

УДК 539.4

РЕЛАКСАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ СДВИГОВОЙ ПРОЧНОСТИ ПЯТИ МЕТАЛЛОВ (АЛЮМИНИЙ, БЕРИЛЛИЙ, МЕДЬ, ТАНТАЛ, УРАН)

Б. Л. Глушак, О. Н. Игнатова, С. С. Надёжин, В. А. Раевский
(РФЯЦ-ВНИИЭФ)

Представлены определяющие соотношения пяти металлов — алюминиевого сплава АМгб, бериллия, меди М1, тантала марки ТВЧ, природного урана. Для расчетов девиаторной составляющей сдвигового напряжения используется феноменологическая упругопластическая релаксационная модель. Шаровая составляющая тензора напряжений выражается уравнением состояния в форме Ми–Грюнайзена. Зависимость температуры плавления от плотности определяется на основе уравнения Линдемана. Модель учитывает деформационное и компрессионное упрочнение, термическое разупрочнение, влияние скорости деформирования, переход от скольжения к двойникованию при высокоскоростном деформировании, а также описывает релаксацию упругого напряжения. Параметрическая идентификация уравнений проведена на основе большого числа экспериментов.

Ключевые слова: модель, упрочнение, вязкость, температура, релаксация, ударная волна, высокоскоростное деформирование, параметры.

Введение

Построением моделей поведения материалов при высокой скорости деформирования занимаются ученые разных стран с 70-80-х годов прошлого столетия [1–6]. Однако, несмотря на такую историю и достижения современных численных методов, разработка уравнений, определяющих связь тензора напряжения с тензором деформаций, в настоящее время остается по-прежнему актуальной, до конца не решенной задачей. Это связано прежде всего со сложностью процесса деформирования, которая проявляется в конкуренции различных механизмов деформации, в структурных изменениях, происходящих при этом, в нарушении устойчивости течения на различных масштабных уровнях и др. [7–10]. Модели, используемые в расчетах высокоскоростных динамических процессов, должны, с одной стороны, быть достаточно простыми и физически ясными, а с другой стороны, отражать основные процессы, происходящие в материалах, и "работать" в широком интервале параметров течения. В частности, определяющие уравнения должны отражать зависимость

тензора напряжений от параметров течения в данный момент времени и от истории деформации. Под историей деформации понимаются зависимости температуры, давления, тензоров деформации и напряжения от времени. История деформации определяет структурные изменения, а именно рост плотности дислокаций, изменение размеров и ориентации зерен, относительное скольжение зерен, образование двойниковых структур и полос локализованного сдвига, отжиг при достижении критических температур [7–11]. Особую сложность представляет моделирование пластического деформирования в случае образования гетерогенной структуры течения на различных масштабных уровнях [6, 12].

В данной статье представлена релаксационная упругопластическая модель прочности пяти металлов — алюминиевого сплава АМгб, бериллия, меди, тантала и урана. Предложенная модель может использоваться в расчетах сложных динамических процессов, сопровождающихся высокой скоростью деформации, компрессионным и деформационным упрочнением.

Основные соотношения

Уравнения состояния, модуль сдвига и температура плавления. При построении определяющих уравнений твердого вещества, т. е. уравнений, связывающих тензор напряжения и тензор деформации, принято выделять девиаторный и шаровой тензоры напряжения:

$$\sigma_{ij} = S_{ij} - P\delta_{ij}.$$

Шаровой тензор напряжения

$$\sigma_{Sij} = -P\delta_{ij}$$

определяется плотностью и температурой веществ $P = F(\rho, E_T)$. В области давлений меньше 100 ГПа уравнение состояния (УРС) можно представить в упрощенной форме Ми–Грюнайзена:

$$P = \frac{\rho_{0K} C_{0K}^2}{n} (\delta^n - 1) + \Gamma_P \rho E_T, \quad (1)$$

$$E = \frac{C_{0K}^2}{n} \left(\frac{\delta^{n-1}}{n-1} + \frac{1}{\delta} - \frac{n}{n-1} \right) + E_T.$$

В выражениях (1) ρ_{0K} , C_{0K} — соответственно плотность и *объемная* скорость звука при $T = 0$ К; $\frac{\rho_{0K} C_{0K}^2}{n} (\delta^n - 1) = P_e$ — упругая составляющая давления; $\Gamma_P \rho E_T = P_T$ — тепловая составляющая давления; Γ_P — коэффициент Грюнайзена; ρ — плотность вещества; $\delta = \rho/\rho_{0K}$ — относительное сжатие; E , E_T — внутренняя и тепловая энергия соответственно ($E_T = c_V T$).

Коэффициент Грюнайзена Γ_P является функцией только плотности (или относительного сжатия δ) [13], что справедливо для не слишком высоких температур:

$$\Gamma_P = \Gamma_\infty + \frac{\Gamma_0 - \Gamma_\infty}{\delta M}, \quad (2)$$

Постоянные коэффициенты уравнений (1), (2)

Металл	ρ_{0K} , г/см ³	ρ_0 , г/см ³	ρ_{m0} , г/см ³	C_{0K} , м/с	n	Γ_∞	Γ_0	M	c_V , Дж/(г·К)	T_{m0} , К	P_m , ГПа
АМг6	2,69	2,64	2,524	5,55	3,2	0,67	2,14	1,2	0,9	933	115
Be	1,8668	1,85	1,707	8,03	2,89	0,5	1,25	1,0	2,7*	1557	220
Cu	9,054	8,93	8,384	3,95	4,3	0,67	1,96	1,2	0,391	1356	225
Ta	16,76	16,659	15,478	3,3	3,4	0,67	1,7	1,0	0,14	3290	280
²³⁸ U	18,9	18,7	17,76	2,62	4,6	0,7	2,3	3,4	0,105	1404	145

где Γ_0 , Γ_∞ — коэффициенты Грюнайзена (Γ_P) при $\rho = \rho_{0K}$ и $\delta \rightarrow \infty$ соответственно.

В табл. 1 представлены постоянные коэффициенты уравнений (1) и (2) для рассматриваемых металлов, подобранные на основании имеющихся экспериментальных данных [14–16]. Коэффициенты (1), (2) подобраны таким образом, чтобы при значениях $\rho = \rho_0$, $T = T_0$ и $\rho = \rho_{m0}$, $T = T_{m0}$, где ρ_0, T_0 — плотность и температура металла в нормальных условиях; ρ_{m0}, T_{m0} — плотность и температура плавления металла в нормальных условиях, полное давление $P \approx 0$, т. е. согласно формуле (1) $P_T \approx -P_e$.

