

УДК 539.4

ЭНЕРГЕТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ УПРОЧНЕНИЯ МЕТАЛЛОВ

О. Н. Игнатова, В. А. Раевский
(РФЯЦ-ВНИИЭФ)

На основании гипотезы Бейли о связи деформационного упрочнения с упругой энергией дефектов кристаллической решетки предлагается энергетическая модель сдвиговой прочности, учитывающая величину и скорость пластической деформации, а также разупрочнение, связанное с температурным отжигом и аннигиляцией дислокаций. Предполагается, что накопление упругой энергии дефектов определяется пластической работой, совершаемой при деформации. Предложенная модель вполне адекватно согласуется с имеющимися экспериментальными данными для меди до $P = 70$ ГПа, для алюминия до $P = 10$ ГПа, для тантала до $P = 20$ ГПа.

Ключевые слова: прочность, модель, упрочнение, деформация, ударная волна.

Введение

Влияние характера деформирования на структуру и механические свойства металлов исследуется несколько десятилетий. В работах [1, 2] обнаружено увеличение прочности металлов при ударно-волновом нагружении, и это объясняется быстрым ростом плотности дислокаций и двойников за фронтом ударной волны (УВ). Исследования детального изменения микроструктуры в работах [3–5] проводили с использованием электронного микроскопа и рентгеновского дифрактометра. В этих работах, а также в других показано, что упрочнение металлов при деформировании связано со структурными изменениями, а именно с увеличением плотности дислокаций [6–10], уменьшением размеров зерен [6, 11, 12], а при высокой скорости деформирования — с появлением микродвойников [7–10]. Это позволило построить общую картину образования дефектов после высокоскоростного нагружения в твердых материалах. Основным результатом проводимых исследований явилось установление зависимости конечных механических свойств от плотности образовавшихся дефектов [13–15].

В работе [16] в калориметрических измерениях определена запасенная энергия дефектов (W^E) и вычислена сдвиговая прочность после УВ-нагружения на основании гипотезы Бейли [17]. Расчеты неплохо описали эксперименты для ме-

ди и никеля. Однако в работе [16] нет аналитических соотношений для вычисления упругой энергии дефектов через пластическую работу деформирования, а также не учитывается температурный отжиг при УВ-нагружении, который может значительно изменить конечное состояние металлов.

Основной целью данных исследований является построение соотношений между пределом текучести металлов и пластической работой, которая происходит при деформации, как при статическом деформировании, так и при УВ-нагружении. При этом удастся учесть отжиг при увеличении температуры.

Упрочнение металлов при деформировании

Для отожженных чистых металлов (Cu, Al и др.), имеющих ГЦК-кристаллическую решетку, деформационное упрочнение может быть довольно высоким (в 5–7 раз). В большинстве таких металлов упрочнение зависит не только от пластической деформации, но и от ее скорости. Так, например, чистая медь после нагружения УВ интенсивностью выше 30 ГПа при скорости деформации $\dot{\epsilon} > 10^7 \text{с}^{-1}$ упрочняется в 5–6 раз, до достижения значения $\sigma_{0,2} \sim 300 \div 400$ МПа [18]. Этот эффект связан с интенсивной генерацией дислокаций и двойни-

ков при высокоскоростном УВ-деформировании. Здесь следует отметить, что упрочнение в 5–6 раз достигается и при медленном деформировании (скорость деформации $\dot{\varepsilon} \sim 10^{-3} \text{с}^{-1}$), но деформация при этом должна быть более 100 %.

Однако, кроме высокой скорости деформирования, в сильных УВ реализуются и высокие температуры, при которых может происходить отжиг дефектов и *возврат* прочностных свойств до исходного состояния.

