Влияние предварительного деформационного упрочнения на напряжение течения при ударном сжатии титана и титанового сплава

© С.В. Разоренов, А.С. Савиных, Е.Б. Зарецкий*, Г.И. Канель**, Ю.Р. Колобов***

Институт проблем химической физики Российской академии наук,
142432 Черноголовка, Московская обл., Россия
* Университет им. Бен-Гуриона в п. Негев,
84105 Беер-Шева, Израиль
** Институт теплофизики экстремальных состояний
Объединенного института высоких температур Российской академии наук,
125412 Москва, Россия
*** Институт физики прочности и материаловедения
Сибирского отделения Российской академии наук,
634021 Томск, Россия

E-mail: razsv@ficp.ac.ru, kanel@ficp.ac.ru

*(Поступила в Редакцию 20 апреля 2004 г.
В окончательной редакции 7 июля 2004 г.)*

Исследовано влияние предварительного деформационного упрочнения титана ВТ1-0 и сплава Ti–6 mass.% Al–4 mass.% V на его механические характеристики при квазистатическом и высокоскоростном ($> 10^5\,\mathrm{s}^{-1}$) нагружении. Предварительное упрочнение осуществлялось методом равноканального углового прессования (что приводило к значительному уменьшению размера зерна и двукратному росту предела квазистатической текучести) и с помощью ударно-волнового воздействия. Высокоскоростное деформирование достигалось путем ударно-волнового нагружения испытываемых образцов. Результаты измерений показывают, что несовершенства структуры ослабляют зависимость предела текучести от скорости деформирования. Различие скоростных зависимостей может быть настолько большим, что с переходом от квазистатического к высокоскоростному нагружению влияние этих дефектов на напряжение течения может изменять знак.

Работа выполнена в рамках программ фундаментальных исследований Президиума РАН „Теплофизика и механика интенсивных энергетических воздействий“ и Отделения энергетики, механики, машиноведения и проблем управления РАН „Структурная механика материалов и элементов конструкций. Взаимодействие нано-, микро-, мезо- и макромасштабов при деформировании и разрушении“.

Известно, что основой физических механизмов пластической деформации кристаллических тел является движение дислокаций. Движению дислокаций препятствуют различного рода структурные неоднородности (скопления дислокаций, границы зерен, включения и т.д.). Относительные вклады дефектов различных уровней в упрочнение материала могут быть выявлены экспериментально путем варьирования скорости деформирования. Дело в том, что напряжение течения кристаллических твердых тел возрастает с увеличением скорости нагружения. При достаточно большой скорости деформирования действующие напряжения оказываются настолько высокими, что дислокации способны преодолевать некоторые препятствия, непреодолимые в условиях низкоскоростной деформации.

Другими словами, не все структурные факторы, оказывающие упрочняющее действие при малых скоростях деформирования, могут быть эффективными в условиях высокоскоростной деформации. В данной работе проведено сравнительное исследование влияния дефектов, созданных в результате предварительной интенсивной пластической деформации и ударно-волнового воздействия, на сопротивление квазистатическому деформированию титана и титанового сплава.

Исследования механических свойств материалов при скоростях деформирования более $10^4\,\mathrm{s}^{-1}$ проводятся методом ударно-волнового нагружения испытываемых образцов. Техника ударных волн позволяет эффективно изучать свойства материалов при экстремально высоких скоростях деформирования с хорошо контролируемыми условиями нагружения. Известно, что ударно-волновое воздействие приводит к упрочнению материалов вследствие интенсивного размножения дислокаций [1] даже при незначительных интегральных деформациях. Большие деформации вызывают измельчание зеренной структуры материала, в результате чего предел текучести также возрастает (эффект Петча–Холла). Эти два метода механической обработки эффективны при повышении квазистатической прочности металлов и сплавов, но их влияние на прочностные свойства при высокоскоростной деформации ранее не исследовалось.

1. Условия испытаний и материалы

Ударно-волновые эксперименты проведены на образцах толщиной от 2 до 6 mm, в которых ударом пластины возбуждались плоские волны сжатия. Для мета-