На рис. 1 показаны результаты расчетов и экспериментальные данные по сжатию тантала и алюминиевого сплава АМг6 вдоль ударной адиабаты. Аналитические вычисления давления и плотности сделаны по формулам (1) и (2). УРС в форме Ми–Грюнайзена с параметрами, приведенными в табл. 1, описывает

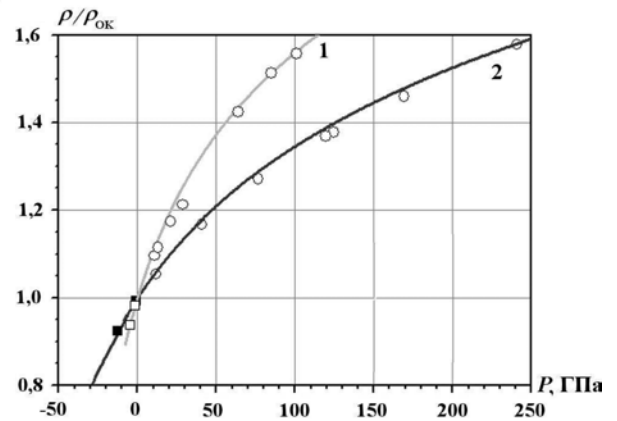


Рис. 1. Сжатие на ударной адиабате тантала (1) и алюминия (2): — — расчет по формулам (1) и (2); ○ — эксперимент [14]; ■, □ — расчетные значения P_T в точках $\rho = \rho_0$ и $\rho = \rho_{m0}$

Таблица 1

*Для бериллия $c_V = 2,7$ Дж/(г·К) при $T > \Theta$, где $\Theta = 1031$ К — температура Дебая.

ударное сжатие рассматриваемых металлов до $P = P_m$, где P_m — давление плавления.

Модуль сдвига, определяющий девиаторную составляющую тензора напряжения в упругой области деформации, рассчитывается по формуле

$$G = \frac{3}{2} \frac{1 - 2\nu}{1 + \nu} \rho C_B^2, \quad C_B^2 = \left(\frac{\partial P}{\partial \rho} \right)_S, \quad (3)$$

где ν — коэффициент Пуассона; C_B — текущая объемная скорость звука. Упругая C_L и объемная C_B скорости звука связаны соотношением

$$\nu = \frac{3C_B^2 - C_L^2}{3C_B^2 + C_L^2}.$$

Коэффициент Пуассона ν является функцией температуры $\nu(T/T_m)$ (T — текущая температура; T_m — температура плавления) и представляется в виде

$$\nu = \begin{cases} \nu_0 (1 + b_0 \bar{T}^K), & \bar{T} < 1; \\ 0,5, & \bar{T} \geq 1, \end{cases} \quad (4)$$

где $\bar{T} = T/T_m$; ν_0 , b_0 , K — константы. При определенном выборе параметров ν_0 , b_0 , K формула (4) описывает справочное значение ν при $T = 300$ К, а при $T = T_m$ $\nu = 0,5$, что соответствует жидкому состоянию.

В табл. 2 сведены параметры уравнения (4) для всех рассматриваемых металлов.

Температура плавления в заданном напряженно-деформированном состоянии определяется по закону Линдемана:

$$\frac{d(\ln T_m)}{d(\ln \rho_m)} = 2 \left(\Gamma_p - \frac{1}{3} \right), \quad (5)$$

где T_m — температура плавления при плотности ρ_m .

При начальных условиях $T_m = T_{m0}$, $\rho_m = \rho_{m0}$ уравнение кривой плавления в (δ, T) -плоскости имеет вид

Таблица 2

Постоянные коэффициенты уравнения (4)

Металл	ν_0	b_0	K
АМг6	0,322	0,55	3,0
Be	0,03	15,63	3,0
Cu	0,347	0,44	1,0
Ta	0,348	0,434	3,0
^{238}U	0,168	1,976	1,0

$$T_m = T_{m0} \left(\frac{\delta_m}{\delta_{m0}} \right)^{2(\Gamma_\infty - 1/3)} \times \exp \left(\frac{2(\Gamma_0 - \Gamma_\infty)}{M} \left(\frac{1}{(\delta_{m0})^M} - \frac{1}{(\delta_m)^M} \right) \right), \quad (6)$$

где $\delta_m = \rho_m / \rho_{0K}$; $\delta_{m0} = \rho_{m0} / \rho_{0K}$ — относительная плотность вещества при $T_m = T_{m0}$ (начало плавления).

На рис. 2—4 показаны расчетные зависимости коэффициента Пуассона ν , модуля сдвига G , упругой C_L и объемной C_B скоростей звука меди М1 и алюминиевого сплава АМг6 от давления, а также имеющиеся экспериментальные данные. На рис. 5, 6 показаны результаты расчетов и экспериментов для температуры и температуры плавления вдоль ударной адиабаты меди и бериллия.

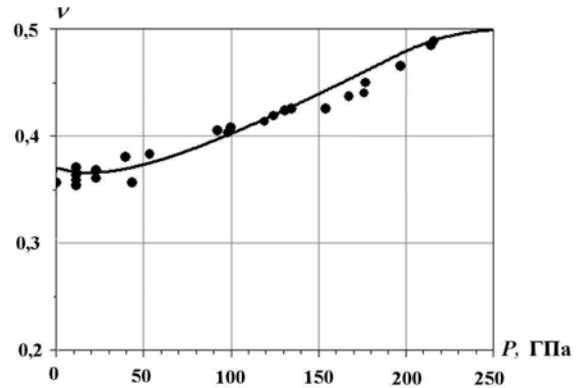


Рис. 2. Зависимость коэффициента Пуассона от давления для меди: — — расчет по формулам (1)–(6); • — эксперимент [17]

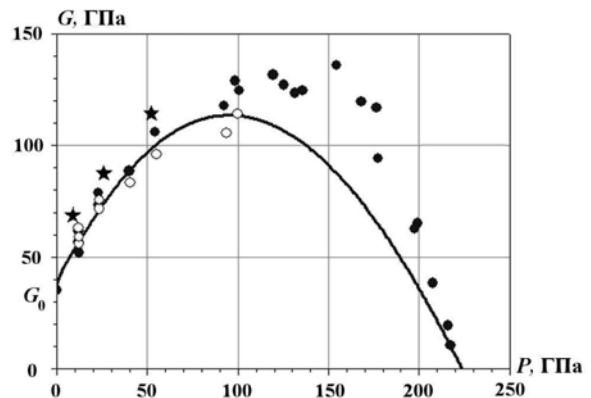


Рис. 3. Зависимость модуля сдвига от давления вдоль ударной адиабаты меди: — — расчет по формулам (1)–(6); •, *, o — эксперименты [17–19]

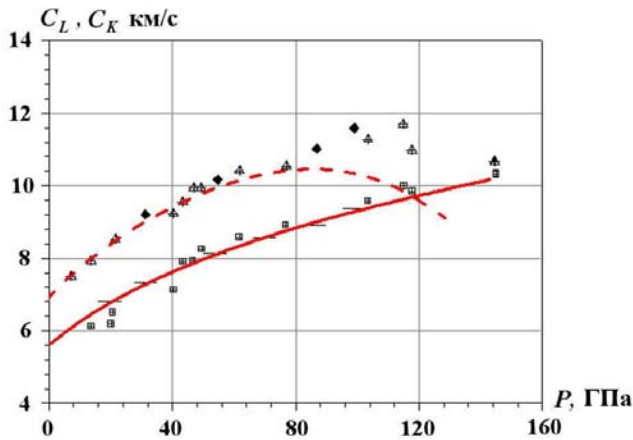


Рис. 4. Зависимости упругой C_L и объемной C_V скоростей звука от давления для алюминиевого сплава АМг6: — — расчет C_L по формулам (1)–(6); - - - — расчет C_V по формулам (1)–(6); маркеры — эксперимент [20]

