

05

## Особенности упругопластического перехода и разрушения поликристаллического ванадия при ударно-волновом нагружении

© Н.В. Савельева<sup>1</sup>, Ю.В. Баяндин<sup>1</sup>, А.С. Савиных<sup>2,3</sup>,  
Г.В. Гаркушин<sup>2,3</sup>, Е.А. Ляпунова<sup>1</sup>, С.В. Разоренов<sup>2,3</sup>,  
О.Б. Наймарк<sup>1,4</sup>

<sup>1</sup> Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь

<sup>2</sup> Институт проблем химической физики РАН,  
Черноголовка, Московская обл.

<sup>3</sup> Национальный исследовательский Томский государственный  
университет

<sup>4</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический  
университет

E-mail: saveleva@icmm.ru

Поступило в Редакцию 13 января 2015 г.

Проведено экспериментальное и теоретическое исследование деформационного поведения ванадия при ударно-волновом нагружении. Из анализа полных волновых профилей определены значения динамического предела упругости и разрушающего напряжения при отколе в диапазоне скоростей деформирования  $10^5 - 10^7 \text{ s}^{-1}$ . Обсуждаются закономерности упругопластического перехода во фронте ударной волны, механизмы релаксации упругого предвестника и развития откольного разрушения.

Деформационное поведение материалов при высоких скоростях нагружения характеризуется интенсивным зарождением и ростом дефектов как при их ударно-волновом сжатии, так и в процессе разгрузки, когда при определенных условиях возможно развитие откольного разрушения в объеме образца. Влияние дефектов на релаксационные свойства материала проявляется в затухании амплитуды упругого предвестника, автономности пластических волновых фронтов, кинетике откольного разрушения. Эксперименты по регистрации волновых профилей методами лазерной интерферометрии с высоким временным

разрешением позволяют исследовать особенности упругопластического перехода, обусловленные механизмами структурной релаксации в условиях интенсивного накопления дефектов, стадийность развития откольного разрушения и использовать эти данные для обоснования широкодиапазонных определяющих уравнений, отражающих связь структурных и традиционных механических (напряжение, деформации, скорость деформации) переменных.

В данной работе проведены измерения параметров упругопластического перехода и откольного разрушения плоских образцов поликристаллического ванадия различной толщины при ударно-волновом нагружении. Целью таких измерений является изучение связи значений динамических пределов упругости с механизмами релаксации упругого предвестника и кинетики откольного разрушения в зависимости от скорости деформирования в волне разгрузки. Экспериментальное изучение поведения ванадия при ударно-волновом нагружении положено в основу верификации широкодиапазонной модели высокоскоростной деформации, учитывающей связь эволюции мезодефектов (зарождение и рост микросдвигов, микротещин) и особенностей формирования упругопластических фронтов, а также кинетики откольного разрушения. Подобные эксперименты позволили получить данные о прочностных и релаксационных свойствах различных материалов в микро-, нано-, а в последнее время и в пикосекундном диапазоне длительностей воздействия [1–4].

Особенностью упругопластического перехода в ванадии при ударно-волновом нагружении является ярко выраженная область быстрой релаксации напряжений за фронтом упругого предвестника, однако экспериментальные исследования высокоскоростного деформирования и разрушения ванадия только в последнее время приобрели систематический характер [5,6]. В данной работе исследован ванадий марки ВнМ-1. Металлографический анализ внутренней структуры исходных образцов ванадия до и после отжига (вакуумный отжиг в течение 1 h при температуре 1000°C) показал, что материал имеет выраженную крупнокристаллическую структуру со средним размером зерна  $\sim 10\text{--}20\text{ мкм}$ . Измеренные плотность и продольная скорость звука составили  $\rho_0 = 6.044\text{ г/см}^3$  и  $c_l = 6.001\text{ км/с}$  соответственно. Объемная скорость звука определялась по ударной адиабате ванадия [7] и принималась равной  $c_b = 5.138\text{ км/с}$ . Ударно-волновое нагружение плоских образцов ванадия толщиной от 0.2 до 10 мм, вырезанных

