

DOI: 10.7242/1999-6691/2015.8.3.27
УДК 669.017:539.4; 669.017:539.52

ИССЛЕДОВАНИЕ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОГО СДВИГА В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Д.А. Билалов, М.А. Соковиков, В.В. Чудинов, В.А. Оборин,
Ю.В. Баяндин, А.И. Терёхина, О.Б. Наймарк

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Российская Федерация

На образцах из сплава АМгб проведено экспериментальное и теоретическое изучение механизмов локализации пластического сдвига при динамическом деформировании по схеме «сдвиг–сжатие», реализованном на стержне Гопкинсона–Кольского. Механизмы неустойчивости связывались с коллективными эффектами в ансамбле микросдвигов в пространственно-локализованных областях. В режиме реального времени проводилась съемка боковой поверхности образцов с помощью высокоскоростной инфракрасной камеры CEDIP Silver 450M. Полученное распределение температуры в различные моменты времени позволило судить о развитии процесса локализации пластической деформации. На основе уравнений, отражающих влияние неравновесных переходов на механизмы структурной релаксации и пластического течения, проведено численное моделирование локализации пластического сдвига. Вычислительный эксперимент, соответствующий реализуемой схеме нагружения образцов, проводился с использованием системы определяющих уравнений, отражающих роль механизмов структурной релаксации, обусловленных коллективным поведением микросдвигов с автоволновыми режимами развития локализованного пластического течения. По окончании эксперимента образцы подвергались микроструктурному анализу с помощью оптического микроскопа-интерферометра New View-5010. После динамической деформации постоянство показателя Хёрста, отражающего связность поведения дефектов и индуцированной ими на поверхности образцов шероховатости различных масштабных уровней, наблюдается в более широком диапазоне пространственных масштабов. Проведенные исследования выявили характерные особенности локализации деформации, предшествующей разрушению по сценарию адиабатического сдвига. Причиной особенностей может являться коллективное многомасштабное поведение дефектов, инициирующее резкое уменьшение времени релаксации напряжений, а также, как следствие, локализованное пластическое течение и формирование очагов разрушения по типу адиабатического сдвига. Инфракрасное сканирование *in-situ* зоны локализации пластической деформации и последующее изучение дефектной структуры подтвердили предположение о решающей роли неравновесных переходов в ансамблях дефектов при развитии локализованного пластического течения.

Ключевые слова: численное моделирование, локализация пластической деформации, микродефекты, динамическое нагружение

STUDY OF PLASTIC SHEAR LOCALIZATION IN ALUMINUM ALLOYS UNDER DYNAMIC LOADING

D.A. Bilalov, M.A. Sokovikov, V.V. Chudinov, V.A. Oborin,
Yu.V. Bayandin, A.I. Terekhina and O.B. Naimark

Institute of Continuous Media Mechanics UB RAS, Perm, Russian Federation

The paper presents an experimental and theoretical study of plastic shear localization mechanisms observed in AlMg6 alloy shear-compression specimens dynamically loaded during Hopkinson–Kolsky bar tests. The mechanisms of plastic shear instability are associated with collective effects in microshear ensembles in spatially localized areas. The lateral surface of specimens was studied in a real-time mode using a high-speed infra-red camera CEDIP Silver 450M. The temperature field distribution obtained at different time allowed us to trace the evolution of plastic strain localization. Based on the equations describing a relationship between non-equilibrium transitions and mechanisms of structural relaxation and plastic flow, numerical modeling of plastic shear localization was performed. A numerical experiment relevant to the loading scheme realized in our study was carried out using a system of constitutive equations constructed to take into account a relationship between the structural relaxation mechanisms caused by the collective behavior of microshears and the autowave modes of evolution of a localized plastic flow. Upon the experiment completion the microstructure of the saved specimens was analyzed using a New View-5010 microscope-interferometer. Constancy of the Hurst exponent is observed in a wide range of spatial scales after the dynamic deformation of samples. The Hurst exponent reflects the relationship between the behavior of defects and the surface roughness of different scale levels. For dynamically deformed specimens, constancy of the Hurst index was observed over a much wider range of spatial scales. This indicates more pronounced features of strain localization preceding adiabatic shear failure. These specific features can be caused by the collective multi-scale behavior of defects, which initiates a sharp decrease in stress relaxation time and consequently a localized plastic flow and generation of fracture nuclei by adiabatic shear. Infrared scanning *in-situ* of the strain localization zone and a consequent study of the defect structure confirmed our supposition that non-equilibrium transitions play a crucial role in defect ensembles during the evolution of a localized plastic flow.