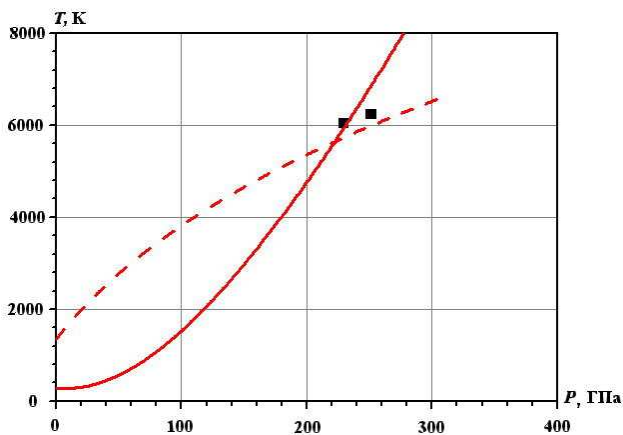


Рис. 5. Зависимости температуры и температуры плавления вдоль ударной адиабаты меди: — — расчет температуры по формулам (1)–(6); - - - — расчет температуры плавления по формулам (1)–(6); ■ — эксперимент [17]

Определяющие соотношения гомогенно-пластического деформирования. Обычно релаксационные уравнения строятся на основе уравнений максвелловской вязкой среды [22]. Согласно упругопластическому приближению при

$$S_{ij}^2 < \frac{2}{3}Y^2,$$

где Y — предел текучести, компонента девиатора

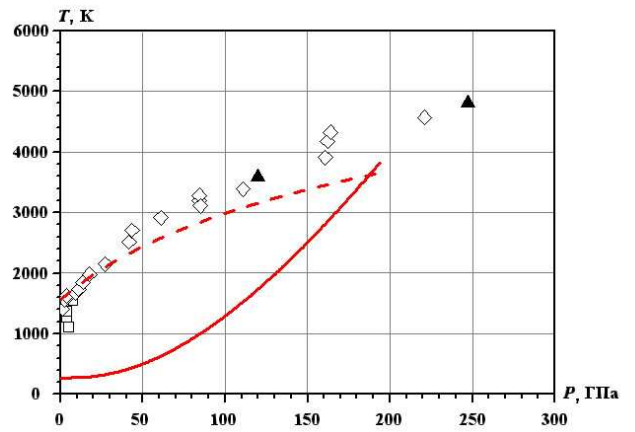


Рис. 6. Зависимости температуры и температуры плавления вдоль ударной адиабаты бериллия: — — расчет температуры по формулам (1)–(6); - - - — расчет температуры плавления по формулам (1)–(6); маркеры — экспериментальные данные [21]

тензора напряжения S_{ij} рассчитывается по закону Гука.

Для описания поведения металлов при высокоскоростном, в том числе ударно-волновом, деформировании применяются релаксационные модели упругопластического тела, в которых предполагается, что девиатор напряжений зависит от девиаторов деформаций, скоростей деформаций и времени [23].

Рассмотрим упрощенную релаксационную модель, в которой используется обычное упругопластическое приближение, а динамический предел текучести определяется дифференциальным уравнением, учитывающим процесс релаксации упругого напряжения. Данное упрощение сделано авторами совместно с П. Н. Низовцевым [24]. Основное уравнение, определяющее эффективный предел текучести в релаксирующей среде, следующее:

$$\dot{Y}_d = 3G\dot{\epsilon}_i - \frac{Y_d - Y_S}{\tau}, \quad (7)$$

где Y_d — эффективный предел текучести в данный момент времени; Y_S — стационарный предел текучести, реализующийся в данном состоянии (P, T) вещества при $\dot{\epsilon}_i = 0$; $\dot{\epsilon}_i$ — скорость деформации; τ — время релаксации упругого напряжения. В отличие от релаксационной модели для максвелловской среды, содержащей 3 уравнения, уравнение (7) значительно проще.

Для стационарного предела текучести используется упругопластическая модель пластического течения в следующей аналитической форме:

$$Y_S = Y_0 \left[1 + a_0 \left(1 - \bar{T}^k \right) \left(1 - \exp \left(- \frac{\varepsilon_i^p}{\varepsilon_1} \right) \right) \right] \frac{G}{G_0}, \quad (8)$$

где $\bar{T} = T/T_m$; ε_i^p — пластическая деформация; G_0 — модуль сдвига при нормальных условиях состояния; $Y_0, a_0, k, \varepsilon_1$ — константы.

В случае, когда $\tau \frac{d(\ln Y_d)}{dt} \ll 1$, для учета скорости деформирования применяется упруговязкопластическая модель:

$$Y_d = Y_S + 3G\tau\dot{\varepsilon}_i. \quad (9)$$

Здесь Y_S — стационарный предел текучести, выраженный уравнением (8); τ — время релаксации упругих напряжений; $G(P, T)$ — модуль сдвига. Сомножитель $G\tau = \mu$ иногда называют динамической вязкостью.

Параметры уравнений (8), (9) подбираются на основании имеющихся экспериментальных данных, полученных различными методами. Уравнения (8), (9) учитывают деформационное и компрессионное упрочнение, термическое разупрочнение, вязкость. По форме и физическому смыслу они близки к моделям Стейнберга—Гуинана и Армстронга—Зерилли [1, 3].

Для времени релаксации используется уравнение, описывающее эксперименты при высокой скорости деформирования во фронте УВ [24, 25], а при $\dot{\varepsilon}_i < 10^5 \text{ с}^{-1}$ — диаграммы сжатия и цилиндры Тейлора:

$$\tau = \frac{\tau_0 (1 - \bar{T})^2}{\frac{G}{G_0} \left(1 + \frac{\dot{\varepsilon}_i}{\dot{\varepsilon}_{i0}} \varphi(\dot{\varepsilon}_i) \right)^{0,5}}, \quad (10)$$

$$\varphi(\dot{\varepsilon}_i) = \frac{1 + \varphi_{\max} \left(\frac{\dot{\varepsilon}_i}{\dot{\varepsilon}_{0S}} \right)^n}{1 + \left(\frac{\dot{\varepsilon}_i}{\dot{\varepsilon}_{0S}} \right)^n},$$

где $\tau_0, \dot{\varepsilon}_{i0}, \varphi_{\max}, \dot{\varepsilon}_{0S}, n$ — постоянные коэффициенты. Уравнение (10) имеет следующие предельные значения: при $\dot{\varepsilon}_i \rightarrow 0$ $G = G_0, \tau = \tau_0(1 - \bar{T})^2$; при $\bar{T} \rightarrow 1$ или $\dot{\varepsilon}_i \rightarrow \infty$ $\tau \rightarrow 0$.

Параметрическая идентификация модели проведена на основе данных различных экспериментов — диаграммы сжатия, данных, полученных методом Тейлора, методом регистрации развития возмущений, профилей скорости свободной поверхности ударно-нагруженных металлов, результатов регистрации упругого предвестника, измерений ширины фронта УВ и др. В табл. 3 приведены параметры уравнений (7)—(10) для всех рассматриваемых металлов.

