

УДК: 539.3

Е.Г. Скрипняк, В.А. Скрипняк, А.А. Козулин, В.В. Скрипняк**ВЯЗКОПЛАСТИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ
УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СПЛАВОВ¹**

Особенности механического поведения ультрамелкозернистых титановых и алюминиевых сплавов при квазистатическом и ударно-волновом нагружении с амплитудами до 10 ГПа исследованы методом численного моделирования. Для описания вязкопластического поведения сплавов предложена многоуровневая модель. Модель учитывает ряд структурных факторов, влияющих на механическое поведение крупнозернистых и ультрамелкозернистых сплавов. Результаты свидетельствуют о существенном различии скоростной чувствительности напряжения течения у исследованных крупнокристаллических и ультрамелкозернистых сплавов в диапазоне от 10^{-3} до 10^6 с⁻¹. Показано, что закономерности вязкопластического поведения ультрамелкозернистых ГЦК и ГПУ сплавов при высоких скоростях деформации различны.

Ключевые слова: *вязкопластическое поведение, высокоскоростная деформация, ультрамелкозернистые сплавы.*

Механическое поведение ультрамелкозернистых сплавов в широком диапазоне температур и скоростей деформации отличается от поведения аналогичных крупнокристаллических сплавов. Определяющие уравнения для описания механического поведения металлов и сплавов, учитывающие размеры зерна, были ранее предложены М.А. Мейерсом [1, 2], Р.В. Армстронгом и Ф. Зерилли [3], А. Ханом [4] и авторами данной работы [5, 6]. Удовлетворительное количественное описание механического поведения некоторых крупнокристаллических и ультрамелкозернистых сплавов, при использовании указанных моделей, достигается варьированием численных значений коэффициентов моделей для материалов с различными размерами зерна. Получение реалистичных прогнозов изменения напряжения течения при динамическом нагружении наноструктурных сплавов остается актуальной проблемой.

Постановка задачи

В данной работе методом численного моделирования проведен анализ экспериментальных данных по нагружению образцов крупнокристаллических и наноструктурных сплавов ВТ1-0, Ti 6-2222S, ВТ-6 (Ti-6Al-4V), а также алюминиевого сплава АА 6063Т6 с размерами зерна 300 – 500 нм и определены закономерности высокоскоростного пластического течения указанных сплавов при ударно-волновом нагружении с амплитудами от 4 до 6 ГПа.

Экспериментальные исследования указанных сплавов при динамических нагрузках были выполнены в работах [7 – 14]. В крупнокристаллическом состоянии

¹ Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 гг. и АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы» (проекты 2.1.1/5993, 2.1.2/6809).

сплав ВТ1-0 имел средний размер зерна 15 мкм, сплавы Ti-6-22-22S, Ti-6Al-4V, ВТ-6 – 20 мкм. Уменьшение размеров зерна до 300 – 500 нм достигалось методом всесторонней ковки крупнокристаллических образцов. У сплава ВТ1-0 массовая плотность – 4,505 г/см³, у ВТ 6 – 4,43 г/см³, у Ti 6Al4V – 4,43г/см³, у Ti 6 22 22 s – 4,53 г/см³, у А6063Т6 – 2,704 г/см³.

Для описания механического поведения металлов и сплавов с размерами зерна от 1 мкм до 100 нм при высокоскоростной деформации предложена модель, учитывающая физические механизмы пластической деформации [11,12].

В рамках микродинамического подхода конструируется функция $\dot{\epsilon}_u^p(\epsilon_u^p, \sigma_s, T, d_g, \dots)$. Тогда, в предположении выполнения постулата пластической несжимаемости ($\dot{\epsilon}_{kk}^p = 0$), приращение девиатора скорости пластической деформации определяется как

$$\dot{\epsilon}_{ij}^p = (3/2) \dot{\epsilon}_u^p [S_{ij} / \sigma_u], \quad (1)$$

где $\sigma_u = \sqrt{(3/2) S_{ij} S_{ij}}$, S_{ij} – компоненты девиатора тензора напряжения, $\dot{\epsilon}_u^p = [(2/3) \dot{\epsilon}_{ij}^p \dot{\epsilon}_{ij}^p]^{1/2}$, $\dot{\epsilon}_{ij} = \dot{\epsilon}_{ij}^e + \dot{\epsilon}_{kk}^p \delta_{ij} + \dot{\epsilon}_{ij}^p$, $\dot{\epsilon}_{ij}$ – компоненты тензора скорости деформации.