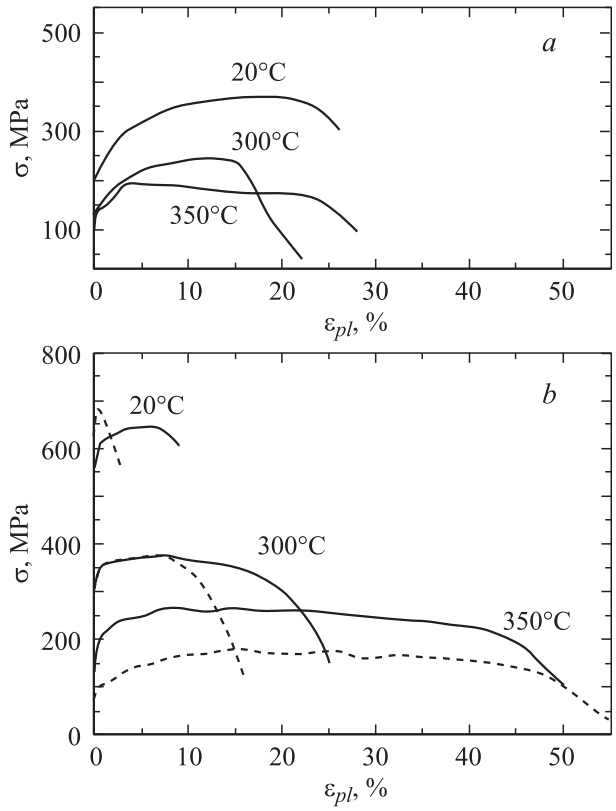

Рис. 1. Диаграммы растяжения крупнозернистого (*a*) и субмикрокристаллического (*b*) титаната в продольном (сплошные линии) и поперечном (штриховые линии) относительно оси РКУП направлениях при температурах 20, 300 и 350°C. Скорость деформации $3 \cdot 10^{-5}\,\mathrm{s}^{-1}$.

ния пластин-ударников из алюминия, титана или меди толщиной 0.4–2 mm со скоростями в диапазоне от 0.1 до 1.25 km/s использовались взрывные устройства [2] и легкогазовые ствольные установки [3]. В экспериментах регистрировались профили скорости движения свободных тыльных поверхностей образцов, для чего использовались лазерные допплеровские интерферометрические измерители скорости VISAR [4]. Полоса пропускаемых частот измерительного тракта была не хуже чем 0–350 MHz. Для регистрации выходных сигналов измерителей скорости использовались цифровые осциллографы; интервалы времени между точками составляли 0.4 или 2.0 ns.

Эксперименты проведены на образцах технически чистого титана (тип 1), содержащего следующие примеси (в mass.%): O — 0.15, Fe — 0.10, Cr — 0.018, Ni — 0.015, C — 0.026, Al < 0.02, Cu, Zr, V, Mn < 0.01, вырезанных из листа толщиной 4.98 mm; титана ВТ1-0 (пруток) с составом: O — 0.12, Fe — 0.18, Si — 0.10, C — 0.07, H — 0.010, N — 0.04, а также для сплава Ti–6 mass.% Al–4 mass.% V (далее Ti–6Al–4 V), содержащего: Al — 5.62, V — 4.1, O — 0.2, N — 0.05, C — 0.08, Fe — 0.05, H — 0.013. Измеренные значения плотности, продольной и сдвиговой (перпендикулярно направлению нагружения) скорости звука для титана (тип 1) составили соответственно $\rho = 4.53\,\mathrm{g/cm^3}$, $c_l = 6.195\,\mathrm{km/s}$, $c_s = 3.26\,\mathrm{km/s}$; для сплава Ti–6Al–4 V $\rho = 4.41\,\mathrm{g.cm^3}$, $c_l = 6.153\,\mathrm{km/s}$, $c_s = 3.149\,\mathrm{km/s}$. Титан ВТ1-0 испытывался в двух состояниях: исходном с размером зерна $10-15\,\mu$m в субмикрокристаллическом. Уменьшение размера зерна до субмикронного уровня осуществлялось путем интенсивной пластической деформации методом равноканального углового прессования (РКУП): заготовка неоднократно продавливалась в специальной оснастке через два канала с одинаковыми поперечными сечениями, пересекающимися под углом 90° [5]. Размер зерен титана ВТ1-0 после РКУП составлял $\sim 0.3\,\mu$m, имелись также зерна с размером около $1\,\mu$m. Однако большие зерна в основном разбиты на фрагменты размером около $0.3\,\mu$m, ограниченные малоугловыми границами с разориентировками не более 5°. Измерения продольной скорости звука показали, что ее величина осталась практически неизменной после РКУП и составляла $5.87 \pm 0.05\,\mathrm{km/s}$.

На рис. 1 представлены диаграммы низкоскоростного деформирования крупнозернистого и субмикрокристаллического титана при различных температурах. Видно, что интенсивная пластическая деформация привела к более чем двукратному упрочнению материала. Повышенный предел текучести сохраняется при нагреве до 300°C; дальнейшее повышение температуры приводит к рекристаллизации материала с потерей упрочняющего эффекта РКУП.