На рис. 1–3 приведены $(\sigma_i, \varepsilon_i)$ -диаграммы сжатия алюминия (99,99 %) [10], меди (марка М1, 99,9 %) [18] и тантала (99,9 %) [19], полученные в условиях квазистатического деформирования образцов в исходном состоянии и после предварительного УВ-нагружения. Полная деформация при УВ-нагружении и разгрузке рассчитывается по формуле $\varepsilon_i = \frac{4}{3} \ln \delta = \frac{4}{3} \ln \frac{\rho}{\rho_0}$, где $\delta = \rho/\rho_0$; ρ_0, ρ — соответственно начальная и максимальная плотности при УВ-нагружении.

Из рис. 1–3 видно, что для алюминия и меди, имеющих ГЦК-решетку, происходит ускорение упрочнения металла после УВ-нагружения. Это характеризуется увеличением условного предела текучести по сравнению с аналогичной характеристикой, реализующейся при медленном квазистатическом нагружении. Дополнительное упрочнение происходит за счет генерации большего количества дислокаций и микродвойников, которые увеличивают границы, препятствующие движению дислокаций. Для тантала, имеющего ОЦК-решетку, в исследованной

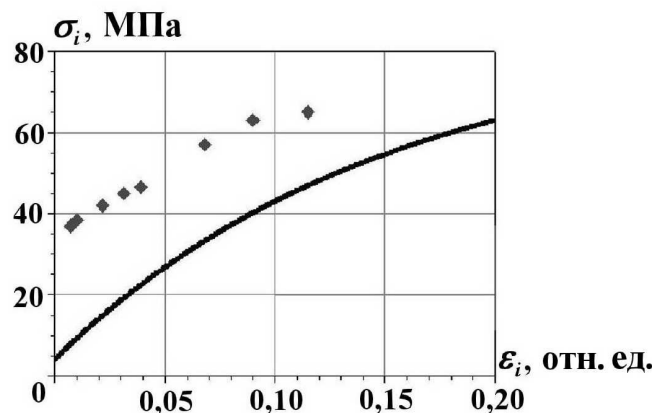


Рис. 1. $(\sigma_i, \varepsilon_i)$ -диаграммы сжатия алюминия при $T_0 = 293 \text{ К}$ и $\dot{\varepsilon}_i \approx 10^{-3} \text{с}^{-1}$, до и после различного предварительного УВ-нагружения ($\sigma_x = 0,4 \div 8 \text{ ГПа}$) [10]: — Al-1100; \blacklozenge — УВ

области УВ-нагружения ($P < 20 \text{ ГПа}$) такого упрочнения не наблюдается [19].

Таким образом, описание упрочнения металлов должно учитывать характер деформирования — величину и скорость деформации. Построение такой модели является сложной задачей. Однако возможен упрощенный подход, основанный на энергетической теории Бейли [17]. Согласно [17] упрочнение обусловлено интегральной энергией W^E дефектов кристаллов — дислокаций, границ зерен, двойников и др. Как показывают исследования, для каждого металла существует предельное упрочнение,

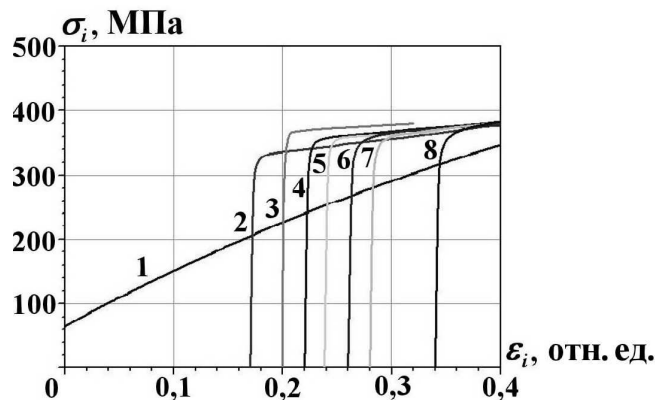


Рис. 2. $(\sigma_i, \varepsilon_i)$ -диаграммы сжатия меди при $T_0 = 293 \text{ К}$ и $\dot{\varepsilon}_i \approx 10^{-3} \text{с}^{-1}$, до и после различного предварительного УВ-нагружения [18]: 1 — исходное состояние; 2 — $\sigma_x = 25 \text{ ГПа}$; 3 — $\sigma_x = 30 \text{ ГПа}$; 4 — $\sigma_x = 35 \text{ ГПа}$; 5 — $\sigma_x = 40 \text{ ГПа}$; 6 — $\sigma_x = 45 \text{ ГПа}$; 7 — $\sigma_x = 50 \text{ ГПа}$; 8 — $\sigma_x = 70 \text{ ГПа}$