В рассматриваемых наноструктурных сплавах релаксация сдвиговых напряжений при гомологических температурах $T/T_m < 0,4$ обусловлена преимущественно дислокационными механизмами пластической деформации и двойникованием [1 – 6]. Приращение макроскопической пластической деформации определяется суммой составляющих, связанных с дислокационным скольжением, двойникованием:

$$\dot{\epsilon}_u^p = (\dot{\epsilon}_u^p)_{disl} + (\dot{\epsilon}_u^p)_{tw}. \quad (2)$$

Конкретные выражения для приращений пластической деформации зависят от типа кристаллической решетки, температурного диапазона деформирования, интенсивности напряжений [1 – 6].

Рассматриваемые титановые сплавы состоят преимущественно из α -фазы (ГПУ-решетка) с выделениями β фазы (ОЦК-решетка). Для титановых сплавов приращения пластической деформации, обусловленные двойникованием и дислокационными механизмами, могут быть определены следующим образом:

$$(\dot{\epsilon}_u^p)_{tw} = A_{tw} \exp(-\Delta F / kT) [1 - \sigma_u / S_0^{**}(d_g, T, p)]^m; \quad (3)$$

$$(\dot{\epsilon}_u^p)_{disl} = 0,5 b v \rho_m \exp(-\Delta G / kT) + 0,5 b \dot{\rho}(d_g), \quad (4)$$

где $\Delta G = \Delta G_0 [1 - (\sigma_u / S_u^*)^q]$, $S_0^{**} = S_0^{**}(p, T) + k_t [d_g / e_u^p]^{-1/2}$, $A_{tw}, k_t, \Delta F, \Delta G_0, q, n, m, S_0^{**}$ – постоянные материала. Численные значения коэффициентов, входящих в (3) – (4), могут быть определены с использованием экспериментальных данных, обобщенных в картах механизмов деформации [7].

Отметим, что в правой части уравнения (4) первое слагаемое учитывает вклады термоактивируемых дислокационных механизмов пластичности, а второе – механоактивируемых.

Кинетика накопления плотности дислокаций определяется процессами их генерации и аннигиляции при пластическом течении:

$$\dot{\xi} = \dot{\varepsilon}_u^p (K_0 + K_1 \sqrt{\xi} - K_2 \xi [\dot{\varepsilon}_u^p / \dot{\varepsilon}_0^p]^{-\frac{1}{q}}), \quad (5)$$

где $\xi = \rho / \rho_0$ – относительная плотность дислокаций, ρ_0 – начальная плотность дислокаций, K_0 , K_1 , и K_2 – феноменологические параметры, q – константа при заданной температуре, $\dot{\varepsilon}_0^p = 1 \text{ с}^{-1}$, d_g – размер зерна, b – модуль вектора Бюргерса.

Интегрирование (5) в интервале времени от 0 до текущего момента приводит к соотношению для текущей плотности дислокаций:

$$\rho = \rho^* - (\rho^* - \rho_0 - \rho') \exp(-G_1 \varepsilon_u^p / \mu b), \quad (6)$$

где ρ_0 , ρ^* , ρ' – начальная плотность дислокаций, предельная равновесная плотность дислокаций, плотность дислокаций, зародившихся при сжатии вблизи тройных стыков зерен и дисперсных включений, G_1 – постоянная материала;

$$\rho' = (1/\eta)(\sigma_u / \sigma_u^* - 1)^{n2} H(\sigma_u - \sigma_u^*) H([\dot{\varepsilon}_u - \dot{\varepsilon}_{u0}^*] / \dot{\varepsilon}_{u0}), \quad (7)$$

где $n2$, η , σ_u^* – постоянные материала, $H(\cdot)$ функция Хевисайда, $\dot{\varepsilon}_{u0}^* \approx 10^4 \text{ с}^{-1}$, $\dot{\varepsilon}_{u0} = 1,0 \text{ с}^{-1}$.