Приведенные в табл. 3 значения параметров девиатора напряжений являются приближенными. При получении новых, дополнительных результатов экспериментов возможно их уточнение. Вместе с тем построенные определяющие уравнения (шаровая и девиаторная составляющие) могут быть рекомендованы для выполнения расчетов в тех случаях, когда ударно-волновые нагрузки не превышают 100 ГПа.

На рис. 7 показана расчетная зависимость интенсивности напряжения от скорости деформации при $\varepsilon_i = 0,002$, а на рис. 8 — расчетная зависимость скорости деформации во фронте УВ от давления меди. Там же приведены имеющиеся экспериментальные данные.

Из рис. 7 видно, что расчетная кривая имеет перегиб в области скоростей деформирования $\sim 10^5 \div 10^6 \text{ с}^{-1}$, что соответствует смене режима деформирования со скольжения на двойникование меди. Для других металлов получены аналогичные зависимости.

Таблица 3

Постоянные коэффициенты уравнений (7)—(10)

Металл	$Y_0,$ ГПа	a_0	k	ε_1	$G_0,$ ГПа	$\tau_0,$ мкс	$\dot{\varepsilon}_{i0},$ с^{-1}	φ_{\max}	$\dot{\varepsilon}_{0S},$ с^{-1}	n
АМгб	0,20	1,4	5,0	0,1	26	2,28	1,0	0	—	0
Be	0,36	3,3	1,0	0,143	160	5,0	1,0	156	$2 \cdot 10^3$	1
Cu	0,055	9,0	1,0	0,31	40	25,0	0,25	100	10^6	1
Ta	0,44	1,4	1,0	0,5	70	5,0	0,5	0	—	0
^{238}U	0,4	3,1	1,0	0,154	85	5,0	70,0	250	10^6	2

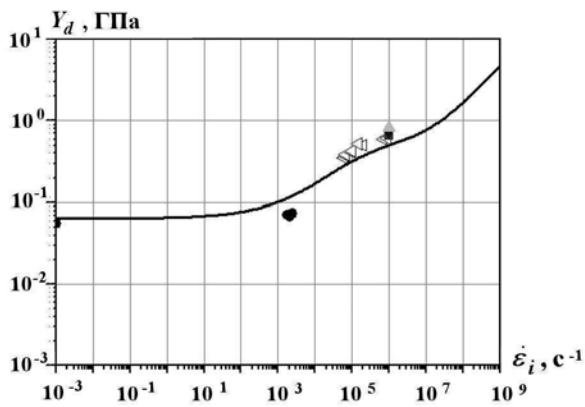


Рис. 7. Зависимость динамического предела текучести от скорости деформации меди: — — расчет по формулам (8)–(10) при $\varepsilon_i = 0,002$; • — эксперимент [11]; ▼, ▲, ■ — эксперимент [26]; ◁ — эксперимент [27]

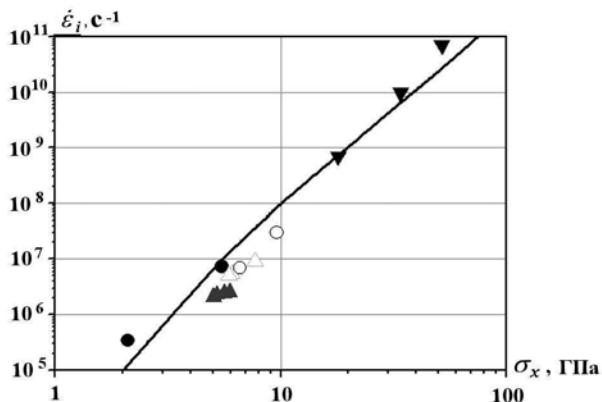


Рис. 8. Зависимость скорости деформации меди от интенсивности нагружения во фронте УВ: — — расчет по формулам (8)–(10); • — эксперимент [25]; ◦ — эксперимент [28]; ▲, △ — эксперимент [29]; ▼ — эксперимент [30]

Сравнение с экспериментальными данными

Определение предела текучести при высоких давлениях непосредственно из экспериментов, как правило, невозможно. В известных авторам экспериментальных методиках измеряется чувствительная к сдвиговой прочности величина. Предел текучести в исследованной области деформирования вычисляется с использованием расчетно-экспериментального метода, суть которого заключается в следующем.

При заданной физической и математической форме определяющего уравнения путем сопоставления опытных и расчетных результатов

осуществляется выбор или корректировка численных параметров математической модели, при которой обеспечивается адекватное описание расчетом первичных экспериментальных данных. Чем шире класс используемых для тестирования экспериментов — от статических до ударно-волновых, тем точнее выбранная форма модели и параметры. Точность определенной таким образом сдвиговой прочности зависит от точности измеряемых в экспериментах параметров.

Для тестирования представленной модели использовались следующие экспериментальные данные: статические (σ, ε) -диаграммы сжатия; данные, полученные методами составного стержня Гопкинсона (ССГ) и Тейлора, измерением скоростей звука; результаты регистрации роста возмущений, затухания упругого предвестника, измерений ширины фронта УВ и др. Представить в статье описание моделью всех экспериментальных данных не представляется возможным. Ниже для рассматриваемых металлов приведены лишь отдельные, наиболее значимые результаты. Расчеты в одномерной и двумерной постановках проведены по численной методике ДРАКОН [31], в которую предварительно введена предложенная модель сдвиговой прочности рассматриваемых металлов. Исходная информация по экспериментальным данным указана в соответствующих ссылках.

Алюминиевый сплав АМг6. На рис. 9 представлены результаты моделирования экспериментальных данных, полученных методом ССГ для алюминиевого сплава АМг6 [32] при нормальной температуре и скорости деформирования $\dot{\varepsilon}_i \sim 10^3 \text{ с}^{-1}$. Применять модель алюминия рекомендуется с $\dot{\varepsilon}_i \sim 10^2 \text{ с}^{-1}$.

Расчетные и экспериментальные зависимости безразмерных конечных длин (L_f/L_0) , где L_f — конечная длина, L_0 — начальная длина) цилиндрических образцов из АМг6 от скорости их соударения о жесткую преграду, полученные методом цилиндров Тейлора [33, 34], показаны на рис. 10. Там же для сравнения показаны данные для алюминия АД1.

На рис. 11 показаны результаты описания с использованием представленной модели экспериментальных данных [35], полученных методом регистрации развития возмущений в алюминиевом сплаве АМг6 при квазиизэнтропическом нагружении до давления $P \sim 35 \text{ ГПа}$.