Key words: numerical modeling, plastic strain localization, microdefects, dynamic loading

1. Введение

Локализация пластической деформации металлов при динамическом нагружении является сложным процессом, зависящим от скорости и величины деформации, температуры, а также эволюции структуры материала. Исследованию данного явления посвящены работы [1–11].

Моделирование многомасштабных механизмов структурной релаксации, неустойчивости пластической деформации и переходов от дисперсного к макроскопическому разрушению рассматривается в рамках

структурно-скейлинговых переходов — установленного класса критических явлений в твёрдых телах с дефектами. Особенности критического поведения обусловлены формированием коллективных многомасштабных мод дефектов при интенсивных воздействиях извне. Ключевыми эффектами, иллюстрирующими эти особенности, являются аномалии поглощения энергии, автомодельность ударно-волновых фронтов в металлах, волны разрушения и статистика фрагментации при разрушении стекол и керамик под действием динамических и ударно-волновых нагрузок, стадийность и универсальность механизмов разрушения по сценарию адиабатического сдвига в условиях динамического нагружения металлических материалов [12–15].

Настоящее экспериментальное и теоретическое исследование посвящено обоснованию механизма разрушения, обусловленного коллективным многомасштабным поведением типичных мезоскопических дефектов (микросдвигов), в условиях адиабатического сдвига [15–19]. Установленные коллективные моды дефектов, имеющие природу автомодельных решений эволюционных уравнений для характеризующих дефекты структурных переменных, позволили предложить интерпретацию этого механизма, связав его с «резонансным» возбуждением автоволновых структур и соответствующих им режимов локализованного пластического течения. Трансформация автоволновых мод в диссипативные структуры обострения используется для объяснения свойства стадийности разрушения материалов. Следует отметить, что данный подход нашел независимое подтверждение в [8–10], где механизмы локализации пластической деформации и разрушения при динамическом нагружении ассоциируются с эффектами «динамической рекристаллизации».

2. Экспериментальное изучение механизмов локализации пластического сдвига

Образцы специальной формы, на которых возможна реализация динамического деформирования по схеме «сдвиг–сжатие», испытывались на разрезном стержне Гопкинсона–Кольского [8].

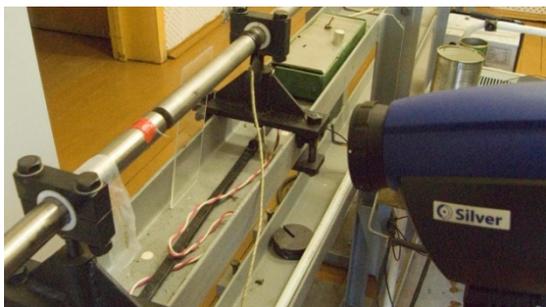


Рис. 1. Разрезной стержень Гопкинсона–Кольского с установленной инфракрасной камерой

Цилиндрические образцы диаметром 10 мм и высотой 20 мм имели два диаметрально расположенных выреза прямоугольного сечения шириной 2 мм и глубиной 3,75 мм, ориентированных под углом 45 градусов к продольной оси образца, которые обеспечивали при сжатии локализованное пластическое течение. В качестве материала для испытаний был выбран сплав АМг6, проявляющий склонность к неустойчивому пластическому течению. Термодинамика процесса деформирования с целью идентификации характерных стадий локализации деформации и развития разрушения при адиабатическом сдвиге изучалась на основе температурных полей,

регистрируемых *in-situ* высокоскоростной инфракрасной камерой CEDIP Silver 450M. Основные технические характеристики камеры следующие: чувствительность не менее 25 мК при 300 К; спектральный диапазон 3–5 мкм; максимальный размер кадра 320×240 точек.