Модификация функции течения, учитывающая размер зерна, предложена в [4]

$$\sigma_s = \sigma_{s0} + C_5 (\varepsilon_u^p)^{n1} + C_6 d_g^{-1/2} + C_2 \exp\{-C_3 T + C_4 T \ln(\dot{\varepsilon}_u / \dot{\varepsilon}_{u0})\}, \quad (8)$$

где C_2 , C_3 , C_4 , C_5 , C_6 – постоянные материала, $\dot{\varepsilon}_u = \sqrt{(2/3) \dot{\varepsilon}_{ij} \dot{\varepsilon}_{ij}}$, $\dot{\varepsilon}_{u0} = 1,0 \text{ с}^{-1}$,

$\varepsilon_u^p = \int_0^t [(2/3) \dot{\varepsilon}_{ij}^p \dot{\varepsilon}_{ij}^p]^{1/2} dt$, T – температура по абсолютной шкале.

В модели Кохрана – Баннера используется параметр поврежденности среды $D = V_c / A$, A – площадь зоны, нормаль к которой совпадает с направлением главной оси тензора деформации ε_1 , V_c – суммарный объем полостей микротрещин [15].

Для вычисления параметра поврежденности среды D используется наследственная функция

$$D = \int_0^t \frac{dV}{A}, \quad dV > 0. \quad (9)$$

Функция коррекции прочности поврежденной среды вводится соотношением

$$f = 1 - (D / D_0)^{2/3}. \quad (10)$$

Здесь D_0 – критическая величина параметра поврежденности, которая соответствует полному разрушению элементарного объема материала.

В течение процесса накопления повреждений нормальное напряжение предполагается меньшим:

$$\sigma_1 = f \sigma_{\text{spall}}. \quad (11)$$

Модифицированная модель откольного разрушения [15] предполагает

$$\sigma_1 = \sigma_{\text{spall}} \{1 - (D / D_0)^{2/3}\}. \quad (12)$$

Для плоских ударных волн удельный объем поврежденной среды удобно представить в виде

$$\tilde{V}(x, t) = V(x, t) + V_s(x, t), \quad (13)$$

где V_s – удельный объем конденсированной фазы.

Модель включает два параметра, которые следует определять с помощью экспериментальных данных – σ_{spall} , D_0 .

Величина давления, соответствующего откольной прочности [16]

$$\sigma_{\text{spall}} = [6\Gamma^* / \rho C^3 \dot{\varepsilon}^2]^{1/3}. \quad (14)$$

Длительность процесса формирования откольной зоны

$$t_s = [6\Gamma^* \rho^2 C^3 \dot{\varepsilon}]^{1/3}. \quad (15)$$

Здесь Γ^* – удельная энергия фрагментации на единицу площади откольной трещины, $\dot{\varepsilon}$ – скорость объемной деформации элементарного объема поврежденной среды вследствие дилатансионного эффекта.

Величина откольной прочности может быть оценена по экспериментальным данным об изменении скорости тыльной поверхности во времени. Мгновенная величина откольной прочности может быть вычислена с помощью соотношения

$$\sigma_{\text{spall}} = \frac{1}{2}(Z_s / Z_w - 1)\sigma_{\text{max}} - \frac{1}{2}(Z_s / Z_w + 1)\sigma_{\text{min}}. \quad (16)$$

Здесь Z_s – импеданс материала образца, Z_w – импеданс для среды, находящейся в контакте с тыльной поверхностью образца.