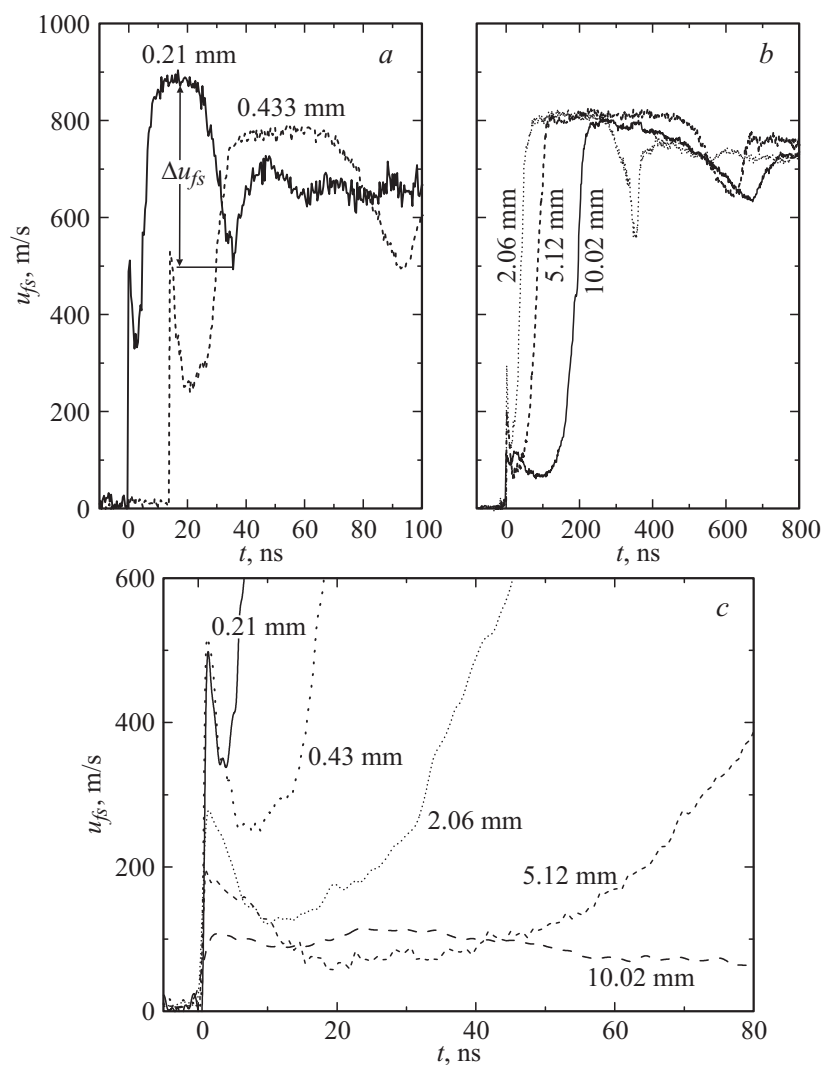
из одной заготовки электроэрозионным методом, проводилось ударом алюминиевых пластин толщиной от 0.05 до 2 mm со скоростью  $\sim 1200$  m/s. Метание ударников осуществлялось с помощью взрывных устройств [1]. Соответствующее соотношение толщины образцов и их поперечных размеров обеспечивали условие одномерной плоской деформации при ударном сжатии, а изменение толщины ударников и образцов обеспечивало изменение длительности импульса сжатия, что в свою очередь позволило изменять скорость деформирования материала перед откольным разрушением больше, чем на порядок. В процессе нагружения в экспериментах регистрировались профили скорости свободной поверхности образцов  $u_{fs}(t)$  как функции времени с помощью лазерного доплеровского измерителя скорости VISAR [8], имеющего в использовавшейся конфигурации временное разрешение  $\sim 0.8$  ns.

На рис. 1, *a, b* приведены результаты измерений скорости свободной поверхности образцов ванадия различной толщины, полученные в ударно-волновых экспериментах. Рис. 1, *c* демонстрирует более подробно фронтальную часть профилей скорости свободной поверхности, включающую область упругопластического перехода. Как видно из рисунков, выход на поверхность образца фронта упругой волны сжатия сопровождается формированием за фронтом упругого предвестника ниспадающего профиля („зуба“), что традиционно связывается с интенсивным размножением дефектов дислокационного типа и выделением пластического фронта.