Схема эксперимента, образец и результаты испытаний представлены на рисунках 1–3. Установленные с учётом разрешения камеры значения температуры по ширине исследуемой области локализации деформации не превышали ~70°C (приблизительно 0,1 температуры плавления). В то же время в работе [11] при сопоставимых объёмах материала и скоростях деформации зафиксирован более резкий скачок температуры — вплоть до 0,4–0,5 температуры плавления. Следовательно, температурный эффект снижения вязкости не играет решающей роли в стадийности локализованного сдвига, изучаемого в настоящей работе.



Рис. 2. Вид образца для испытаний на сдвиг (а), образец, зажатый между входным и выходным стержнями Гопкинсона–Кольского (б)

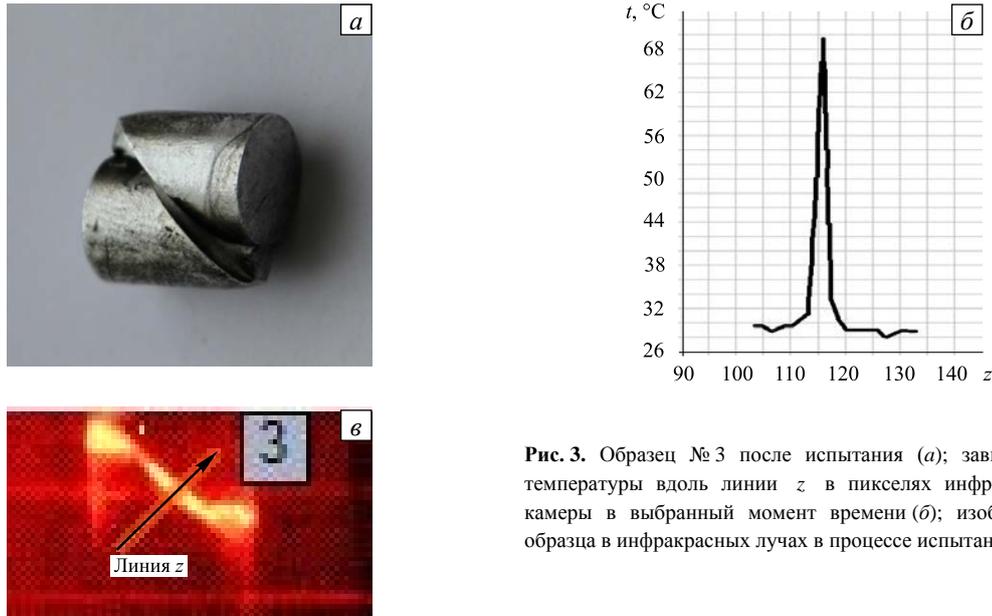


Рис. 3. Образец № 3 после испытания (а); зависимость температуры вдоль линии z в пикселях инфракрасной камеры в выбранный момент времени (б); изображение образца в инфракрасных лучах в процессе испытания (в)

3. Численное моделирование процесса локализации пластического сдвига

Вычислительный эксперимент, соответствующий реализуемой схеме нагружения образца, проводился с использованием системы определяющих уравнений, предложенных в [15, 19, 20] и отражающих связь механизмов структурной релаксации, обусловленных коллективным поведением микросдвигов, с автоволновыми режимами развития локализованного пластического течения и перехода к разрушению при зарождении очагов локализованной поврежденности. Система включала:

– уравнение движения

$$\rho \dot{\mathbf{V}} = \nabla \cdot \boldsymbol{\sigma};$$

– уравнение неразрывности

$$\dot{\rho} + \rho \nabla \cdot \mathbf{V} = 0;$$

– гипотезу аддитивности скоростей деформаций

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^e + \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p + \dot{\mathbf{p}};$$

– геометрическое уравнение

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = \frac{1}{2}(\nabla \mathbf{V} + \mathbf{V} \nabla);$$

– физические соотношения

$$\begin{aligned} \dot{\boldsymbol{\sigma}} &= \lambda I_1 (\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^e) \mathbf{E} + 2G \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^e, \\ \boldsymbol{\sigma} &= l_1 \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p - l_2 \dot{\mathbf{p}}; \end{aligned}$$

– кинетические уравнения для тензора плотности микродефектов и параметра структурного скейлинга

$$-\frac{\partial F}{\partial \mathbf{p}} = l_3 \dot{\mathbf{p}} - l_2 \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p, \quad -\frac{\partial F}{\partial \delta} = l_4 \dot{\delta}.$$

Здесь приняты обозначения: $\dot{(\cdot)}$ — материальная производная; $\nabla(\cdot)$ — оператор набла; ρ — плотность материала; \mathbf{V} — вектор скорости; $\boldsymbol{\sigma}$ — тензор напряжений; $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}$ — тензор скорости деформаций; $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^e$ — упругая составляющая тензора скорости деформаций; $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p$ — пластическая составляющая тензора

скорости деформаций; \mathbf{p} — тензор плотности микродефектов; λ и G — упругие константы материала; δ — параметр структурного скейлинга; F — свободная энергия, которая является функцией \mathbf{p} , $\boldsymbol{\sigma}$, δ ; \mathbf{E} — единичный тензор; l_1, l_2, l_3, l_4 — положительные кинетические коэффициенты, в общем случае зависящие от параметров состояния, удовлетворяющие соотношению: $l_1 \cdot l_3 - l_2 \cdot l_4 > 0$. Для свободной энергии F использовалось следующее выражение (p — интенсивность тензора \mathbf{p}), определённое в [21]:

$$F = \frac{p^2}{2\delta} - \left(\frac{p^2}{2} + c_1 p + c_2 \ln(c_3 + c_4 p + p^2) \right) - \frac{\boldsymbol{\sigma} : \mathbf{p}}{\delta}.$$

Граничные условия, соответствующие нагружению на установке Гопкинсона–Кольского, включали изменяющиеся во времени перемещения на торцах образца (брались из эксперимента).

4. Идентификация параметров модели. Результаты численных расчётов

Параметры модели (l_1, l_2, l_3, l_4), в дополнение к известным справочным данным для сплава АМг6 (плотность, модуль Юнга, коэффициент Пуассона), находились на основе данных, полученных ранее из экспериментов по динамическому нагружению цилиндрических образцов. Цилиндрические образцы из того же материала (АМг6) испытывались на установке Гопкинсона–Кольского. Процедура определения неизвестных параметров модели представляет собой численный эксперимент, согласующийся с одноосным нагружением цилиндрических образцов с характерными скоростями деформации, реализуемыми для условий инициирования локализованного пластического сдвига (эксперимент на сжатие при скорости деформирования 1000 c^{-1}). В ходе вычислений вид расчётной (теоретической) кривой деформирования сравнивался с видом экспериментальной кривой. Была поставлена и решена возникающая задача минимизации невязки между теоретической и экспериментальной диаграммами деформирования

$$f(l_1, l_2, l_3, l_4) = \|\tilde{S}(l_1, l_2, l_3, l_4, \varepsilon) - S(\varepsilon)\| \rightarrow \min \quad (1)$$