На рис. 1 показаны расчетные и экспериментальные σ – ε -диаграммы, полученные для субмикроструктурного и поликристаллического сплава ВТ1-0 (α -Ti), при скорости деформации 10^{-3} c^{-1} в условиях одноосной деформации.

Расчеты выполнены при значениях коэффициентов в определяющем уравнении (8): $\sigma_{s0} = 0,19 \text{ ГПа}$, $C_6 = 6,2 \text{ ГПа}$, $C_2 = 0,9298 \text{ ГПа}$, $C_3 = 0,000877 \text{ K}^{-1}$, $C_4 = 0,00015$, $C_5 = 0,6 \text{ ГПа}$. Результаты свидетельствуют о различиях деформационного упрочнения в крупнокристаллических и субмикроструктурных материалах. С уменьшением размера зерна в сплавах значение коэффициента деформационного упрочнения $d\sigma_s / d\varepsilon_u^p$ снижается.

Этот эффект может быть описан уравнением (6), если учесть, что начальная плотность дислокаций значительно возрастает в процессе переработки сплавов для получения более мелкозернистой структуры методами интенсивной пластической деформации. Значение параметра C_5 для субмикроструктурных и крупнокристаллических сплавов различается. Изменение параметра n_1 в (8) при уменьшении размеров зерна в титановых сплавах связано с дополнительным фактором упрочнения, связанным с возрастанием концентрации двойников. Использование в расчетах механического поведения субмикроструктурных сплавов параметров уравнения (8), которые были определены для крупнокристаллических материалов, приводит к завышенным значениям напряжения течения.

Изменение статического предела текучести от размеров зерна в диапазоне от сотен микрометров до десятков нанометров хорошо аппроксимируется соотношением Холла – Петча (рис. 2).

Это может быть следствием блокирования перемещения дислокаций границами зерен и роста двойников. Учитывая, что во фронте ударных волн движение дислокаций является надбарьерным, зависимость динамического предела текучести от размера зерна будет иметь отклонение от соотношения Холла – Петча.