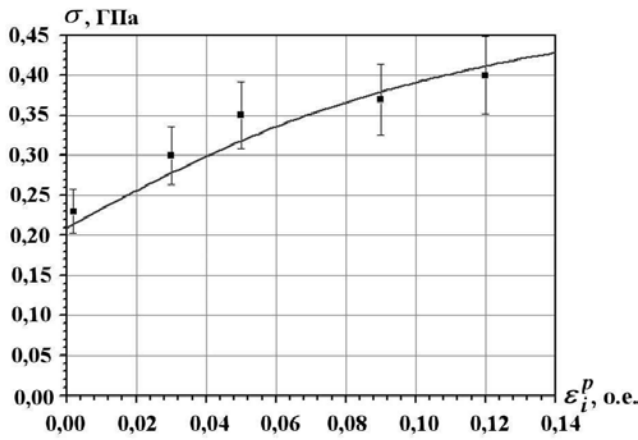


Рис. 9. Пластический участок (σ, ε_i) -диаграммы сжатия алюминиевого сплава АМг6 при $\dot{\varepsilon}_i \sim 10^3 \text{c}^{-1}$, $T = 293 \text{ К}$: — — расчет; ■ — эксперимент [32]

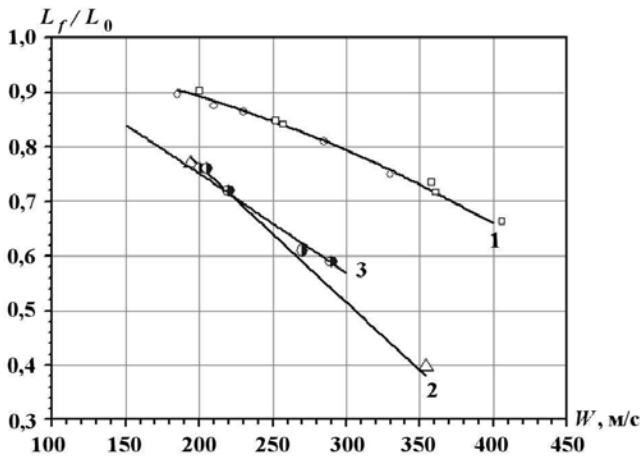


Рис. 10. Зависимости L_f/L_0 от скорости соударения W : 1 — АМг6, $T = 293 \text{ К}$; 2 — АМг6, $T = 725 \text{ К}$; 3 — АД1; — — расчет; маркеры — эксперимент

Бериллий. В работах [36, 37] приведены результаты исследования бериллия марок S200F, S200D и S200E с размером зерна от 11,4 до 27 мкм. Анализ имеющихся диаграмм сжатия показывает, что бериллий марки S200F с размером зерна от 11,4 мкм является довольно пластичным, особенно это проявляется при повышенных температурах и скоростях деформирования. Авторы работы [37] связывают данный эффект с появлением большого количества деформационных двойников, обнаруженных при микроструктурном анализе образцов после испытаний методом ССГ при нормальной температуре, деформации до 7% и скорости деформирования 1500c^{-1} . Все имеющиеся диаграммы

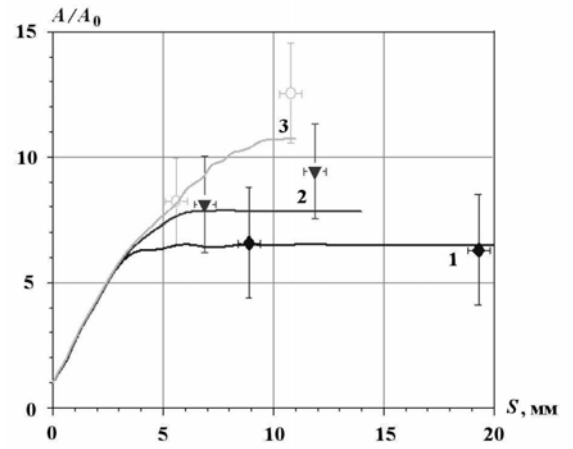


Рис. 11. Зависимости относительной амплитуды A/A_0 (A_0 — начальная амплитуда) возмущения от смещения S пластины алюминиевого сплава АМг6: 1 — $A_0 = 0,06 \text{ мм}$; 2 — $A_0 = 0,11 \text{ мм}$; 3 — $A_0 = 0,15 \text{ мм}$; — — расчет; маркеры — эксперимент

указывают на достаточно сложную зависимость поведения бериллия от скорости деформирования и температуры.

В РФЯЦ-ВНИИЭФ проведены испытания бериллия (марки В-1 без отжига) методом ССГ на сжатие при скорости деформирования 1550c^{-1} [38]. В работе [1] отмечено максимальное значение прочности при сжатии $Y_{\text{max}} = 1230 \text{ МПа}$, однако экспериментального подтверждения этого значения в [1] нет. На рис. 12 представлены результаты описания моделью имеющихся экспериментальных данных.

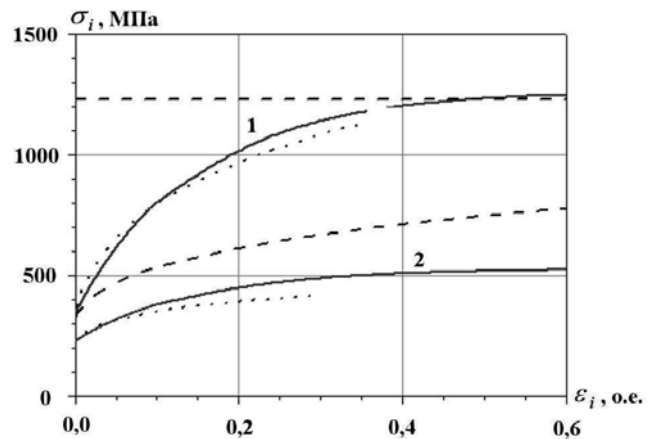


Рис. 12. (σ, ε) -диаграммы сжатия бериллия при $T = 20^\circ \text{C}$ (1) и $T = 300^\circ \text{C}$ (2) и скорости деформирования $\dot{\varepsilon}_i = 2 \cdot 10^{-4} \text{c}^{-1}$: — — расчет по (8); --- — расчет по модели Стейнберга [1]; ... — эксперимент [36]

Влияние деформации и ее скорости можно оценить из моделирования динамического деформирования одноосного сжатия цилиндров Тейлора [39]. В работе [40] (данные Ю. И. Мещерякова) зарегистрированы профили упругого предвестника и пластической волны при нагружении бериллия УВ. На рис. 13 приведены результаты расчетного описания экспериментальных данных из работы [40].

Расчетная и экспериментальная зависимости скорости деформации во фронте УВ от ее амплитуды приведены на рис. 14.