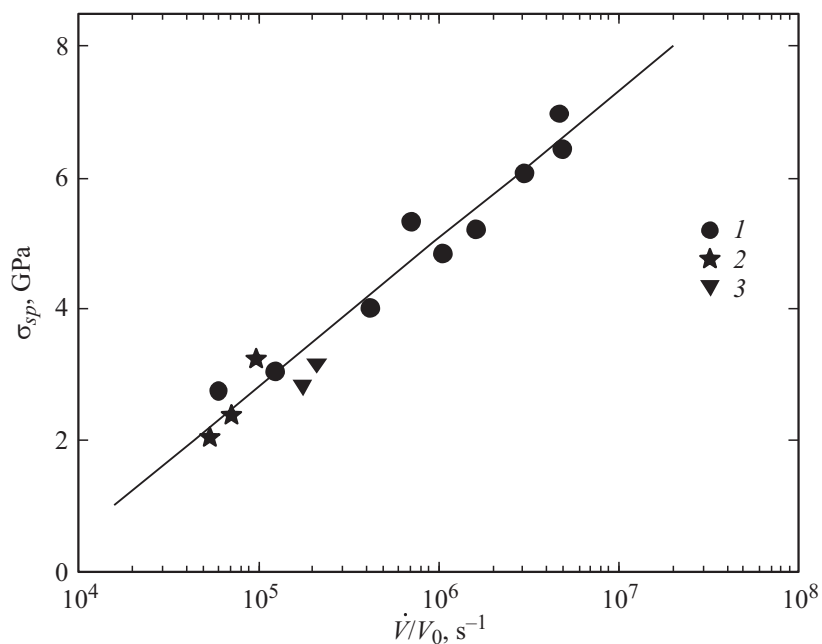
Величина разрушающего напряжения при отколе (откольная прочность материала)  $\sigma_{sp}$  определялась по величине спада скорости  $\Delta u_{fs}$  в волне разгрузки — разности максимального и минимального значений скорости свободной поверхности

$$\sigma_{sp} = 1/2\rho_0c_b(\Delta u_{fs} + \theta),$$

где  $\theta$  — поправка на искажение профиля скорости вследствие различия скоростей фронта откольного импульса ( $c_l$ ), распространяющегося по растянутому материалу, и скорости пластической части падающей волны разгрузки ( $c_b$ ) [1]. Толщина откольной пластины  $h_{sp}$  рассчитывалась из соотношения  $h_{sp} = c_l t_{sp}/2$ , где  $t_{sp}$  — время прохождения откольного импульса в откольной пластине, равное времени одной осцилляции скорости поверхности после откола.



**Рис. 1.** *a, b* — профили скорости свободной поверхности образцов ванадия (указаны толщины образцов). *c* — фронтальная часть упругопластической волны сжатия в образцах ванадия различной толщины.



**Рис. 2.** Зависимость откольной прочности от скорости деформирования: 1 — эксперимент, 2 — численный расчет, 3 — эксперимент [5].

Скорость деформирования, как скорость расширения вещества перед разрушением, определяется как

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

где  $\dot{u}_{fsr}$  — градиент скорости свободной поверхности исследуемого образца в разгрузочной части исходного импульса сжатия.

Зависимость откольной прочности от скорости деформирования представлена на рис. 2. Как видно из рисунка, увеличение скорости деформирования приводит к росту откольной прочности ванадия. Наблюдаемый эффект проявляется для большинства исследуемых металлов и связан с особенностями кинетики формирования очага макроскопического разрушения (локализации поврежденности), происходящей за

существенно меньшие времена, по сравнению со временами нарастания напряжений.

Величина динамического предела упругости  $\sigma_{\text{HEL}}$  определялась по измеренному профилю скорости свободной поверхности как

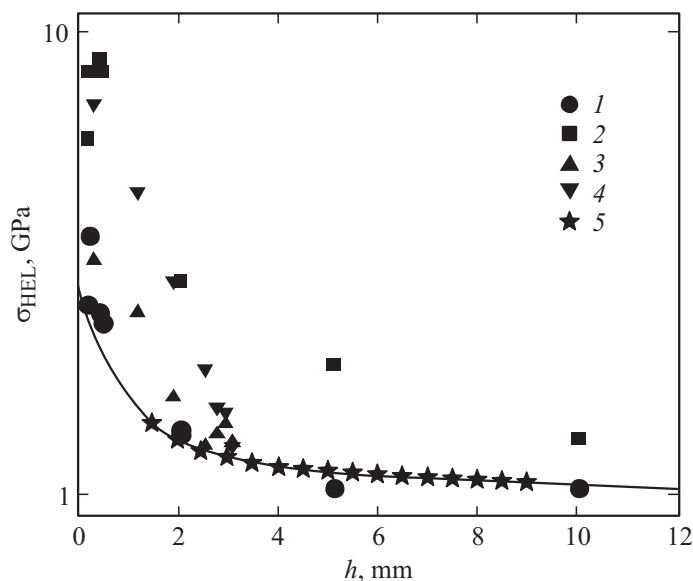
$$\sigma_{\text{HEL}} = 1/2\rho_0 c_l u_{\text{HEL}},$$

где  $\rho_0$  — начальная плотность материала,  $u_{\text{HEL}}$  — значение максимальной скорости свободной поверхности на фронте упругого предвестника. В связи с быстрой релаксацией напряжений за фронтом упругого предвестника рассчитывались две величины  $\sigma_{\text{HEL}}$  для пика скорости и минимального значения в области перехода к пластической волне.