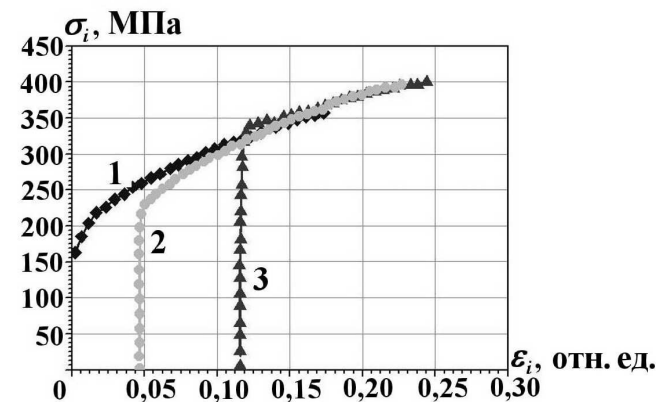


Рис. 3. Квазистатические кривые *напряжение-деформация* отожженного тантала в исходном состоянии (1) и после нагружения УВ амплитудой 7 ГПа (2) и 20 ГПа (3) при комнатной температуре [19]

одинаковое для различных режимов деформирования. А значит, существует и предельная плотность энергии дефектов W_{\max}^E . Величина W_{\max}^E при увеличении температуры уменьшается вследствие отжига.

Исходные предпосылки

Таким образом, упрочнение, а следовательно, и предел текучести Y_S могут быть выражены как [17]

$$Y_S = Y_0 + \alpha G |\vec{b}| (W^E)^{1/2}, \quad (1)$$

где α — константа; G — модуль сдвига; \vec{b} — вектор Бюргера.

В работе [16] на основании (1) рассчитано упрочнение и конечная прочность при УВ-нагрузении. На основании калориметрических измерений определены упругая энергия дефектов металлов после УВ-нагружения, а также соотношения, выражающие сохранение энергии. После полного цикла УВ — разгрузка в [16] предполагалось, что изменение тепловой энергии W^T и запасенная энергия дефектов W^E в сумме равны работе пластического деформирования:

$$W^T + W^E = A^P, \quad (2)$$

а соотношения между величинами выражались через коэффициент термического компонента пластической работы γ :

$$W^T = \gamma A^P; \quad W^E = (1 - \gamma) A^P. \quad (3)$$

Согласно [16] γ изменяется от 0,9 до 1, а $(1 - \gamma)$ — соответственно от 0,1 до 0. Расчеты неплохо описали эксперименты для меди и никеля при низких давлениях.

В то же время следует отметить, что уравнения (2) и (3) недостаточно корректны при большой интенсивности УВ. Более общее соотношение для баланса энергии в цикле УВ — разгрузка имеет вид

$$W^T + W^E = A^P + A^M,$$

где A^M — работа внутреннего молекулярного трения во фронте УВ. В частности, в идеальном газе $W^T = A^M$.

Сама по себе идея работы [16] — связать накопленную энергию дефектов с работой пластического деформирования — представляется перспективной. Однако для того, чтобы это сделать, необходимо иметь корректную модель пластического течения, а также учесть влияние отжига при разогреве.

Основные соотношения

Следуя теории Бейли [17] и Грэйса [16], авторы также предполагают, что деформационное упрочнение металлов определяется только упругой энергией W^E , которая связана с накопившейся энергией при деформировании. Кроме того, можно предположить, что в отсутствие отжига энергия дефектов и упрочнение являются функциями только пластической работы деформирования и не зависят от характера и скорости деформирования.