Для листового титана и сплава Ti–6Al–4 V сравнивалось поведение в исходном состоянии после ударно-волнового воздействия немного выше динамического предела упругости. Ударно-волновое упрочнение материала контролировалось путем измерения его твердости.

2. Результаты измерений

На рис. 2, 3 представлены измеренные профили скорости свободной поверхности $u_{\mathrm{fs}}(t)$ титана ВТ1-0 с мелко- и крупнозернистой структурой при комнатной и повышенных температурах. На волновых профилях четко проявляется расщепление ударной волны на упругий предвестник и пластическую волну сжатия. Скачок скорости на фронте предвестника пропорционален величине динамического предела текучести материала [2]. После циркуляции ударной волны в ударнике образуется волна разрежения, которая затем распространяется в образце вслед за ударной волной. Выход волны разрежения на поверхность образца сопровождается понижением скорости последней. В результате отражения импульса сжатия от свободной поверхности образца внутри его генерируются растягивающие напряжения. Разрушение материала (откол) сопровождается исчезновением сопротивления растяжению и приводит к появлению волны сжатия, которая выходит на поверхность в виде так называемого откольного импульса и вновь увеличивает ее скорость.

Продольное напряжение на фронте упругого предвестника (динамический предел упругости) равно

$$\sigma_{xe} = 0.5 u_{\mathrm{fs}e} \rho_0 c_l,$$

где $u_{\mathrm{fs}e}$ — скачок скорости свободной поверхности в предвестнике, ρ_0 — начальная плотность материала, c_l — продольная скорость звука в нем; напряжения сжатия приняты положительными. Против ожиданий за фронтом упругого предвестника в опыте с субмикрокристаллическим титаном при комнатной температуре величина $\sigma_{xe} = 1.4$ GPa оказалась даже несколько ниже, чем для исходного материала ($\sigma_{xe} = 1.6$ GPa).

Предел упругости при одномерной деформации связан с пределом текучести в обычном понимании σ_Y соотношением [2]

$$\sigma_Y = \frac{3}{2}\sigma_{xe}(1 - c_b^2/c_l^2),$$

где $c_b = \sqrt{K/\rho}$ — „объемная“ скорость звука, K — модуль объемной упругости. Значение величины $c_b = 4.78$ km/s для титана и сплава было определено по результатам измерений их ударной сжимаемости с учетом возможного влияния текстуры материалов на измеренные значения скоростей звука. Найденные таким образом значения динамических пределов текучести при комнатной температуре составили $\sigma_Y = 0.81$ GPa для титана ВТ1-0 в исходном состоянии и 0.71 GPa для титана, подвергнутого РКУП. Таким образом, с увеличением скорости деформирования влияние размера зерна на предел текучести титана уменьшается настолько, что фактически пропадает упрочняющий эффект интенсивной пластической деформации. В обсуждаемых опытах средняя скорость ударно-волнового деформирования, оцененная как степень сжатия, деленная на время сжатия, составляла $\sim 4 \cdot 10^5 - 10^6\ \mathrm{s}^{-1}$.

С учетом зависимостей упругих модулей (и соответственно скоростей звука) от температуры [6] напряжения на фронте предвестника найдены равными 1.77 GPa для ВТ1-0 в исходном состоянии при 600°C и 1.15 GPa для субмикрокристаллического титана при 300°C, т. е. измерения демонстрируют некоторое возрастание при нагреве величины скорости поверхности на фронте упругого предвестника для титана ВТ1-0 в исходном состоянии. Однако этот эффект в данном случае — следствие уменьшения модуля сдвига: значения динамических пределов текучести убывали с ростом температуры и составили 0.76 GPa для исходного материала при 600°C и 0.59 GPa для субмикрокристаллического титана при 300°C. Таким образом, при скорости деформирования более $10^5\ \mathrm{s}^{-1}$ разупрочняющее влияние температуры на напряжение течения в значительной мере зависит от структуры материала.