На рис. 3 представлены измеренные и рассчитанные значения динамического предела упругости при распространении упругой волны сжатия в образцах ванадия различной толщины. Рисунок демонстрирует релаксацию упругого предвестника при его распространении по толщине образца, причем наблюдается релаксация как минимального, так и пикового значений динамического предела упругости. Затухание предвестника может быть связано с интенсивным зарождением дефектов в образце и проявлением эффекта аномалии поглощения энергии, характерного для неравновесных систем, при множественном зарождении дефектов, являющихся аналогом новой фазы [9]. Следует отметить, что уменьшение максимума динамического предела упругости происходит интенсивнее. Можно предположить, что при толщине образца более 10 мм упругий предвестник потеряет особенность, связанную с формированием „зуба“, а его величина будет оставаться примерно постоянной при дальнейшем росте толщины образцов.

Ранее [10] была разработана модель поведения материалов при ударно-волновом нагружении. Формулировка определяющих соотношений проводилась в рамках статистико-термодинамического подхода, учитывающего связь коллективного поведения ансамблей мезоскопических дефектов с релаксационными свойствами материалов и кинетикой разрушения.

Результаты численного моделирования позволили описать структуру ударно-волнового импульса сжатия на стадиях нагрузки и разгрузки, формирование и релаксацию упругого предвестника, кинетику формирования зоны откольного разрушения. Сопоставление результатов расчета с данными экспериментов по откольному разрушению



**Рис. 3.** Зависимость динамического предела упругости от толщины образца. 1 — минимальное значение (эксперимент), 2 — максимальное значение (эксперимент), 3 — минимальное значение (эксперимент [5]), 4 — максимальное значение (эксперимент [5]), 5 — численный расчет, сплошная линия — аппроксимационная кривая.

представлены на рис. 2, а релаксации упругого предвестника — на рис. 3. Математическая модель описывает релаксацию упругого предвестника при распространении упругопластической волны по образцу (рис. 3) (сплошная линия) экспоненциальной зависимостью вида  $\sigma_{HEL} = 3.349 \exp(-0.962h) + 1.707 \exp(-0.036h)$ , где  $h$  — толщина образца. Экспоненциальный вид зависимости позволяет обосновать ранее высказанное предположение о природе механизмов релаксации упругого предвестника, связав их с эффектами поглощения энергии при формировании „дефектной“ фазы, в основе которых при переходе от упругой к пластической волне лежит нелинейная кинетика зарождения и роста дефектов с выраженными признаками „метастабильности“, предшествующей формированию пластической волны.

Результаты моделирования откольного разрушения также установили увеличение откольной прочности с увеличением скорости деформации, что является следствием нелинейной кинетики роста дефектов в условиях специального типа „метастабильности“, приводящей к формированию коллективных мод ансамблей дефектов, предшествующих зарождению откольной трещины. Сопоставление результатов численного моделирования и данных экспериментов по измерению откольной прочности, установивших рост критических разрушающих напряжений с увеличением скоростей деформирования, подтвердило роль существенно нелинейной кинетики развития дефектов на завершающей стадии накопления повреждений, предшествующей зарождению откольной трещины.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант 14-19-01173).

## Список литературы

- [1] Канель Г.И., Разоренов С.В., Уткин А.В. и др. Ударно-волновые явления в конденсированных средах. М.: Янус-К, 1996. 408 с.
- [2] Гаркушин Г.В., Канель Г.И., Разоренов С.В. // ФТТ. 2012. Т. 54. В. 5. С. 1012–1018.
- [3] Ashitkov S.I., Agranat M.B., Kanel G.I. et al. // AIP Conf. Proc. 2012. V. 1426. P. 1081–1084.
- [4] Канель Г.И., Разоренов С.В., Гаркушин Г.В. и др. // ФТТ. 2014. Т. 56. В. 8. С. 1518–1522.
- [5] Zaretsky E.B., Kanel G.I. // J. Appl. Phys. 2014. V. 115. Iss. 24. P. 243 502.
- [6] Jarmakani H., Maddox B.R., Wei C.T. et al. // Acta Mat. 2010. V. 58. P. 4604–4628.
- [7] McQueen R.G., Marsh S.P. // J. Appl. Phys. 1960. V. 31. P. 1253–1269.
- [8] Barker L.M., Hollenbach R.E. // J. Appl. Phys. 1972. V. 43. P. 4669–4675.
- [9] Ландау Л.Д., Халатников И.И. // ДАН СССР. 1954. Т. 96. № 3–4. С. 469–472.
- [10] Савельева Н.В., Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б. // Вычисл. мех. сплош. сред. 2012. Т. 5. № 3. С. 300–307.