

05

Локализация пластической деформации в процессе динамического канального углового прессования

© И.Н. Бородин,^{1,2} А.Е. Майер²

¹ Институт проблем машиноведения РАН,
199178 Санкт-Петербург, Россия

² Челябинский государственный университет,
454001 Челябинск, Россия
e-mail: elbor7@gmail.com

(Поступило в Редакцию 13 ноября 2012 г.)

Численно исследовано явление локализации пластического течения, существенное для получения ультрамелкозернистых металлов методами высокоскоростной интенсивной пластической деформации. Обнаружена как крупномасштабная локализация пластического течения, определяемая геометрией задачи, так и микроскопическая локализация, возникающая вследствие неустойчивости пластической деформации при прохождении по материалу ударной волны. Это явление предлагается для объяснения образования зерен нанокристаллических размеров, получаемых экспериментально методом динамического канального углового прессования.

Введение

В большинстве случаев динамического нагружения металлов пластическая деформация происходит неоднородно по объему материала, имеет место ее локализация в отдельных полосах сдвига шириной до нескольких сотен микрометров [1,2]. Причина неустойчивости пластического течения традиционно связывается с неоднородностью поля температур в процессе деформации, что приводит к локальному разупрочнению части материала. Экспериментально показано, что степень локализации возрастает с увеличением скорости деформации. Поэтому локализация играет существенную роль прежде всего при рассмотрении задач высокоскоростного соударения металлов, взрывных воздействий и пробивания металлических мишеней твердым ударником [3].

Одним из процессов, при котором интенсивная высокоскоростная пластическая деформация материала приводит к существенному изменению его дефектной подструктуры, является динамическое канально-угловое прессование (ДКУП) [4]. Методу ДКУП посвящен целый ряд публикаций последних лет [5–9]. По своей сути он аналогичен получившему широкое распространение методу равноканального углового прессования (РКУП) [10,11], но вместо медленного продавливания цилиндрической заготовки через угловую форму при помощи пресса [10] в методе ДКУП используется ее выстреливание из газовой пушки со скоростями 100–300 м/с [9]. В процессе прохождения заготовки через угловую форму происходит интенсивная пластическая деформация образца со скоростью деформации 10^3 – 10^5 с⁻¹. Увеличение скорости деформации по сравнению с медленными процессами РКУП приводит к новым особенностям процессов эволюции дефектной подструктуры металла и уникальным характеристикам образцов, получаемых в результате ДКУП [5,8,12]. Экспериментально были обнаружены две важные для практики особенности получаемой ультрамелкозернистой

структуры [8,12], которые отличают ее от структур, получаемых методами квазистатической деформации: во-первых, наличие в структуре мелких зерен с размером зерна менее 100 нм; во-вторых, хорошая стабильность получаемых мелкозернистых структур, которые не теряют своих свойств в течение длительного периода времени. Причины таких отличий получаемой методом ДКУП микроструктуры от структур, получаемых квазистатическими методами интенсивной пластической деформации, остаются дискуссионными.

До сих пор моделирование процесса динамического канального углового прессования проводилось в основном в рамках описания пластического течения на пределе текучести Мизеса без учета эволюции дислокационной подструктуры материала [13,14], что не позволяет изучать локализацию пластического течения. При этом проводилось как двумерное, так и трехмерное моделирование процесса деформации. Результаты расчетов показали, что двумерное приближение дает достаточно точные результаты, мало отличающиеся от трехмерного случая [13]. В настоящей работе проводится численное моделирование процесса ДКУП на основе дислокационной модели пластического течения [15], исследуется эволюция дефектной подструктуры металла в процессе деформации. Особое внимание уделено явлению локализации пластического течения как механизму деформации, изменяющему прочностные характеристики материала и приводящему к бимодальному виду распределения зерен по размерам.