Для проверки этой гипотезы на рис. 4 приведены зависимости предела текучести алюминия, меди и тантала от работы пластической деформации для двух крайних режимов нагружения — квазистатического и УВ. Расчеты A^P проведены с учетом сжимаемости [20] этих металлов и с использованием релаксационной модели прочности [21], учитывающей увеличение интенсивности напряжения с ростом скорости деформирования:

$$\dot{Y}_d = 3G\dot{\epsilon}_i - \frac{Y_d - Y_S}{\tau}, \quad (4)$$

где $\dot{\epsilon}_i$ — скорость деформации; G — модуль сдвига; Y_d — эффективный предел текучести в данный момент времени; Y_S — стационарный предел текучести, реализующийся в данном состоянии (P, T) вещества при $\dot{\epsilon}_i = 0$; τ — время релаксации упругого напряжения ($\tau = f(\dot{\epsilon}_i, T, G)$).

Как следует из графиков в области малой работы деформирования $A^P \leq 20$ Дж/г, для УВ- и квазистатического режимов зависимости $Y_S(A^P)$ достаточно близки, что подтверждает гипотезу. Однако при достаточно большой работе деформирования $A^P \geq 40$ Дж/г для меди заметно отклонение зависимости $Y_S(A^P)$ при УВ-нагружении от зависимости, полученной при медленном деформировании. Этот эффект связан с разогревом меди в УВ и отжигом. Так, при $A^P \sim 40$ Дж/г температура в УВ достигает $T \sim 400$ °С, что близко к температуре отжига меди. Таким образом, при увеличении пластической работы возможно уменьшение запасенной упругой энергии и снижение прочности.

Для описания зависимости предела текучести от работы пластического деформирования, температуры и давления предлагается следующая упрощенная модель.

Стационарный предел текучести Y_S представим в виде

$$Y_S = Y_0 \left(1 + f(W^E) \right) \frac{G}{G_0}, \quad (5)$$

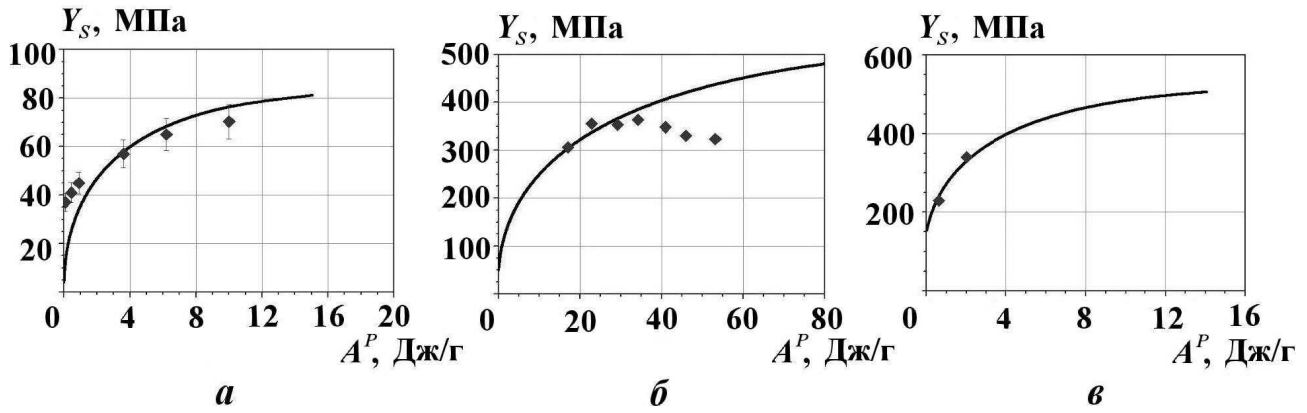


Рис. 4. Зависимости предела текучести от вычисленной работы пластического деформирования алюминия (а), меди (б), тантала (в) при статическом (—) и УВ-деформировании (◆)

где G_0 , G — значения модуля сдвига в начальном и текущем состоянии; Y_0 — начальный предел текучести, определяемый из статических экспериментов.