при условиях $l_1 l_3 - l_2^2 > 0$, $l_1 > 0$, $l_2 > 0$, $l_3 > 0$, $l_4 > 0$, где $\tilde{S}(l_1, l_2, l_3, l_4, \varepsilon)$ — теоретическая диаграмма деформирования; $S(\varepsilon)$ — экспериментальная диаграмма деформирования; $f(l_1, l_2, l_3, l_4)$ — критерий оптимизации, являющийся функцией четырёх переменных. В качестве нормы, входящей в критерий оптимизации, была выбрана чебышевская — max-норма, которая определяется как $\|\tilde{S}(l_1, l_2, l_3, l_4, \varepsilon) - S(\varepsilon)\| = \max_{0 \leq \varepsilon \leq \varepsilon_{\max}} |\tilde{S}(l_1, l_2, l_3, l_4, \varepsilon) - S(\varepsilon)|$, где ε_{\max} — наибольшая деформация образца, достигнутая в эксперименте на одноосное сжатие.

Поставленная задача оптимизации (1) решалась численно в математическом пакете Wolfram Mathematica 10 методом поиска при помощи встроенных функций. А поскольку она не имеет единственного решения, алгоритм запускался несколько раз и начинался с разных начальных приближений. В итоге было получено несколько близких к оптимальному решений. Далее, среди найденных решений выбралось то, которое обеспечивало минимум критерия оптимизации (1).

Таким образом, решением задачи является набор числовых значений кинетических коэффициентов:

$$l_1 = 10^{-7}, \quad l_2 = 3,162 \cdot 10^{-5}, \quad l_3 = 0,1, \quad l_4 = 0,14,$$

которые обеспечивают наилучшее соответствие теории экспериментальным данным. Значения представлены в безразмерной форме. Обезразмеривание проводилось делением на модуль упругости и умножением на характерную скорость деформации. Для сравнения решений на рисунке 4 представлены диаграммы деформирования, свидетельствующие, что относительная погрешность теоретических и экспериментальных данных не превосходит 15%.

Для проведения трёхмерных расчётов определяющие соотношения представленной математической модели были интегрированы в пакет прикладных программ Abaqus при помощи специально созданной авторами настоящей статьи процедуры. Был осуществлён ряд вычислительных экспериментов, результаты показаны на рисунке 5.