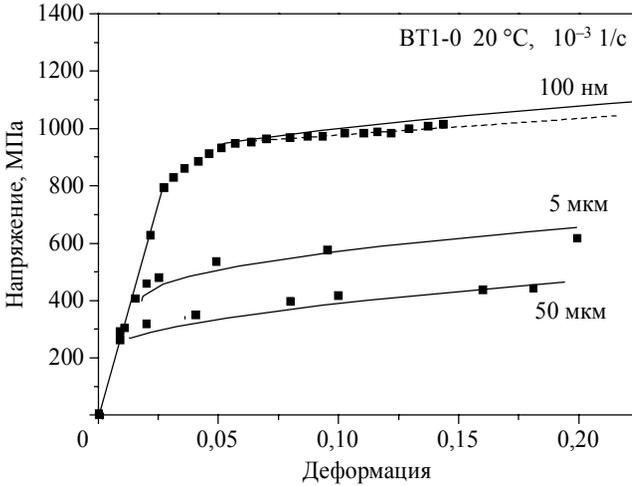


Рис. 1

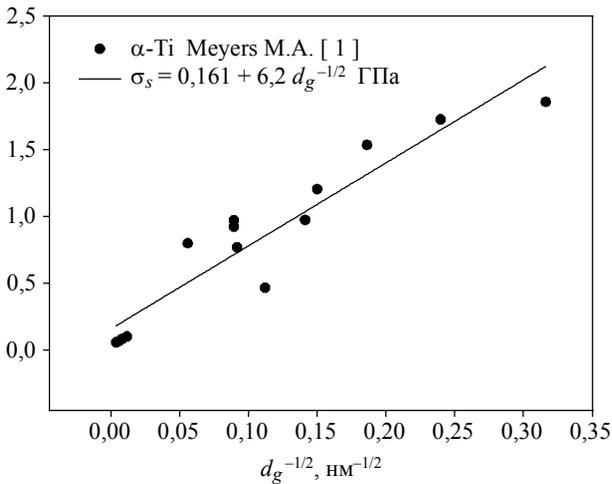


Рис. 2

Таким образом, при фиксированных значениях степени пластической деформации, зависимости напряжения течения от скорости деформации в крупнокристаллических и субмикроструктурных сплавах должны быть различны. Указанные различия можно видеть на рис. 3 и 4. На рис. 3 показаны расчетные зависимости, полученные с использованием (8) и модели (1) – (7). Модели (8) и (1) – (7) были применены для описания механического поведения алюминиевого сплава с размером зерна 1 мкм, полученного переработкой крупнокристаллических заготовок методом равноканального углового прессования. На рис. 4 показано сопоставление расчетных профилей ударных импульсов в ультрамелкозернистом сплаве AA6063T6 с экспериментальным. При использовании уравнения (8) не удалось получить в расчетах количественного согласия расчетной и экспериментальной зависимостей скорости тыльной поверхности мишени от времени.

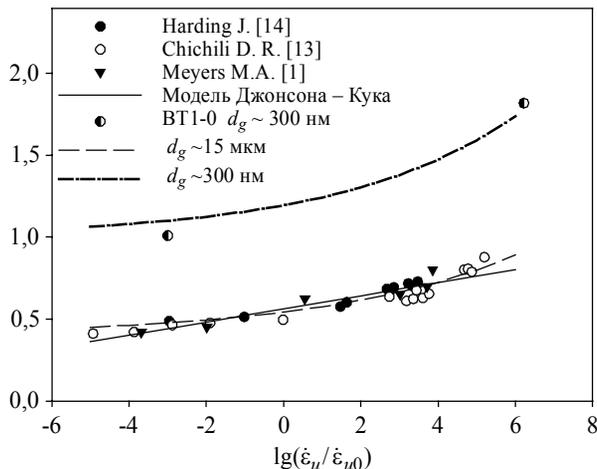


Рис. 3

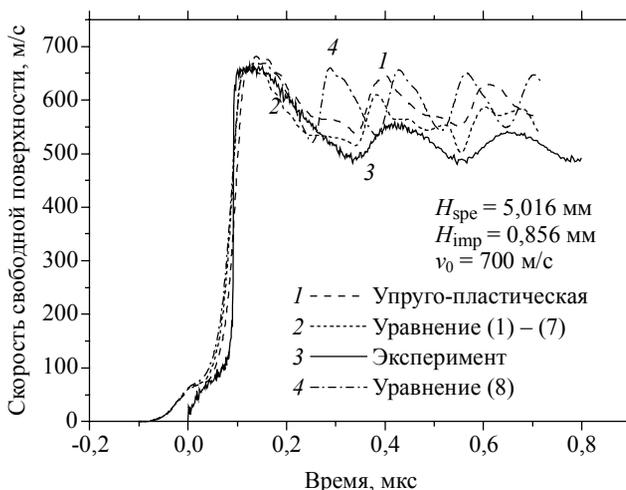


Рис. 4

Приведены расчетные профили ударных импульсов в алюминиевом сплаве с размером зерна 1 мкм. Ударная волна генерировалась в плоском образце при плоском ударе алюминиевой пластиной со скоростью 700 м/с.

Эволюция ударных импульсов в ультрамелкозернистом алюминиевом сплаве показана на рис. 5. Для получения удовлетворительно качественного и количественного согласия расчетов с экспериментами необходимо предположить, что во фронте упругого предвестника происходит интенсивное зарождение дислокаций, не связанное с их движением. Соответствующий вклад в приращение пластической деформации определяется уравнениями (4) – (7).

При ударном сжатии субмикроструктурных сплавов с дисперсным выделением частиц более твердых фаз и высокой концентрацией зон тройных стыков, вероятно, происходит интенсивное гетерогенное зарождение дислокаций. В рам-

ках этого предположения удается в расчетах воспроизвести закономерности затухания амплитуды упругих предвестников, а также получить хорошее количественное согласие со структурой ударного перехода. В субмикроструктурных сплавах быстрая релаксация амплитуды упругих предвестников заканчивается на расстоянии ~ 1 мм, что в несколько раз меньше, чем в крупнокристаллических аналогах.