1. Модель пластической деформации

Для моделирования пластической деформации металлических образцов и изучения эволюции плотности дислокаций в процессе ДКУП можно использовать систему уравнений механики сплошной среды с дефектами [15,16]. Данная система уравнений учитывает

релаксацию упругих напряжений в металле за счет образования и движения дислокаций и включает в себя уравнения для кинетики и динамики дислокаций, а также закон упрочнения Тэйлора, учитывающий упрочнение материала при увеличении плотности дислокаций. Ввиду больших скоростей деформации рассматривается надбарьерное скольжение дислокаций. В лагранжевых переменных эта система уравнений имеет вид

$$\frac{1}{\rho} \frac{d\rho}{dt} = \frac{\partial v_i}{\partial x_i}, \quad (1)$$

$$\rho \frac{dv_i}{dt} = \frac{\partial \sigma_{ik}}{\partial x_k}, \quad (2)$$

$$\rho \frac{du}{dt} = \sigma_{ik} v_{ik} + \frac{\partial q_i}{\partial x_i}, \quad (3)$$

$$\sigma_{ik} = -p(\rho, u)\delta_{ik} + s_{ik}, \quad (4)$$

$$\frac{ds_{ik}}{dt} = 2G \left[v_{ik} - \frac{1}{3} v_{ll} \delta_{ik} - \frac{dw_{ik}}{dt} \right]. \quad (5)$$

Здесь v_i — вектор скорости точек среды, σ_{ik} — тензор упругих напряжений в среде, u — удельная внутренняя энергия, $v_{ik} = 0.5(\partial v_i/\partial x_k + \partial v_k/\partial x_i)$ — тензор скоростей деформации среды, p — давление, δ_{ik} — дельта-символ Кронекера. Уравнение (1) представляет собой уравнение непрерывности, (2) — уравнение движения, (3) — закон сохранения внутренней энергии с учетом теплопроводности ($q_i = \aleph(\partial T/\partial x_i)$ — поток тепла), (4) — разложение тензора напряжений на сумму давления и девиатора напряжений, (5) — закон Гука для девиаторной части тензора напряжений, учитывающий пластическую релаксацию напряжений, где w_{ik} — тензор пластической деформации, возникающей при движении дислокаций.

Дислокации в кристалле могут быть охарактеризованы плоскостью скольжения, определяемой нормалью n_i и лежащим в плоскости скольжения вектором Бюргера b_i . В монокристалле число возможных комбинаций n_i и b_i конечно; индекс β пробегает все возможные комбинации n_i и b_i , которые будем называть группами дислокаций. Ансамбль дислокаций в каждой точке среды характеризуется скалярной плотностью ρ_D^β и скоростью V_D^β движения относительно вещества дислокаций данной группы. Под скалярной плотностью ρ_D^β дислокаций группы β понимается полная длина дислокационных линий с соответствующими векторами n_i и b_i в единице объема среды.

Изменение пластической деформации w_{ik} связано с движением дислокаций соотношением Орована [17]. Полное изменение пластической деформации получим как сумму изменений по всем группам [15]

$$\frac{dw_{ik}^D}{dt} = \frac{1}{2} \sum_{\beta} \rho_D^\beta (b_i^\beta n_j^\beta + b_j^\beta n_i^\beta) V_D^\beta. \quad (6)$$

Вектор скорости дислокаций лежит в плоскости скольжения. Для нахождения его модуля может быть записано

уравнение [18]

$$\frac{m_0}{[1 - (V_D^\beta/c_t)^2]^{3/2}} \frac{dV_D^\beta}{dt} = \left(F_D^\beta - \frac{b\sigma_y}{2} \sin(F_D^\beta) \right) - \frac{B_{ph} V_D^\beta}{[1 - (V_D^\beta/c_t)^2]^{3/2}}, \quad (7)$$

где m_0 — масса покоя дислокации, c_t — поперечная скорость звука, B_{ph} — коэффициент фононного трения, зависящий от температуры, σ_y — сопротивление движению дислокаций, $F_D^\beta = \sigma_{ik} n_i b_k$ — сила Питча–Келлера, действующая на единицу длины дислокации со стороны поля внешних механических напряжений [17]. Сопротивление движению дислокации определяется процессами торможения окружающими ее „дислокациями леса“, что выражается законом упрочнения Тэйлора [1]

$$\sigma_y = \sigma_y^0 + \alpha G b \sqrt{\rho_D}, \quad (8)$$

где σ_y^0 — сопротивление скольжению дислокаций, учитывающее сопротивление рельефа Пайерлса и упрочнение атомами примеси, α — константа междислокационного взаимодействия.