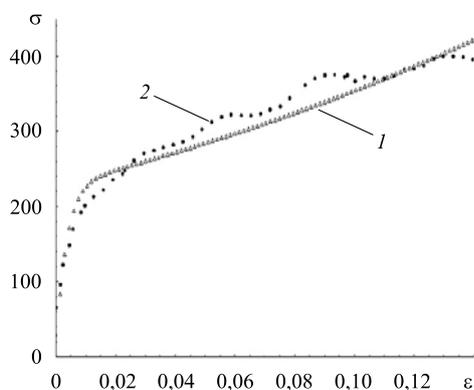


Рис. 4. Расчётная (кривая 1) и экспериментальная (2) диаграммы деформирования

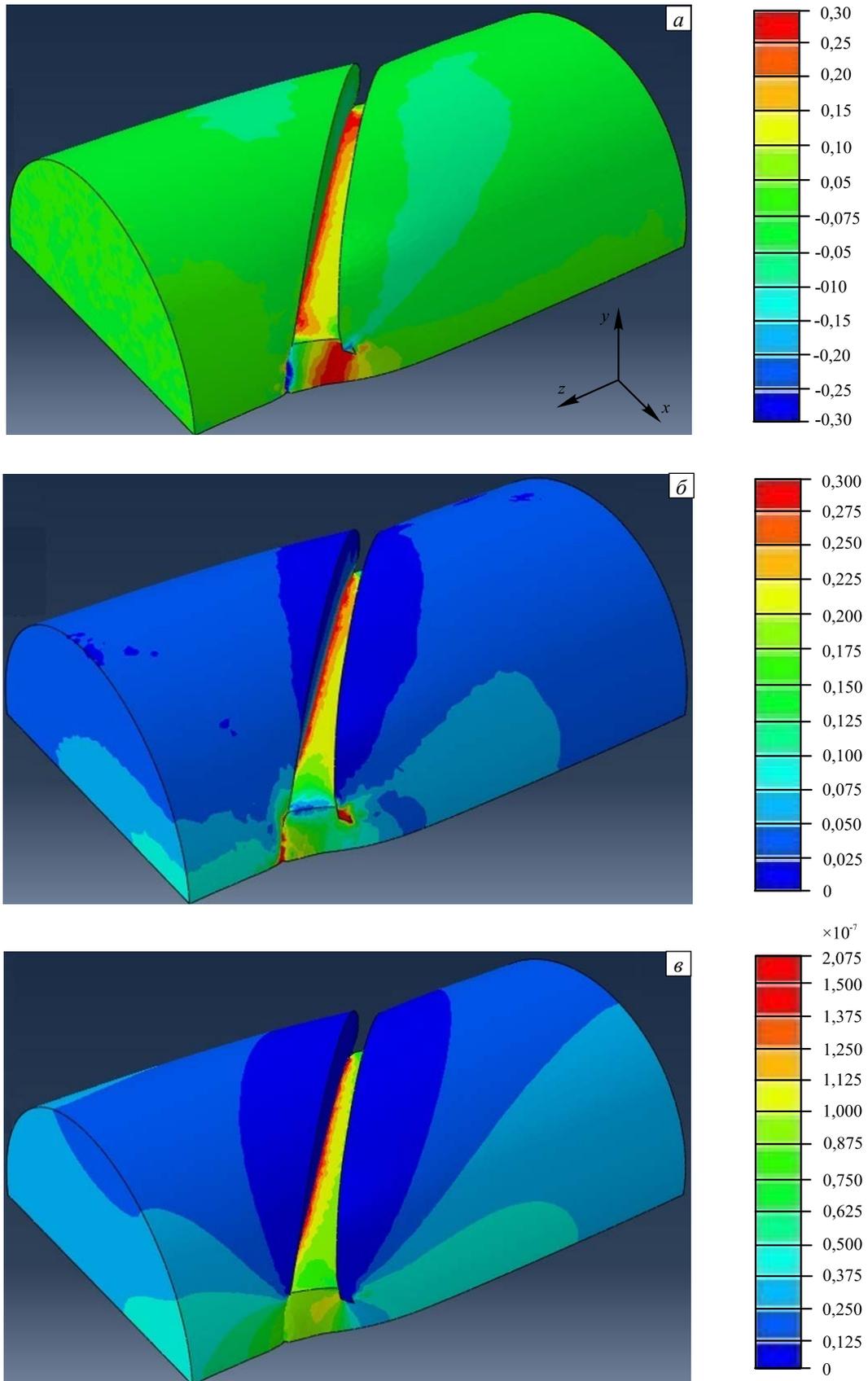


Рис. 5. Поля распределения сдвиговой компоненты тензора деформаций ϵ_{13} (а), интенсивности тензора деформаций (б), ρ_{33} – компоненты тензора плотности микродефектов (в), интенсивности тензора плотности микродефектов (г), сдвиговой компоненты тензора напряжений σ_{13} , МПа (д)