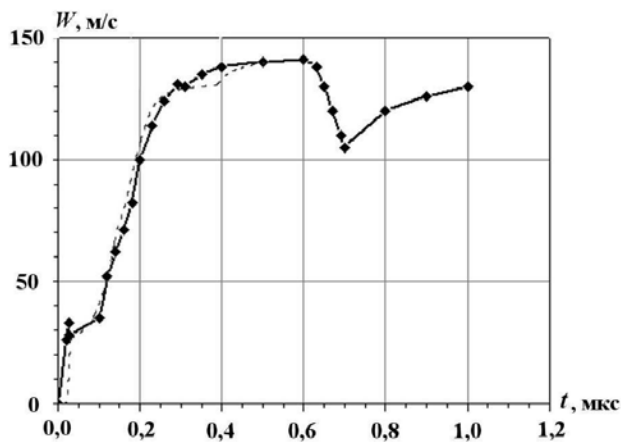


Рис. 13. Зависимость скорости свободной поверхности от времени для бериллия: - - - - расчет с использованием модели ($\Delta_{обр} = 3,96$ мм; $\Delta_{уд} = 1,88$ мм; $W = 147,3$ м/с; ударник из Д-16); —◆— эксперимент [40]

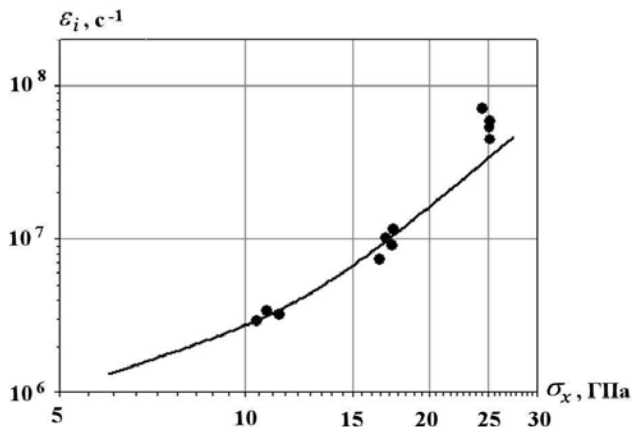


Рис. 14. Зависимость скорости деформации от амплитуды УВ для бериллия: — — расчет с использованием модели; • — эксперимент [25]

Медь. Тестирование модели прочности крупнокристаллической (размер зерна 110 мкм) меди марки М1 проведено на основании широкого класса экспериментальных данных [11, 25—29, 41—44]. На рис. 2, 3, 5—8 показаны некоторые результаты численного моделирования.

Результаты моделирования экспериментальных данных, полученных другими методами, можно найти в работах [10, 42—44].

Тантал. На рис. 15 (см. также цветную вкладку) приведены (σ, ϵ) -диаграммы сжатия крупнокристаллического тантала марки ТВЧ при нормальной температуре и разных скоростях деформации — от 10^{-3} до 10^3 с $^{-1}$. Из сравнения представленных результатов видно, что тантал в диапазоне скоростей деформаций от 0,001 до 800 с $^{-1}$ обладает сильной зависимостью предела текучести от скорости деформации. В целом зависимость предела текучести от скорости деформации в диапазоне скоростей деформации от 0,001 до 2000 с $^{-1}$ носит сложный характер [45].

В РФЯЦ-ВНИИЭФ [45] и в Лос-Аламосской национальной лаборатории (LANL) [46] методом Тейлора проведены исследования тантала при нормальной и повышенных температурах. На рис. 16 (см. также цветную вкладку) приведены экспериментальные результаты и результаты расчетов с использованием модели.

Параметры модели также определялись с использованием данных по затуханию упругого предвестника [47] или профиля скорости свободной поверхности (U) после нагружения танта-

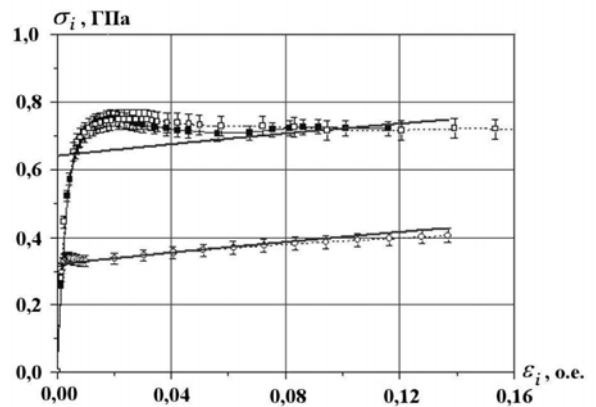


Рис. 15. (σ, ϵ_i) -диаграммы сжатия крупнокристаллического тантала при статическом и динамическом деформировании: — — расчеты; маркеры — эксперименты

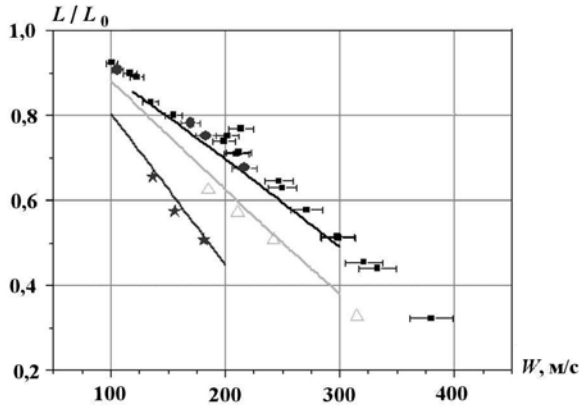


Рис. 16. Зависимости относительного изменения длины цилиндрических образцов от скорости соударения, полученные методом Тейлора: ■ — эксперимент LANL, $T = 293$ К; \triangle — эксперимент LANL, $T = 727$ К; * — эксперимент LANL, $T = 1290$ К; ● — эксперимент РФЯЦ-ВНИИЭФ, $T = 293$ К; —, — — расчеты ВНИИЭФ

ла, полученных с помощью лазерного интерферометра и методом развития возмущений.

Уран. В работе [48] представлены статические ($\dot{\epsilon} \approx 10^{-3} \text{ c}^{-1}$, $T_0 = 20^\circ \text{C}$) (σ, ϵ)-диаграммы сжатия и растяжения урана в исходном состоянии после предварительного ударно-волнового нагружения до давления ~ 20 , ~ 30 и ~ 40 ГПа. В LANL получены (σ, ϵ)-диаграммы сжатия обедненного урана при различных температурах ($T_0 = 20 \div 300^\circ \text{C}$) и скоростях деформирования ($\dot{\epsilon} \approx 10^{-3} \div 3,4 \cdot 10^3 \text{ c}^{-1}$) [49]. Эти диаграммы использовались при выборе параметров деформационного упрочнения урана.

С помощью лазерного интерферометра Фабри—Перо зарегистрированы скорости свободной поверхности урановых образцов различной толщины ($h = 0,5 \div 10$ мм) при нагружении ~ 17 ГПа [50]. Данные, полученные в работе [50], указывают на сложный и, скорее всего, гетерогенный характер деформирования урана. Это проявляется в реализации различной формы упругого предвестника в пределах лазерного пятна: от классической ступеньки до плавного спада интенсивности до 0 (рис. 17). Расчетные и экспериментальные данные по затуханию упругого предвестника приведены на рис. 18.