Разрушающее напряжение при отколе (откольная прочность материала) σ^* определяется по величине спада скорости Δu_{fs} от ее максимального значения до

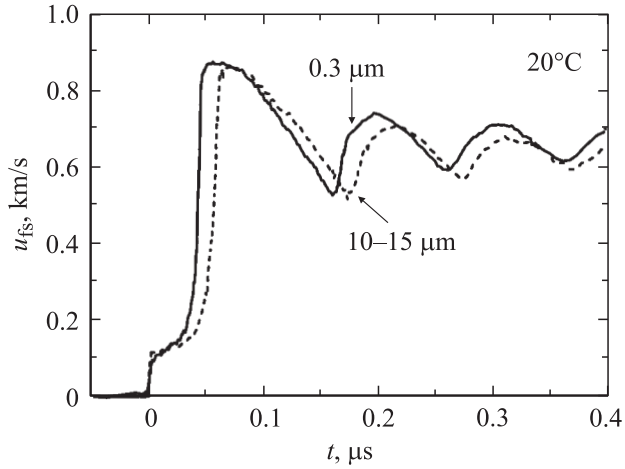

Рис. 2. Профили скорости свободной поверхности пластины титана ВТ1-0 толщиной 2.23 mm и субмикрокристаллического титана толщиной 2.02 mm при комнатной температуре. Удар алюминиевой пластиной толщиной 0.4 mm со скоростью 1250 ± 50 m/s.

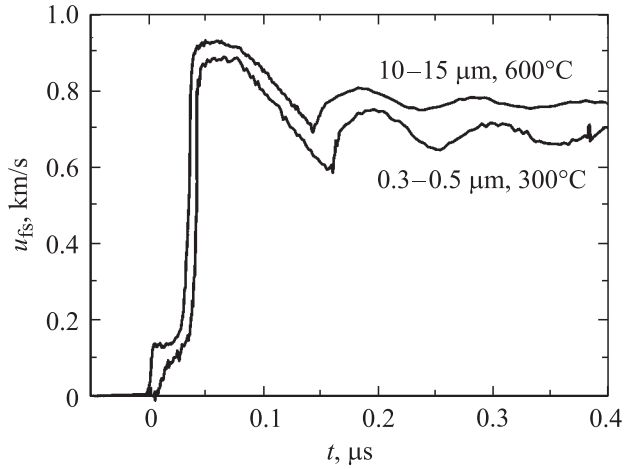

Рис. 3. Профили скорости свободной поверхности пластин титана ВТ1-0 толщиной 2.02 mm в исходном и субмикрокристаллическом состояниях при повышенных температурах.

величины перед фронтом откольного импульса [2,7]

$$\sigma^* = \frac{1}{2}\rho_0 c_b(\Delta u_{\mathrm{fs}} + \delta),$$

где δ — поправка на искажение профиля скорости вследствие отличия скорости фронта откольного импульса (c_l), распространяющегося по растянутому материалу, от скорости пластической части падающей волны разгрузки перед ним (c_b) [7,8]. Сопротивление откольному разрушению титана при комнатной температуре с измельчением зерен возросло незначительно: от 4.05 GPa в исходном состоянии до 4.25 GPA после РКУП. По-видимому, динамическая прочность материала на разрыв в большей степени определяется наличием примесей в материале, чем его зеренной структурой.

Помимо предела текучести волновые профили содержат информацию о диаграмме деформирования $\sigma(\varepsilon)$ при сжатии и, следовательно, о деформационном упрочнении материала. Диаграмма деформирования восстанавливалась по измеренному профилю упругопластической волны сжатия в рамках приближения простой центрированной волны [2]. Для такой волны, описываемой веером прямолинейных характеристик, приращения продольного напряжения $d\sigma$ и деформации $d\varepsilon_x = -dV/V_0$ связаны соотношением

$$d\sigma = \rho_0 a_\sigma^2 d\varepsilon_x,$$

где a_σ — фазовая скорость распространения участка волны с напряжением сжатия σ в координатах Лагранжа. Максимальное напряжение сдвига τ при одномерной деформации в ударной волне определяется разностью продольного напряжения σ и давления p

$$\tau = \frac{3}{4}(\sigma - p).$$

Для простой центрированной волны фазовая скорость a_σ определяется как

$$a_\sigma = -\frac{h}{h/c_l + t(\sigma)},$$

где h — расстояние между поверхностью соударения (полюсом веера характеристик центрированной волны) и сечением в образце, для которого анализируется профиль напряжения $\sigma(t)$, t — интервал времени, отсчитываемый от фронта упругого предвестника. В нашем случае вместо профиля напряжения $\sigma(t)$ анализировался профиль скорости свободной поверхности $u_{\text{fs}}(t)$ с использованием эмпирического закона удвоения скорости

$$u_{\text{fs}}(t) = 2u_p(t), \quad d\sigma(t) = \rho a_\sigma du_p(t).$$

Более детальный анализ с учетом взаимодействия между падающей и отраженной волнами вблизи поверхности образца дает следующее выражение для a_σ:

$$a_\sigma = c_l \frac{2h - c_l t(\sigma)}{2h + c_l t(\sigma)}.$$

Приближение простой волны не является точным. Источники его погрешности связаны с релаксацией девиаторных напряжений, допущением о соотношении между массовой скоростью и скоростью свободной поверхности, погрешностями данных об объемной сжимаемости материала, а также с особенностями отражения упругопластических волн от поверхности образца.