Используя соотношение (1), введем безразмерную величину

$$\omega = W^E \left(\frac{\alpha |\vec{b}| G}{Y_0} \right)^2,$$

пропорциональную упругой энергии дефектов.

Тогда с учетом (1) уравнение (5) запишется в следующей форме:

$$Y_S = Y_0 \left(1 + \omega^{1/2} \right) \frac{G}{G_0}. \quad (6)$$

Вид функции $\omega = f(A^P)$ не известен, однако известно, что изменение упрочнения пропорционально пластической работе и обратно пропорционально выделяемому при этом теплу. Кроме того, существует предельное значение упругой энергии ω_{\max} , определяющее предельное упрочнение.

В первом приближении функцию ω можно представить следующим уравнением релаксационного типа:

$$\dot{\omega}(t) = \frac{\dot{A}^P}{E_0} (\omega_{\max} - \omega) - \frac{\omega - \omega_a(\bar{T})}{\tau_a} \theta \left(\frac{\omega}{\omega_a} - 1 \right), \quad (7)$$

где $\omega_a(\bar{T})$ — зависимость предельного упрочнения от температуры, $\omega_{\max} = \omega_a(0)$, $\bar{T} = T/T_m$,

T , T_m — соответственно текущая температура и температура плавления в заданном напряженно-деформированном состоянии; τ_a — время температурного возврата; θ — функция Хэвисайда ($\theta = 0$ при $\omega < \omega_a$, $\theta = 1$ при $\omega \geq \omega_a$); E_0 — параметр. Первая часть уравнения (7) описывает упрочнение материалов, связанное с увеличением дефектов при деформировании, вторая — температурный отжиг дефектов и возврат плотности дефектов к максимально возможной при данной температуре $\omega_a(\bar{T})$. Работа пластического деформирования приближенно может быть рассчитана по уравнению

$$\dot{A}^P = Y_d \dot{\epsilon}_i,$$

где Y_d выражается уравнением (4).

В первом приближении зависимость времени релаксации τ_a и упрочнения от температуры можно представить в виде аналитических функций, например:

$$\tau_a = \tau_0 e^{\bar{T}_0/\bar{T}}; \quad (8)$$

$$\omega_a(T) = \begin{cases} \omega_{\max} \left[1 - \left(\frac{\bar{T}}{\bar{T}_{an}} \right)^{n_2} \right], & \bar{T} \leq \bar{T}_{an}; \\ 0, & \bar{T} > \bar{T}_{an}, \end{cases} \quad (9)$$

где τ_0 , \bar{T}_0 , n_2 — постоянные; $\bar{T}_{an} = T_{an}/T_m$, T_{an} — температура отжига, равная для большинства металлов $(0,35 \div 0,45) T_m$. Качественный вид зависимостей (8), (9) показан на рис. 5.