Использование модели откольного разрушения (9) – (13) позволило получить удовлетворительное согласие расчетов и экспериментов (рис. 4). Полученные оценки откольной прочности в сопоставлении с известными экспериментальными данными для алюминиевых сплавов приведены на рис. 6. Полученные результаты свидетельствуют о более высокой откольной прочности ультрамелкозернистых алюминий-магниевых сплавов по сравнению с крупнокристаллическими сплавами.

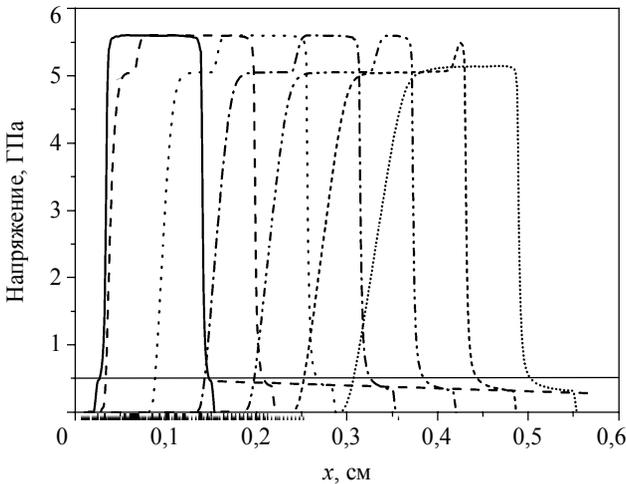


Рис. 5

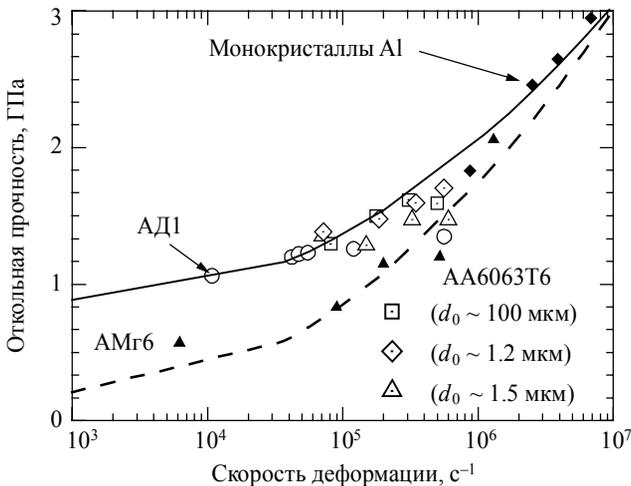


Рис. 6

Заключение

Скорость релаксации амплитуды упругого предвестника в ультрамелкозернистых титановых и алюминиевых сплавах выше, чем в крупнокристаллических аналогах. Быстрая релаксация амплитуды упругих предвестников заканчивается на расстоянии ~ 1 мм при нагружении ударными волнами интенсивностью ~ 5 ГПа.

Чувствительность напряжения течения к скорости деформации в диапазоне от 10^3 до 10^6 с^{-1} различна у крупнокристаллических и субмикроструктурных сплавов.

Модель откольного разрушения (9) – (13) позволяет получать в расчетах качественное и количественное описание явления откола в наноструктурных титановых и алюминиевых сплавах при нагружении плоскими ударными волнами.