Восстановленные диаграммы деформирования титана ВТ1-0 в исходном и субмикрокристаллическом состояниях при ударном сжатии на рис. 4 сопоставлены с квазистатическими диаграммами деформирования. Графики показывают, что, хотя измельчение зерен привело к небольшому уменьшению динамического предела текучести, деформационное упрочнение для субмикрокристаллического титана выше, чем для исходного, и при пластической деформации $> 0.6\%$ напряжение течения становится больше, чем для исходного материала.

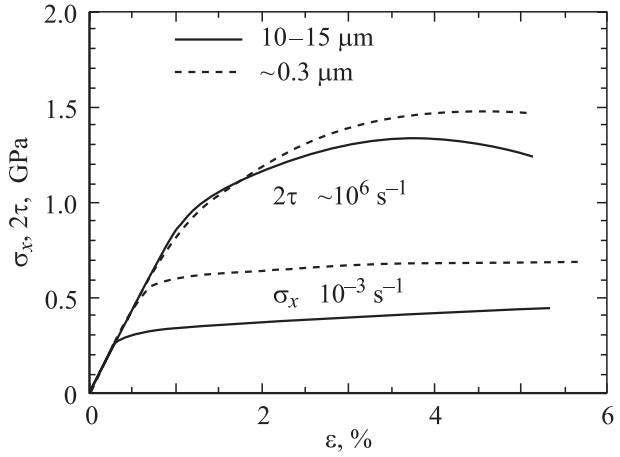

Рис. 4. Диаграммы деформирования титана ТВ1-0, восстановленные по результатам измерений профилей скорости свободной поверхности, представленным на рис. 2, и полученные стандартным методом при квазистатическом деформировании.

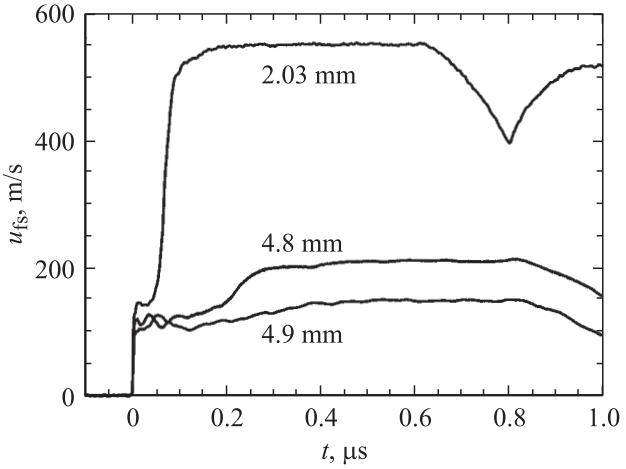

Рис. 5. Профили скорости свободной поверхности по результатам опытов с образцами листового титана различной толщины. Нагружение ударом титановой пластины толщиной 1.97 mm со скоростью 550 m/s и медной пластины толщиной 2 mm со скоростями 191 и 132 m/s. Около кривых указана толщина образцов.

На рис. 5 показаны профили скорости свободной поверхности образцов листового титана (тип 1) при различных скоростях удара. Зависимость амплитуды предвестника от пройденного расстояния и интенсивности ударной волны, а также возрастание крутизны пластической волны с увеличением максимального напряжения сжатия являются следствиями зависимости напряжения течения от скорости деформирования. На волновых профилях при малых скоростях удара фиксируются нерегулярные осцилляции, свидетельствующие о существенной негомогенности процесса пластического деформирования. Ранее было показано [3], что ударное сжатие этого материала сопровождается его интенсивным двойникованием. Можно предположить, что реги-