Для описания изменения плотности дислокаций будем использовать кинетическое уравнение, предложенное в [15] и обобщенное в работе [18]

$$\frac{d\rho_D^\beta}{dt} = Q^+ - k_a b |V_D^\beta| (\rho_D^\beta)^2 + \frac{\rho_D^\beta}{\rho} \frac{d\rho}{dt}, \quad (9)$$

где

$$Q^+ = (\eta_E/\varepsilon_D) \left\{ 2B_{ph} c_t^2 \left([1 - (V_D^\beta/c_t)^2]^{-1/2} - 1 \right) + b Y^\beta |V_D^\beta| \right\} \rho_D^\beta.$$

Здесь k_a — параметр аннигиляции, зависящий от температуры [19], ρ — плотность вещества. Плотности дислокаций в разных плоскостях скольжения при данном подходе эволюционируют независимо. Интенсивность источника генерации дислокаций определяется единственным эмпирическим параметром — отношением (η_E/ε_D) [15], который может быть подобран из сравнения с экспериментальными данными.

Для численного моделирования процессов деформации используется метод разделения по физическим процессам: на каждом временном шаге методом [20] решаются уравнения механики сплошной среды (1)–(4), в результате чего вычисляется макроскопическая деформация; затем решаются уравнения (7)–(9) для нахождения тензора пластической деформации (6), и методом Эйлера из (5) вычисляются девиаторы напряжений. Новые значения температуры находятся по широкодиапазонному уравнению состояния [21]. Подобный подход позволяет проводить моделирование высокоскоростной пластической деформации металлов в широком

диапазоне скоростей деформации. Результаты расчетов, полученных с использованием представленной модели, многократно проверялись [15,22] на экспериментах по соударению металлов, где показали хорошее качественное и количественное согласие с экспериментальными данными.

Для исследования локализации пластической деформации и оценки особенностей дефектной структуры, получаемой в результате ДКУП, необходимо провести численное моделирование данного процесса в рамках двумерной декартовой геометрии. Нами рассматривалось соударение медного образца диаметром 5 mm и длиной 16 mm с недеформируемым основанием угловой формы. Начальная скорость образца выбиралась равной 150 m/s, что сопоставимо с параметрами, используемыми в экспериментах [5–9]. Расчеты проводились на сетках размерами 100×50 и 250×100 расчетных ячеек.

2. Микроскопическая и макроскопическая локализации пластического течения на начальных стадиях процесса ДКУП

Существенный интерес с точки зрения особенностей зарождения и развития неоднородностей дефектной подструктуры представляют процессы, происходящие в первые несколько десятков микросекунд с начала деформирования. Как показывают расчеты, значимым оказывается момент столкновения образца с нижним основанием угловой формы, когда происходит формирование ударной волны и на неоднородностях зарождаются полосы локализованной пластичности.

На рис. 1 представлено распределение дислокаций по сечению меди, подвергнутому ДКУП, в момент времени $4.5 \mu\text{s}$ после соударения образца с основанием угловой формы. Хорошо видно распространение по образцу вверх ударной волны сложной формы, за фронтом которой происходит существенное увеличение плотности дислокаций в металле. Ударная волна распространяется по образцу в первые $10 \mu\text{s}$ процесса деформирования, что приводит к увеличению средней плотности дислокаций от 10^8 до 10^{10} cm^{-2} . После отражения от верхней свободной поверхности образца ударная волна быстро затухает. Это первоначальное увеличение средней плотности дислокаций является существенным отличием метода ДКУП от квазистатических методов РКУП и должно приводить к новым особенностям получаемой дефектной структуры материала. С точки зрения неоднородности процесса деформации при ДКУП можно выделить макроскопическую локализацию пластического течения, обусловленную конкретной геометрией угловой формы, и микроскопическую локализацию, имеющую более фундаментальную природу. Характерные размеры неоднородностей, связанных с первым механизмом, составляют миллиметры. На рис. 2 заметны