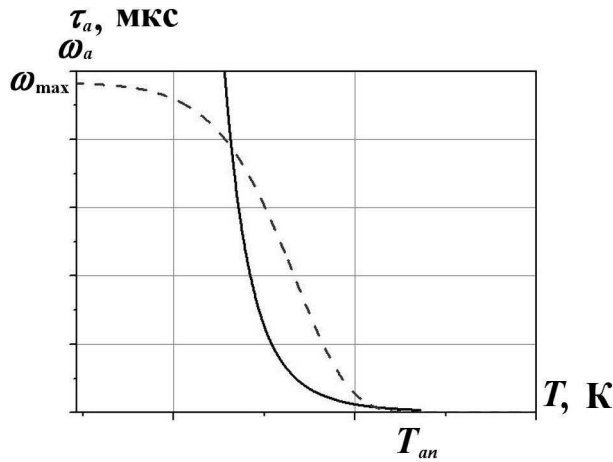


Рис. 5. Зависимости τ_a (—) и ω_a (---) от температуры

Сравнение с экспериментом

С использованием соотношений (4)–(9) проведены расчеты конечной прочности после УВ-нагружения крупнокристаллической меди до давлений ~ 70 ГПа. Известно, что при медленном деформировании медь упрочняется с ~ 55 до ~ 500 МПа, примерно в 10 раз, а отжиг происходит при $T_{an} \sim (0,3 \div 0,5)T_m$. В расчетах использованы значения $\omega_{max} = 9,1^2 = 82,8$; $\bar{T}_{an} = 0,42$. Время термической релаксации τ_a можно оценить из экспериментов по исследованию влияния времени действия УВ ($t_{УВ}$) на конечную прочность. Так, при $P = 65 \div 70$ ГПа и $t_{УВ} < 1$ мкс $Y_S = 323$ МПа, в случае времени действия $t_{УВ} > 2$ мкс уже $Y_S = 172$ МПа. В уравнении (8) $\tau_0 = 2 \cdot 10^{-6}$ с.

На рис. 6 приведены результаты расчетов с использованием энергетической модели (4)–(9) в сравнении с экспериментальными данными конечной прочности меди после УВ-нагружения до давлений $P = 70$ ГПа и разного времени действия: $t_{УВ} < 1$ мкс и $t_{УВ} > 2$ мкс.

Заключение

В работе предложена приближенная энергетическая модель упрочнения металлов. Предполагается, что деформационное упрочнение металлов определяется только упругой энергией дефектов, накопившихся при деформировании. Сделано предположение, что энергия дефектов и упрочнение определяются пластической работой деформирования и температурой и в явном виде не зависят от характера деформирования.

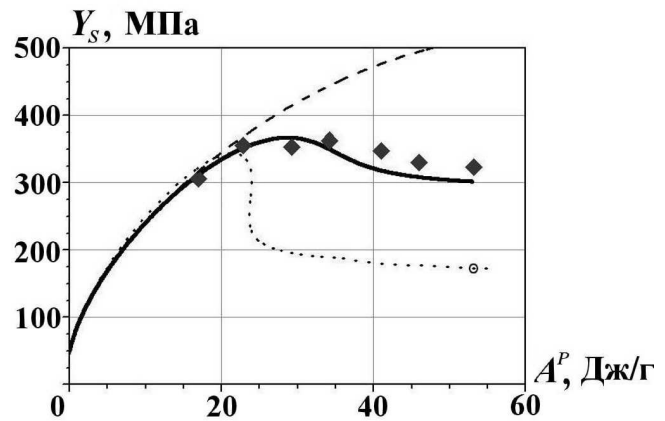


Рис. 6. Расчетные и экспериментальные зависимости предела текучести от вычисленной работы пластического деформирования меди после УВ-деформирования до давлений $P = 70$ ГПа разного времени действия: --- расчет по (7) без учета температурной релаксации ($\tau_a = \infty$); — расчет по (7) с учетом температурной релаксации, $\tau_a = 1$ мкс; ... — расчет по (7) с учетом температурной релаксации, $\tau_a = 2$ мкс; \blacklozenge — эксперимент при $t_{УВ} \sim 0,7$ мкс; \circ — эксперимент при $t_{УВ} > 2$ мкс

Предложены зависимости предела текучести от пластической работы. Модель учитывает упрочнение, связанное с накопившимися в результате деформирования дефектами, и отжиг в результате высоких температур, реализованных в сильных УВ. Предложенная модель вполне адекватно согласуется с имеющимися экспериментальными данными для меди до $P = 70$ ГПа, алюминия до $P = 10$ ГПа, тантала до $P = 20$ ГПа.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 08–02–00087a) и научной школы (код проекта – НШ-1307.2008.1).