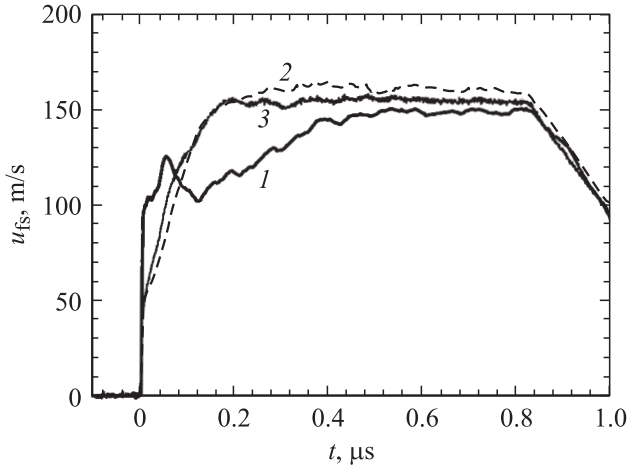

Рис. 6. Влияние предварительного ударно-волнового воздействия на профиль волны сжатия в листовом титане толщиной 4.9 mm. *1* — профиль скорости свободной поверхности для исходного материала, нагружение ударом медной пластины толщиной 2 mm со скоростью 132 m/s; *2* — профиль скорости свободной поверхности при повторном ударном нагружении со скоростью 141.5 m/s; *3* — результат опыта с образцом, трижды подвергнутым ударно-волному воздействию, скорость удара 134 m/s.

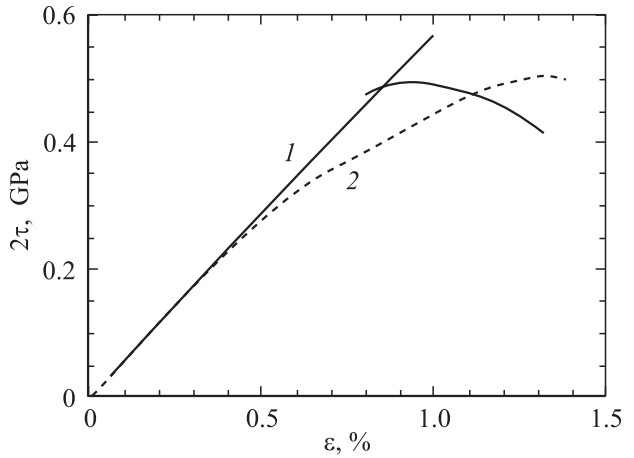

Рис. 7. Диаграммы деформирования листового титана, рассчитанные в приближении простой волны по измеренным профилям скорости свободной поверхности *1, 2* на рис. 6.

стрируемые осцилляции напряжения связаны с развитием отдельных двойников, подобно тому как это имеет место при низкоскоростном деформировании. С увеличением давления ударного сжатия волновые профили принимают более регулярный характер. Согласно данным измерений, напряжение сжатия σ_{xe} на фронте упругого предвестника в листовом титане достигает 1.8–2.1 GPa, что соответствует пределу текучести $\sigma_Y = 1.13-1.3$ GPa.

На рис. 6 представлены результаты опытов с образцами, предварительно подвергнутыми ударно-волновому воздействию. Измерения твердости листового титана, подвергнутого однократному ударному нагружению, выявили незначительный (от 2.05 ± 0.05 GPa в исходном состоянии до 2.20 ± 0.05 GPa после воздействия) ее прирост в центральной части образца. В то же время при повторном ударном нагружении обнаруживается более чем двукратное уменьшение σ_{xe}. Различие по знаку влияния ударно-волнового воздействия на сопротивление квазистатическому и высокоскоростному деформированию позволяет полагать, что основные механизмы высокоскоростной деформации и разрушения и соответственно структурные факторы, определяющие пределы текучести и прочности материала, не обязательно совпадают с таковыми при малых скоростях деформирования.

На рис. 7 показаны диаграммы ударно-волнового деформирования, рассчитанные по результатам опытов с листовым титаном в исходном состоянии и после ударно-волнового воздействия при средней скорости сжатия $(3-6) \cdot 10^4\,\mathrm{s}^{-1}$. Видно, что ударно-волновое воздействие привело к изменению начального участка диаграммы деформирования. Уменьшение предела упругости сопряжено с появлением интенсивного деформационного упрочнения.

На рис. 8 представлены профили скорости свободной поверхности образцов титанового сплава Ti–6A1–4V при различных скоростях удара. Напряжение сжатия за фронтом упругого предвестника составляет 2.65 GPa и мало изменяется при варьировании толщины образца и максимального давления ударного сжатия. В отличие от титана для сплава признаков негомогенности пластического деформирования на волновых профилях не фиксируется.