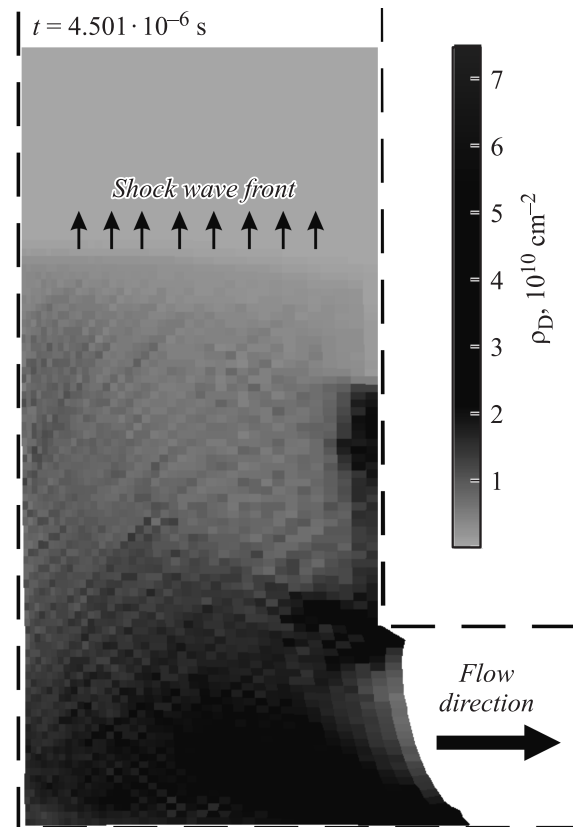


Рис. 1. Распределение дислокаций по сечению медного цилиндра ($d = 5 \text{ mm}$, $L = 16 \text{ mm}$) через $4.5 \mu\text{s}$ после его соударения с основанием угловой формы на скорости $V = 150 \text{ m/s}$. Начальная плотность дислокаций в материале 10^8 cm^{-2} .

области с повышенной плотностью дислокаций. Видно, что к моменту времени $25 \mu\text{s}$ материал уже однородно упрочнен прохождением по нему ударной волны и при прохождении образца через угловую форму наблюдается дальнейшее увеличение средней плотности дислокаций в материале до $3 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$. При этом, что более важно, должно происходить увеличение углов разориентировок границ, сформировавшихся в материале дислокационных ячеек до углов, соответствующих малоугловым границам зерен. Зная плотность дислокаций в материале, можно оценить средний размер зерен в получаемой мелкозернистой структуре [23]

$$d = \xi \rho_D^{-1/2}, \quad (10)$$

где коэффициент пропорциональности ξ зависит от формы зерен. Для случая равноосных зерен $\xi = 2.6$ [23] и для среднего размера зерна структуры, получаемой в результате одного прохода ДКУП, имеем оценку порядка 160 nm . При этом минимальный размер зерен должен составлять порядка 100 nm , что соответствует минимальным размерам зерен, получаемых квазистатическими методами. В результате процесса ДКУП в образце выделяются три макрополосы упрочнения металла: наибольшее упрочнение наблюдается у верхней