ЛИТЕРАТУРА

1. Meyers M.A., Mishra A., Benson D.J. Mechanical properties of nanocrystalline materials // Progress in Materials Science. 2006. V. 51. P. 427 – 556.
2. Meyers M.A., Vohringer O., Lubarda V.A. The onset of twinning in metals: a constitutive description // Acta Mater. 2001. V. 49. P. 4025 – 4039
3. Armstrong R.W., Zerilli F.J. Dislocation mechanics aspects on plastic instability and shear banding // Mechanics Mater. 1994. V. 17. P. 319 – 327.
4. Khan A.S., Suh Y.S., Kazmi R. Quasi-static and dynamic loading responses and constitutive modeling of titanium alloys // Int. J. Plasticity. 2004. V. 20. P. 2233 – 2248.
5. Skripnyak V.A., Skripnyak E.G. Shear strength of nanostructured and ultra-fine grained materials in shock waves // Phys. Mesomechanics. 2004. V. 7. P. 1. P. 297 – 300.
6. Skripnyak V.A., Skripnyak E.G., Nazarov M.N. Mechanical behavior of nanostructured materials at high strain rates. Computer simulation // Proc. 14th APS Topical Conference on Shock-Compression of Condensed Matter / ed. M.D. Furnish et al.: AIP Conf. Proc. 2006. P. 503 – 506.
7. Фрост Г.Дж., Эшби М.Ф. Карты механизмов деформации. Челябинск: Металлургия. 1989. 328 с.
8. Hockauf M., Meyer L.W., Halle T., et al. Mechanical properties and microstructural changes of ultrafine-grained AA6963T6 during high-cycle fatigue // Int. J. Mat. Res. 2006. V. 97. P. 1392 – 1400.
9. Krüger L., Meyer L.W., Razorenov S.V., Kanel G.I. Investigation of dynamic flow and strength properties of Ti-6-22-22S at normal and elevated temperatures // Int. J. of Impact Eng. 2003. V. 28. P. 877 – 890.
10. Meyer L.W., Hockauf M., Krüger L., et al. Compressive behavior of ultrafine-grained AA6063-T6 over a wide range of strains and strain rates // Int. J. Mat. Res. 2007. V. 98. P. 1 – 8.
11. Скрипняк В.А., Скрипняк Е.Г., Крюгер Л. и др. Механическое поведение субмикроструктурных металлических сплавов при динамических нагрузках // Экстремальные состояния вещества. Детонация. Ударные волны: Труды Междунар. конф. «IX Харитоновские тематические научные чтения». Саров: РФЯЦ ВНИИЭФ, 2007. С. 369 – 373.
12. Скрипняк В.А., Скрипняк Е.Г., Крюгер Л. и др. Механическое поведение субмикроструктурных титановых сплавов при динамических нагрузках // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов. М.: ИМЕТ РАН. 2007. С. 304 – 305.
13. Chichili D.R., Ramesh K.T., Hemker K.J. The high-strain-rate response of alpha-titanium: experiments, deformation mechanisms and modeling // Acta Mater. 1998. V. 46. No. 3. P. 1025 – 1043.
14. Harding J. The temperature and strain rate sensitivity of alpha titanium // Arch. Mechanics. 1975. V. 27. P. 715 – 732.
15. Danian C., Yuying Yu, Zhihua Y., et al. A modified Cochran – Banner spall model // Int. J. Impact Eng. 2005. V. 31. P. 1106 – 1118.
16. Канель Г.И., Разоренов С.В., Уткин А.В., Фортвов В.Е. Экспериментальные профили ударных волн в конденсированных веществах. М.: Физматлит, 2008. 246 с.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ:

СКРИПНЯК Евгения Георгиевна – кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры механики деформируемого твердого тела Томского государственного университета. E-mail: skrp@ftf.tsu.ru

СКРИПНЯК Владимир Альбертович – доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой механики деформируемого твердого тела Томского государственного университета. E-mail: skrp@ftf.tsu.ru

КОЗУЛИН Александр Анатольевич – кандидат физико-математических наук, доцент кафедры механики деформируемого твердого тела Томского государственного университета. E-mail: kozulyn @ftf.tsu.ru

СКРИПНЯК Владимир Владимирович – студент физико-технического факультета Томского государственного университета. E-mail: skrp@ftf.tsu.ru

Статья принята в печать 10.05.2010 г.