На рис. 9 представлены результаты опытов с образцами Ti–6Al–4 V, предварительно подвергнутыми ударно-волновому воздействию. После опыта *1b* твердость материала в центральной части образца возрос-

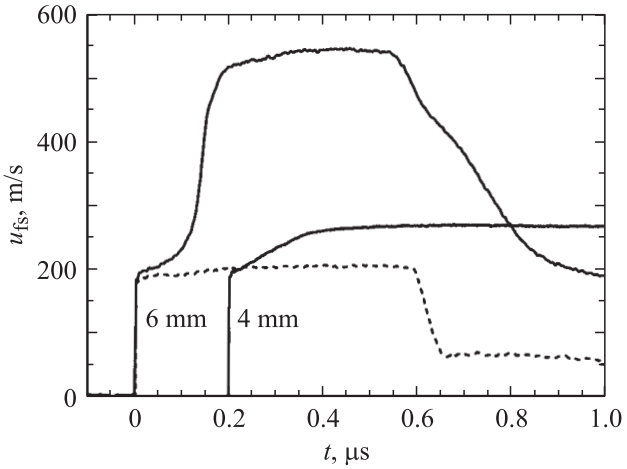

Рис. 8. Профили скорости свободной поверхности по результатам опытов с образцами титанового сплава Ti–6Al–4 V. Нагружение ударом титановой пластины толщиной 2 mm со скоростями 206 и 538 m/s (толщина образцов 6 mm) и медной пластины толщиной 2 mm со скоростью 223 m/s (толщина образцов 4 mm).

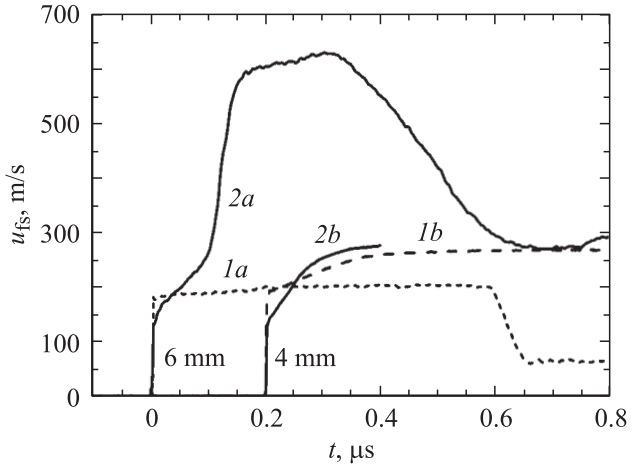

Рис. 9. Влияние предварительного ударно-волнового воздействия на профиль волны сжатия в титановом сплаве Ti–6Al–4 V. Профили *1a* и *1b* получены для исходного материала, профили *2a* и *2b* соответствуют повторному нагружению.

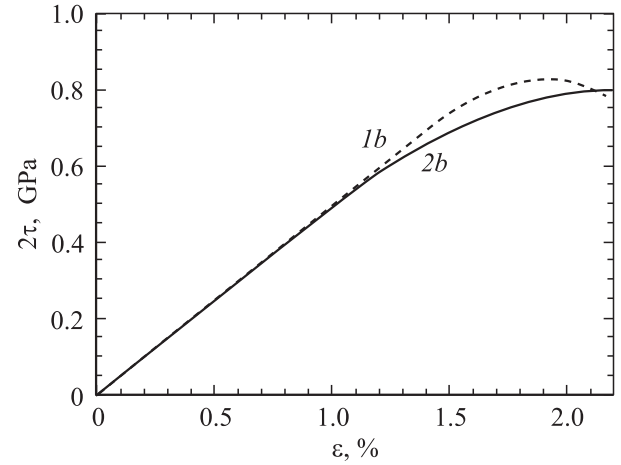

Рис. 10. Диаграммы деформирования титанового сплава Ti–6Al–4 V, рассчитанные в приближении простой волны по измеренным профилям скорости свободной поверхности *1b* и *2b* на рис. 9.

ла по сравнению с исходным материалом от ~ 3.05 до $\sim 3.20-3.25$ GPa. Тем не менее, как и в предыдущем случае, измерения демонстрируют уменьшение напряжения за фронтом упругой волны сжатия от 2.65 до 1.95 GPa, что соответствует уменьшению предела текучести от 1.45 до 1.05 GPa. Практически то же значение напряжения за фронтом предвестника получено в опыте *2a*, хотя при предварительном ударном воздействии напряжение сжатия лишь незначительно превышало величину динамического предела упругости.

На рис. 10 показаны диаграммы деформирования сплава в исходном состоянии и после ударно-волнового воздействия, рассчитанные по результатам опытов с низкоскоростным ударом. Вновь видно, что, как и в опытах с титаном, уменьшение предела упругости сплава сопряжено с возрастанием деформационного упрочнения, в результате чего напряжения течения в ударно-сжатом состоянии в этих двух опытах оказываются практически равными.