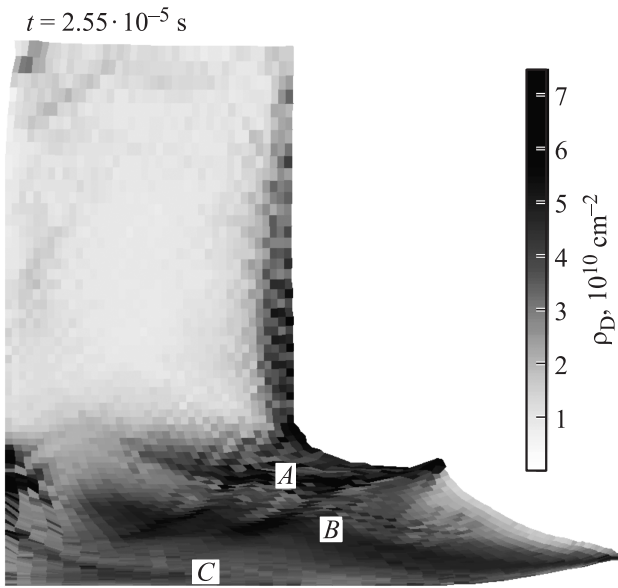


Рис. 2. Распределение дислокаций по сечению медного цилиндра ($d = 5 \text{ mm}$, $L = 16 \text{ mm}$) через $25 \mu\text{s}$ после его соударения с основанием угловой формы на скорости $V = 150 \text{ m/s}$.

поверхности цилиндра (область А на рис. 2), самая широкая полоса упрочнения располагается вдоль оси цилиндра (область В), а также упрочняется его нижнее основание (область С). Такое распределение дислокаций коррелирует с распределением температуры по сечению образца (рис. 3). Это связано с тем, что наибольший разогрев вещества, в результате внутреннего трения, должен происходить в тех областях, где сдвиговые деформации максимальны и релаксация напряжений происходит за счет скольжения дислокаций, приводящего к их интенсивному накоплению в данной области. Расчеты показывают, что в процессе ДКУП материал нагревается достаточно слабо, колебания температуры не превышают 50 К. Таким образом, макроскопическая локализация деформации приводит к неоднородному упрочнению материала и неоднородному распределению размеров зерен по объему образца, но не должна приводить к существенному изменению его механических свойств.

Значительно больший интерес с точки зрения получения материалов с особыми механическими характеристиками представляет микроскопическая локализация пластического течения в полосах сдвига. Она практически не зависит от вида макроскопической локализации и формирует в материале уникальную дефектную подструктуру. Результаты моделирования, представленные на рис. 1–3, соответствуют вычислениям, проведенным с достаточно грубой расчетной сеткой (100×50 расчетных ячеек). На такой сетке определяются усредненные характеристики достаточно больших объемов вещества, что не позволяет наблюдать локализацию пластического течения, связанную с флуктуациями плотности дислокаций. Для исследования явлений микроскопической локализации были проведены расчеты на сетке, содержащей 250×100 расчетных ячеек, что позволило

более детально отследить изменения в дефектной подструктуре металла. На рис. 4 представлены результаты моделирования ДКУП образцов меди в моменты времени 4.5 и $9.5 \mu\text{s}$ после их соударения с основанием угловой формы. Видно развитие полос локализованной пластичности при распространении ударной волны, которые зарождаются в образце при соударении. Так же как и в расчетах, представленных на рис. 1, при прохождении по образцу ударной волны происходит

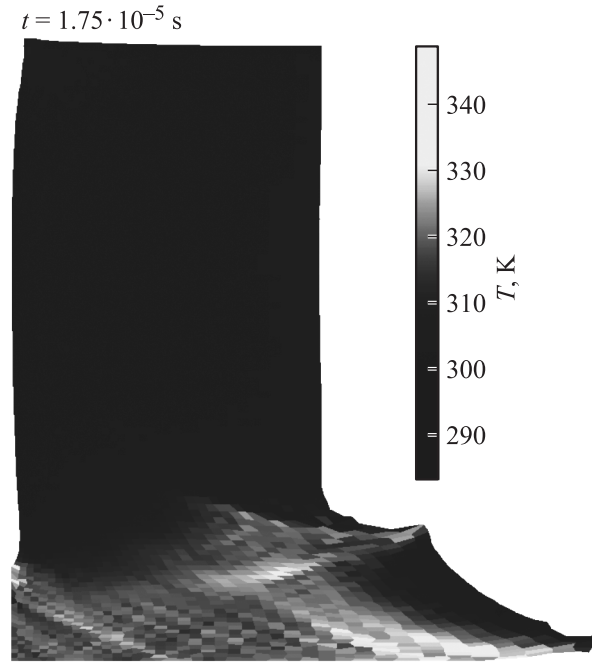


Рис. 3. Распределение температуры по сечению медного образца ($d = 5 \text{ mm}$, $L = 16 \text{ mm}$). Видна локализация пластического течения: максимальный разогрев вещества соответствует максимальным сдвиговым деформациям.