Для тестирования параметров модели урана также использовались экспериментальные данные, полученные методами схождения цилин-

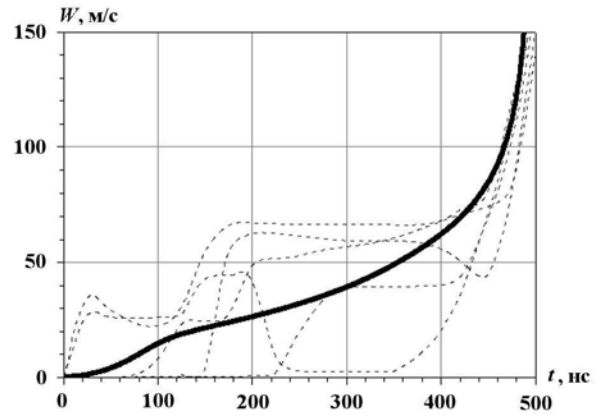


Рис. 17. Зависимости скорости свободной поверхности от времени для шести интерференционных линий, полученных в одном эксперименте, $h = 10$ мм: — — расчет; - - - — эксперимент [50]

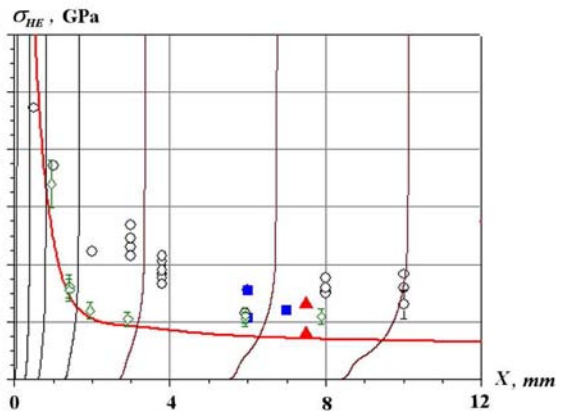


Рис. 18. Затухание упругого предвестника в ^{238}U : —, — — расчет; маркеры — эксперименты [50—52]

рических оболочек, регистрации развития возмущений при ударно-волновом и квазиизэнтропическом нагружении и регистрации скорости свободной поверхности ударно-нагруженных образцов.

Заключение

Описаны определяющие соотношения для расчетов деформации и сжатия пяти металлов — алюминиевого сплава АМг6, бериллия, меди М1, тантала марки ТВЧ, природного урана. Представлены аналитическая форма и параметры. Модель учитывает деформационное и компрессионное упрочнение, термическое разупрочнение, а также релаксацию упругого напряжения; в неявном виде она учитывает (через параметр

φ в уравнении (10)) сложную зависимость предела текучести от скорости деформации. Параметры и форма модели оттестированы по широкому классу экспериментальных данных, полученных различными методами. Точность вычисляемого предела текучести зависит от точности измеряемых в экспериментах параметров и составляет $Y_d \pm 20\%$, а область применимости модели определяется областью имеющих экспериментальных данных: $P \leq 100$ ГПа; $\dot{\epsilon}_i \leq 10^7 \text{с}^{-1}$.

Модель не учитывает процессы, связанные с изменением внутренней структуры при интенсивных нагрузках, и соответственно связанные с этим изменения механических свойств, такие как уменьшение размера зерна, образование двойников, гетерогенное разупрочнение и др. Тем не менее ее можно применять для расчета осредненных параметров течения.

Список литературы

1. *Steinberg D., Cochran S., Guinan M.* A constitutive model for metals applicable at high-strain rate // *J. Appl. Phys.* 1980. Vol. 51, No 3. P. 1496—1504.
2. *Steinberg D. J., Lund C. M.* A constitutive model for strain rates from 10^{-4} to 10^6s^{-1} // *Ibid.* 1989. Vol. 65. P. 1528—1536.
3. *Zerilli F. J., Armstrong R. W.* Dislocation-mechanics-based constitutive relation for material dynamics calculation // *Ibid.* 1987. Vol. 61, No 5. P. 1816—1825.
4. *Гилман Дж. Дж.* Динамика дислокаций и поведение материалов при ударном воздействии // *Механика.* 1970. № 2. С. 96—134.
5. *Steinberg D., Sharp R.* Interpretation of shock data for beryllium and uranium with elastic-viscous-plastic constitutive model // *J. Appl. Phys.* 1981. Vol. 52, No 8. P. 5072—5083.
6. *Swegle J., Gready D.* Calculation of thermal trapping in shear bands // *Metallurgical Application of Shock-Wave and High-Strain Rate Phenomena.* New-York and Basel, 1986. P. 705—722.
7. *Мейерс М. А., Мурр Л. Е.* Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов. М.: Металлургия, 1984.
8. *Эпштейн Г. Н.* Строение металлов, деформированных взрывом. М.: Металлургия, 1988.
9. *Раевский В. А., Подурец А. М., Ханжин В. Г. и др.* Двойниковые структуры в меди после ударного и безударного высокоскоростного деформирования // *Тр. междунац. конф. "IX Харитоновские науч. чтения"*. Саров: РФЯЦ-ВНИИЭФ, 2007. С. 424—428.
10. *Глазков В. С., Игнатова О. Н., Малышев А. Н. и др.* Метод исследования особенностей высокоскоростного деформирования металлов на микро- и мезомасштабных уровнях // *Физическая мезомеханика.* 2010. Т. 13, № 3. С. 61—68.
11. *Новиков С. А., Игнатова О. А., Кошатов Е. В. и др.* Исследование поведения меди с различным размером зерна при динамическом деформировании. // *Изв. Российской академии ракетных и артиллерийских наук.* 2004. № 4(41). С. 102—108.
12. *Низовцев П. Н., Раевский В. А., Игнатова О. Н.* Феноменологическая модель высокоскоростного деформирования, учитывающая гетерогенное деформирование металлов // *Труды РФЯЦ-ВНИИЭФ.* 2004. № 7. С. 318—329.
13. *Альтшулер Л. В., Брусникин С. Е.* Уравнение состояния сжатых и нагретых металлов // *Теплофизика высоких температур.* 1987. № 1. С. 42—51.
14. *Жерноклетов М. В., Зубарев В. Н., Трунин Р. Ф., Фортвов В. Е.* Экспериментальные данные по ударной сжимаемости и адиабатическому расширению конденсированных веществ при высоких плотностях энергии. Черногловка, 1996.
15. *Зиновьев В. Е.* Теплофизические свойства металлов при высоких температурах. Справочник. М.: Металлургия, 1989.
16. *Marsh S. P.* LASL Shock Hugoniot Data. University of California Press, 1979.
17. *Hayes D., Hixson R. S., McQueen R. G.* High pressure elastic properties, solid-liquid phase boundary and liquid equation of state from release wave measurements in shock-loaded copper // *Proc. of Int. Conf. "Shock Compression of Condensed Matter-1999"*. Snowbird, June 27 — July 2. P. 483—487.
18. *Rudin S. P., Jones M. D.* First-principles-based thermodynamic description of solid

