динамического предела упругости. Увеличение предварительной деформации от 0.6 % до 5.2 % не приводит к существенным изменениям величины динамического предела упругости и скорости сжатия в пластической ударной волне. По результатам измерений построены

зависимости скорости пластической деформации от напряжения на начальном этапе высокоскоростного деформирования. Показано, что предварительная пластическая деформация на 0.6 % более чем на порядок увеличивает начальную скорость пластической деформации при одном и том же напряжении сдвига. Результаты анализа эволюции волновых профилей указывают на монотонное возрастание плотности подвижных дислокаций с деформацией на начальной стадии независимо от величины действующего напряжения. С другой стороны, в пластической ударной волне насыщение плотности подвижных дислокаций смещается в сторону более высоких значений пластической деформации. Результаты исследований могут быть использованы при построении моделей и определяющих соотношений для высокоскоростной деформации металлов.

Работа выполнена по проекту государственных заданий № ГР 0089-2014-0016 и № ГР АААА-А-16-116051810082-7, а также в рамках Программы Президиума РАН «Теплофизика высоких плотностей энергии. Материя при высоких давлениях» (программа № 11 П). Исследования выполнены на оборудовании Московского регионального взрывного центра коллективного пользования РАН.

ЛИТЕРАТУРА

1. Я. Б. Зельдович, Ю. П. Райзер, *Физика ударных волн и высокотемпературных гидродинамических явлений*, Наука, Москва (1966).
2. Г. И. Канель, С. В. Разоренов, А. В. Уткин, В. Е. Фортов, *Ударно-волновые явления в конденсированных средах*, Янус-К, Москва (1996).
3. Г. И. Канель, В. Е. Фортов, С. В. Разоренов, *УФН* **177**, 809 (2007).
4. Г. И. Канель, Е. Б. Зарецкий, С. В. Разоренов и др., *УФН* **187**, 525 (2017).
5. G. E. Duvall, in *Stress Waves in Anelastic Solids*, ed. by H. Kolsky and W. Prager, Springer-Verlag, Berlin (1964), p. 20.
6. М. В. Жерноклетов, *Методы исследования свойств материалов при интенсивных динамических нагрузках*, ФГУП РФЯЦ-ВНИИЭФ, Саров (2003).
7. G. I. Kanel, *J. Phys.: Conf. Ser.* **500**, 012001 (2014).

8. G. I. Kanel, S. V. Razorenov, and G. V. Garkushin, *J. Appl. Phys.* **119**, 185903 (2016).
9. Г. И. Канель, С. В. Разоренов, Г. В. Гаркушин и др., *ФТТ* **58**, 1153 (2016).
10. V. Herrmann, A. Venkert, G. Kimmel et al., *AIP Conf. Proc.* **620**, 623 (2002).
11. Г. И. Канель, С. В. Разоренов, Е. Б. Зарецкий и др., *ФТТ* **45**, 625 (2003).
12. С. В. Разоренов, А. С. Савиных, Е. Б. Зарецкий и др., *ФТТ* **47**, 639 (2005).
13. E. B. Zaretsky, *J. Appl. Phys.* **104**, 123505 (2008).
14. L. M. Barker and R. E. Hollenbach, *J. Appl. Phys.* **43**, 4669 (1972).
15. E. B. Zaretsky and G. I. Kanel, *J. Appl. Phys.* **114**, 083511 (2013).
16. Y. M. Gupta, G. E. Duvall, and G. R. Fowles, *J. Appl. Phys.* **46**, 532 (1975).