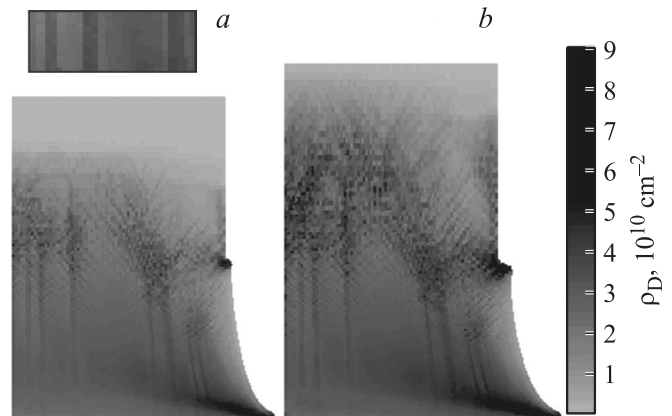


Рис. 4. Полосы микроскопической локализации пластического течения в моменты времени $4.5 \mu\text{s}$ (а) и $9.5 \mu\text{s}$ (б). Аналогичная картина наблюдается для распределения температуры по сечению образца. Видно пересечение полос локализации. На вставке приведен увеличенный фрагмент вблизи основания угловой формы, где видны области с пониженной плотностью дислокаций.

увеличение средней плотности дислокаций в материале от 10^8 до 10^{10} см^{-2} . При этом выделяются отдельные вертикальные полосы шириной около сотни микрометров, в которых плотность дислокаций почти на порядок больше, чем в окружающем их материале и достигает величины $7.5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. При достижении фронтом ударной волны уровня верхней границы горизонтального канала (около 16 mm от основания формы) полоса локализации расширяется и порождает множество полос локализованной пластичности, ориентированных под углом 45° к исходной полосе (рис. 4). Такое неустойчивое поведение полосы объясняется тем, что именно под этим углом к направлению распространения ударной волны ориентированы максимальные сдвиговые напряжения в материале, а также влиянием напряжений локализованных на стыке вертикального и горизонтального каналов угловой формы. Интересно и то, что вокруг полос локализации образуется тонкий слой с пониженной плотностью дефектов (вставка на рис. 4). При дальнейшем распространении ударной волны микроскопическая локализация становится менее выраженной.

Попарное пересечение полос с повышенной плотностью дислокаций должно приводить к формированию сетки дислокационных ячеек (рис. 4) с плотностью дислокаций в местах пересечения, превышающей 10^{11} см^{-2} . При дальнейшем прохождении образца через угловую форму в этих областях, согласно уравнению (10), должны формироваться зерна с размерами менее 80 nm, обнаруженные экспериментально после ДКУП и не наблюдаемые в структурах, полученных методами квазистатической деформации.

Заключение

Таким образом, ударная волна, возникающая в процессе динамического канального углового прессования при соударении образца с основанием угловой формы, оказывает существенное влияние на получаемую ультрамелкозернистую структуру. С одной стороны, ее влияние проявляется в равномерном увеличении плотности дислокаций по всему объему образца, что должно повлиять на структуру, формирующуюся при его последующем прохождении через канал. С другой — она приводит к развитию полос локализованной пластичности, что может быть причиной образования в материале зерен размерами менее 100 nm, наблюдаемых экспериментально при ДКУП и не обнаруживаемых в результате квазистатической деформации. Последнее обстоятельство открывает возможности для получения материалов с бимодальным распределением зерен по размерам.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 12-02-31375) и Минобрнауки России по ФЦП „Научные и научно-педагогические кадры инновационной России“, гос. контракт № 14.В37.21.0384.