Список литературы

1. George J. On electron microscope investigation of explosively loaded copper // Phil. Mag. 1967. Vol. 15 (135). P. 497–506.
2. Dieter G. E. Response of Metals to High Velocity Deformation. N.-Y.: Interscience Publishers, Inc, 1961. Vol. 9. P. 409–445.
3. Larouche S., Marsh E. T., Mikkola D. E. Strengthening effects of deformation twins and

- dislocations introduced by short duration shock pulses in Cu-8.7Ge // Metallurgical Transactions. 1981. Vol. 12 (10). P. 1777—1785.
4. Schafner E., Steiner G. et al. Lattice defect investigation of ECAP-Cu by means of X-ray line profile analysis, calorimetry and electrical resistometry // Material Sci. and Eng. 2005. Vol. 410—411. P. 169—173.
 5. DeAngelis R. J., Cohen J. B. Deformation Twinning. N.-Y.: Gordon and Breach Publishers, 1964. Vol. 25. P. 430—464.
 6. Валиев Р. З., Александров И. В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М.: Академкнига, 2007. С. 398.
 7. Мейерс М. А., Мурр Л. Е. Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов. М.: Металлургия, 1984. С. 512.
 8. Раевский В. А., Подурец А. М., Ханжин В. Г. и др. Двойниковые структуры в меди после ударного и безударного высокоскоростного деформирования // Тр. междунар. конф. «IX Харитоновские научные чтения». Саров: РФЯЦ-ВНИИЭФ, 2007. С. 424.
 9. Эпштейн Г. Н. Строение металлов, деформированных взрывом. М.: Металлургия, 1980.
 10. Свенсон Т. Образование дислокаций в чистом алюминии при квазистатическом и ударном нагружении. Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов: Пер. с англ. / Под ред. М. А. Мейерса, Л. Е. Мурра. М.: Металлургия, 1984. С. 64.
 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).
 12. Mishra A., Martin M., Meyers A. M. et al. High-strain-rate response of ultra-fine-grained copper // Acta materialia. 2008. No 1.
 13. Valdre U., Hirsch P. B. Rearrangements of dislocations in stainless steel during electropolishing // Phil. Mag. 1963. Vol. 8. P. 237—245.
 14. Kressel H., Brown N. Lattice defects in shock-deformed and cold-worked nickel // J. Appl. Phys. 1967. Vol. 38. P. 1618.
 15. Grace F. I., Inman M. C., Murr L. E. Shock-induced deformed faults in 70/30 copper-zinc alloy // Brit. J. Appl. Phys. 1968. Vol. 1. P. 1437—1443.
 16. Grace F. I. Shock-wave strengthening of copper and nickel // J. Appl. Phys. 1969. Vol. 40, No 6. P. 2649.
 17. Bailey J. E. The dislocation density, flow stress and stored energy in deformed polycrystalline copper // Phil. Mag. 1963. Vol. 8. P. 223—236.
 18. Батюков Ю. В., Ведерникова И. И., Игнатова О. Н. и др. Влияние высокоскоростного нагружения на микроструктуру и динамические свойства меди // Тр. междунар. конф. «IX Харитоновские научные чтения». Саров: РФЯЦ-ВНИИЭФ, 2007. С. 435—440.
 19. Gray III G. T., Vecchio K.S. Influence of peak pressure and temperature on the structure property response of shock-loaded Ta and Ta-10W // Metallurgical and materials transactions A. 1995. Vol. 26A. P. 1—9.
 20. Жерноклетов М. В., Зубарев В. Н., Трунин Р. Ф., Фортков В. Е. Экспериментальные данные по ударной сжимаемости и адиабатическому расширению конденсированных веществ при высоких плотностях энергии. Черногловка, 1996.
 21. Glushak B. L., Ignatova O. N., Nadezhin S. S. et al. A phenomenological visco-elastic-plastic model for dynamic yield of M1 Cu account for grain size. N.-Y., Melville: SCCM, 2007. P. 649.

Статья поступила в редакцию 13.10.10.