3. Обсуждение результатов

Результаты проведенных исследований однозначно демонстрируют аномальное влияние упрочняющей механической обработки на сопротивление высокоскоростному деформированию и разрушению. Феноменологически понижение динамического предела текучести после ударно-волнового воздействия можно было бы интерпретировать как проявление эффекта Баушингера, согласно которому определенная доля пластической деформации является обратимой и не вносит вклада в деформационное упрочнение [9]. В пользу такой трактовки свидетельствует тот факт, что, несмотря на значительное уменьшение предела упругости, предварительное ударное воздействие практически не влияет на напряжение течения в ударно-сжатом состоянии титана и титанового сплава. На проявление эффекта Баушингера указывают также многочисленные результаты, полученные при регистрации полных импульсов напряжения [2], которые показывают, что процесс деформирования при разгрузке после ударного сжатия отклоняется от упругопластического в сторону меньших девиаторных напряжений, а пластическая деформация очень часто начинается непосредственно за фронтом волны разгрузки без конечного упругого участка. В работе [10] было обнаружено, что при нагружении металлов и сплавов последовательно двумя импульсами ударного сжатия во второй ударной волне не фиксируется упругий предвестник конечной амплитуды. Однако эффект Баушингера не объясняет, почему механическая обработка, приводящая к увеличению сопротивления низкоскоростному деформированию, может вызывать обратный эффект при высоких скоростях деформирования.

Представленные экспериментальные данные показывают, что несовершенства структуры ослабляют зависимость предела текучести от скорости деформирования. Различие скоростных зависимостей может быть настолько большим, что с переходом от квазистатического к высокоскоростному нагружению влияние этих дефектов на напряжение течения может изменять знак. Вероятно, приложение больших напряжений изменяет соотношение вкладов тепловых флуктуаций, микродефектов структуры, границ зерен, включений и других неоднородностей в процессы пластического течения.

Для понимания результатов проведенных экспериментов, очевидно, нужно принять во внимание, что под действием приложенных напряжений сдвига происходит не только смещение дислокаций, но и их зарождение и размножение. Зарождение дислокаций происходит вблизи концентраторов напряжений, представляющих собой нарушения кристаллического дальнего порядка.

С одной стороны, несовершенства структуры являются упрочняющим фактором, а с другой — представляют собой источники носителей пластической деформации (дислокаций). Иными словами, одни и те же дефекты могут определять повышенное сопротивление деформированию в квазистатических условиях и являться источниками носителей пластической деформации — дислокаций — при высоких скоростях деформирования и высоких напряжениях и тем самым понижать сопротивление пластическому деформированию.

Представляется полезным формализовать результаты наблюдений путем введения представления о спектре дефектов материала, характеризуемых различными уровнями напряжения, необходимого для их преодоления. При этом в зависимости от величины действующего напряжения часть спектра дефектов вовлекается в процесс пластической деформации, а оставшаяся часть препятствует деформированию. В процессе пластической деформации параметры спектра дефектов изменяются. Можно надеяться, что такой подход обеспечит более детальное описание свойств материалов и повысит информативность исследований при высоких скоростях деформирования.

Список литературы

[1] Г.Н. Эпштейн. Строение металлов, деформированных взрывом. Металлургия, М. (1980). 225 с.

[2] Г.И. Канель, С.В. Разоренов, А.В. Уткин, В.Е. Фортов. Ударно-волновые явления в конденсированных средах. Янус-К, М. (1996). 408 с.

[3] B. Herrmann, A. Venkert, G. Kimmel, A. Landau, D. Shvarts, E. Zaretsky. In: Shock Compression of Condensed Matter-2001 / Ed. M.D. Furnish et al. AIP Conf. Proc. **620**, 623 (2002).

[4] J.R. Asay, L.M. Barker. J. Appl. Phys. **45**, *6*, 2540 (1974).

[5] Ю.Р. Колобов, Р.З. Валиев, И.П. Грабовецкая, А.П. Жиляев, Е.Ф. Дударев, К.В. Иванов, М.Б. Иванов, О.А. Кашин, Е.В. Найденкин. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов. Наука, Новосибирск (2001). 232 с.

[6] M.W. Guinan, D.J. Steinberg. J. Phys. Chem. Sol. **35**, 1501 (1974).

[7] T. Antoun, L. Seaman, D.R. Curran, G.I. Kanel, S.V. Razorenov, A.V. Utkin. Spall fracture. Springer, N.Y. (2003). 404 p.

[8] Г.И. Канель. Журн. прикл. механики и техн. физики **42**, *2*, 194 (2001).

[9] Ф. Макклинток, А. Аргон. Деформация и разрушение материалов. Мир, М. (1970). 443 с.

[10] Г.И. Канель, А.М. Молодец, А.Н. Дремин. ФММ **46**, *1*, 201 (1978).