- copper using the tight-binding approach // Phys. Rev. 2002. В 65. P. 235114.
19. Peng J., Jing F., Li D. Pressure and temperature dependence of shear modulus and yield strength for aluminum, copper, and tungsten under shock compression // J. Appl. Phys. 2005. Vol. 98. P. 013508.
 20. Reinhart W. D., Asay J. R., Chhabildas L. C., Alexander C. S. Investigation of 6061-T6 aluminum strength properties to 160 GPa // Proc. of Int. Conf. "Shock Compression of Condensed Mater-2009". Nashville, June 28 — July 3, 2009. P. 977—980.
 21. Legrand Ph., Robert G. First-principles thermoelasticity of beryllium // Ibid. P. 513—516
 22. Орленко Л. П. Физика взрыва. Т. 2. М.: Физматлит, 2002.
 23. Годунов С. К., Роменский Б. И. Нестационарные уравнения нелинейной теории упругости в эйлеровых координатах // ПМТФ. 1972. № 6. С. 124—144.
 24. Лебедев А. И., Игонин В. В., Низовцев П. Н. и др. Исследования неустойчивости свободной поверхности твердых тел при ударно-волновом нагружении // Труды РФЯЦ-ВНИИЭФ. 2001. Вып. 1. С. 590—597.
 25. Swegle J. W., Grady D. E. Shock viscosity and the prediction of shock wave rise times // J. Appl. Phys. 1985. Vol. 58(2). P. 692—701.
 26. Wang Z., Beyerlein I., LeSar R. Plastic anisotropy of FCC single crystals in high-rate deformation // 8th World Congress on Computational Mechanics. Venice, Italy. June 30 — July 5, 2008.
 27. Tong W., Clifton R., Huang S. Pressure-shear impact investigation of strain rate theory effects in oxygen-free high-conductivity copper // J. Mech. Phys. Solids. 1992. Vol. 40. P. 1251—1294.
 28. Разорёнов С. В., Канель Г. И. Измерение ширины фронта ударной волны в меди // Механика быстро протекающих процессов. Новосибирск, 1984.
 29. Гаркушин Г. В., Разорёнов С. В., Игнатова О. Н. Влияние внутренней структуры меди М1 на упругопластические и прочностные свойства при ударно-волновом нагружении // Деформация и разрушение материалов. 2008. № 4. С. 38—43.
 30. Jarmakani H., McNaney J. M., Kad B. et al. Dynamic response of single crystalline copper subjected to quasi-isentropic, gas-gun driven loading // Mat. Sci. and Eng. 2007. A 463. P. 249—262.
 31. Абакумов А. И., Низовцев П. Н., Певницкий А. В., Соловьев В. П. Программный комплекс ДРАКОН для расчета упругопластических течений при ударно-волновом нагружении в двумерном и трехмерном приближении // IV Забабахинские чтения. Доклады межд. конф. Снежинск, 1995. С. 227—228.
 32. Пушков В. А., Синицын В. А., Глушак Б. Л. и др. Динамическое деформирование алюминиевого сплава АМг6 при нормальной и повышенной температурах // ПМТФ. 2000. Т. 41, № 6. С. 139—143.
 33. Глушак А. Б., Новиков С. А. Сопротивление металлов пластической деформации при высокоскоростном сжатии // Химическая физика. 2000. Т. 19, № 2. С. 65—69.
 34. Jones S., Jills P., Foster J. On the equation of motion of the underformed section of a Taylor impact // J. Appl. Phys. 1987. Vol. 61, No 2. P. 499 — 502.
 35. Lindquist M. J., Graham, Cavallo R. M. et al. Aluminium Rayleigh-Taylor strength measurements and calculation // 10th Int. Workshop on the Physics of Compressible Turbulent Mixing. Paris, July 2006. P. 89—94.
 36. Montoya D., Naulin G., Ansart J. P. Comportement dynamique d'une nuance de beryllium // 3rd Int. Conf. on Mechanical and Physical Behaviour of Materials under Dynamic Loading. Journal de Physique. 1991. IV. P. 3—27.
 37. Blumenthal W. R., Abeln S. P., Cannon D. D. et al. Influence of strain rate and temperature on the mechanical behavior of beryllium // Proc. of Shock Compression of Condensed Matter. 1997. P. 411—414.
 38. Батяков Ю. В., Большаков А. П., Глушак Б. Л. и др. Деформационные и прочностные характеристики бериллия при высоких скоростях нагружения (обзор). М.: ЦНИИАтоминформ, ВНИИЭФ, 1990.

39. *Wilkins M. L., Guinan M. W.* Impact of cylinders on rigid boundary // *J. Appl. Phys.* 1973. Vol. 44. P. 1200—1206.
40. *Мещеряков Ю. И., Булатов В. П.* Исследование динамической прочности и пластичности поликристаллического бериллия. М.: Институт проблем машиноведения РАН, 2001.
41. *Глазков В. С., Игнатова О. Н., Малышев А. Н. и др.* Метод исследования особенностей высокоскоростного деформирования металлов на микро- и мезомасштабных уровнях // *Физическая мезомеханика.* 2010. Т. 13, № 3. С. 61—68.
42. *Игнатова О. Н., Каганова И. И., Малышев А. Н. и др.* Влияние ударно-волнового нагружения на внутреннюю микроструктуру и механические свойства мелкозернистой меди // *ФГВ.* 2010. Т. 46. № 6. С. 1—6.
43. *Lebedev A. I., Nizovtsev P. N., Rayevsky V. A., Soloviev V. P.* Rayleigh-Taylor instability in Strong Media. Experimental Study // *Proc. of 5th Int. Workshop on the Physics of Compressible Turbulent Mixing.* New York, July 18—21, 1995. P. 231—236.
44. *Raevsky V. A., Aprelkov O. N., Ignatova O. N. et al.* Development of wide-range constitutive equations for calculations of high-rate deformation of metals // *Int. Conf. "New models and hydrocodes ..."*. Paris, May 23—28, 2010.
45. *Аниськин М. В., Игнатова О. Н., Каганова И. И. и др.* Механические свойства тантала с различной микроструктурой при высокоскоростном деформировании // *Физическая мезомеханика.* 2010. Т. 13, № 4 С. 65—71.
46. *Gust W.* High impact deformation of metal cylinders at elevated temperatures // *J. Appl. Phys.* 1982. No 5. P. 3566.
47. *Gills P., Hage K., Wasley R.* Elastic precursor decay in tantalum // *Ibid.* 1971. Vol. 42, No 5. P. 2145—2146.
48. *Андреева М. А., Большаков А. П., Игнатова О. Н.* Исследование механических свойств урана U-238 с различной исходной структурой при скорости деформирования 10^{-3} — 10^3 1/с // *Физическая мезомеханика.* 2010. Т. 13, № 1. С. 107—112.
49. *Blumenthal W. R., Cerreta E. K., Dennis-Koller D. et al.* Recent dynamic strength testing of uranium // *7th Int. Workshop on the Fundamental Properties of Plutonium.* RFNC-VNIIEF. Sarov, Russia, June 25-29, 2007.
50. *Федоров А. В., Михайлов А. Л., Финюшин С. А. и др.* Регистрация дисперсии скорости упругой волны в природном уране // *Тр. межд. конф. "VII Харитоновские темат. науч. чтения"*. Саров, 14—18 марта 2005 г. С. 408—415.
51. *Большаков А. П., Квасков Г. А., Новиков С. А. и др.* Механические свойства урана при квазистатическом и ударно-волновом нагружении: Препринт № 54. Саров: РФЯЦ-ВНИИЭФ, 1997.
52. *Gredy D. E.* Steady-wave risetime and spall measurements on uranium (3—15 GPa) // *Metallurgical Application of Shock-Wave and High-Strain-Rate Phenomena / Ed. L. E. Murr, K. P. Standhammer, M. A. Meyers.* New-York and Basel, 1986. P. 703—804.

Статья поступила в редакцию 16.06.11