Список литературы

- [1] Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов / Под ред. М.А. Мейерса, Л.Е. Мурра. М.: Металлургия, 1984. 512 с.
- [2] Meyers M.A. Dynamic behavior of materials. New York: John Wiley & Sons, Inc. 1994. P. 448.
- [3] Соколов М.А., Чудинов В.В., Уваров С.В., Плехов О.А., Ляпунова Е.А., Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б. // Труды XI Забалахинских научных чтений. 2012.
- [4] Способ динамической обработки материалов. Е.В. Шорохов, И.Н. Жгилев, Р.З. Валиев. Патент № 2283717. РФ // Бюллетень изобретения. Полезные модели. 2006. № 26. С. 64.
- [5] Бродова И.Г., Ширинкина И.Г., Яблонских Т.И., Астафьев В.В., Шорохов Е.В., Жгилев И.Н. // Известия РАН. Серия физическая. 2009. Т. 73. Вып. 9. С. 1328–1332.
- [6] Шорохов Е.В., Жгилев И.Н., Хомская И.В., Бродова И.Г., Зельдович В.И., Гундеров Д.В., Фролова Н.Ю., Гуров А.А., Оглезнева Н.П., Ширинкина И.Г., Хейфец А.Э., Астафьев В.В. // Деформация и разрушение материалов. 2009. № 2. С. 36–41.
- [7] Шорохов Е.В., Жгилев И.Н., Гундеров Д.В., Гуров А.А. // Химическая физика. 2008. Т. 27. Вып. 3. С. 77–80.
- [8] Хомская И.В., Шорохов Е.В., Зельдович В.И., Хейфец А.Э., Фролова Н.Ю., Насонов П.А., Ушаков А.А., Жгилев И.Н. // Физика металлов и металловедение. 2011. Т. 111. Вып. 6. С. 639–650.
- [9] Зельдович В.И., Шорохов Е.В., Добаткин С.В., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Хомская И.В., Насонов П.А., Ушаков А.А. // Физика металлов и металловедение. 2011. Т. 111. Вып. 2. С. 439–447.
- [10] Сегал В.М., Резников В.И., Дробышевский А.Е., Копылов В.И. // Известия АН СССР. Металлы. 1981. № 1. С. 115–123.
- [11] Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. // Progress in material science. 2000. V. 45. N 2. P. 103–189.
- [12] Хомская И.В., Зельдович В.И., Шорохов Е.В., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Насонов П.А. // Сборник трудов IV Всероссийской конференции по наноматериалам НАНО-2011. М., 2011. С. 351.
- [13] Зелепугин С.А., Шипачев А.Н., Зелепугин А.С., Ильина Е.В. // Труды XI Забалахинских научных чтений. Снежинск. 2012. С. 297.
- [14] Суглобова И.К., Ильина Е.В., Шипачев А.Н., Зелепугин С.А. // Вестник Томского гос. ун-та. Серия: Математика и механика. 2011. № 2. С. 111–116.
- [15] Krasnikov V.S., Mayer A.E., Yalovets A.P. // International Journal of Plasticity. 2011. V. 27. N 8. P. 1294–1308.
- [16] Бородин И.Н., Майер А.Е. // ФТТ. 2012. Т. 54. В. 4. С. 759–766.
- [17] Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Теоретическая физика: Т. VII. Теория упругости. М.: Физматлит, 2003. 264 с.
- [18] Дудоров А.Е., Майер А.Е. // Вестник Челябинского гос. ун-та. 2011. Т. 39 (254). Вып. 12. С. 48–56.
- [19] Малыгин Г.А. // УФН. 1999. Т. 169. № 9. С. 979–1010.
- [20] Яловец А.П. // ПМТФ. 1997. Т. 38. № 1. С. 151–166.
- [21] Колгатин С.Н., Хачатурьянц А.В. // ТВТ. 1982. Т. 20. № 3. С. 90–94.
- [22] Бородин И.Н., Майер А.Е. // Вестник Челябинского гос. ун-та. 2011. № 38. Физика. Вып. 11. С. 31–40.
- [23] Meyers M.A., Nesterenko V.F., LaSalvia J.C., Xu Y.B., Xue Q. // J. Phys. IV France. 2000. № 10. P. 51–56.