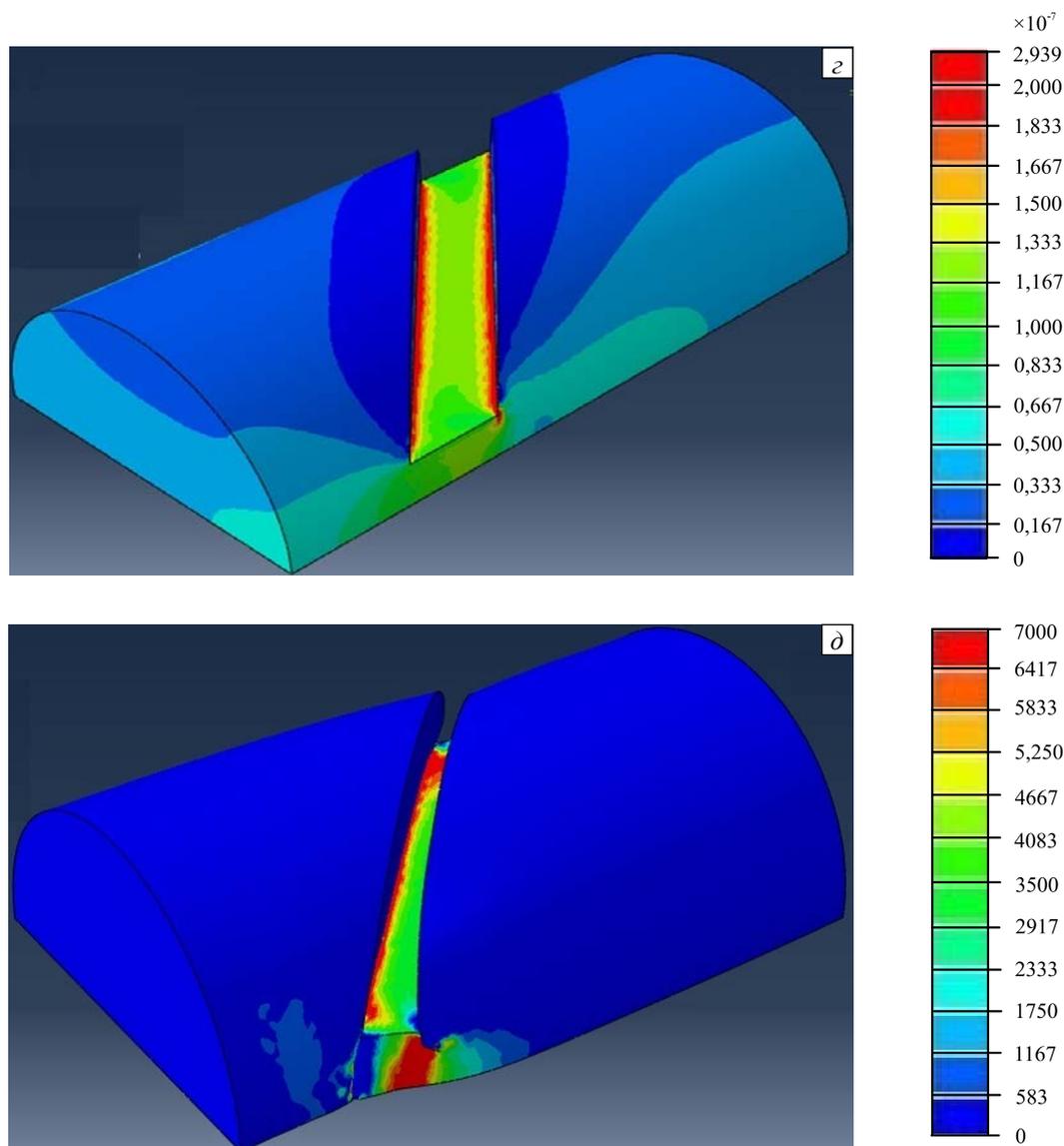


Рис. 5. Продолжение

Сопоставив численные значения полей компоненты p_{33} (Рис. 5а) и интенсивности тензора плотности микродефектов \mathbf{p} (где под интенсивностью тензора понимается корень квадратный из двойной свёртки его с самим собой) (Рис. 5б), можно сделать вывод, что при данном типе нагружения компонента p_{33} преобладает и вносит главный вклад в рост и формирование дефектов.

Из анализа эволюции полей распределения тензора \mathbf{p} и тензора деформаций во времени следует, что материал образца начинает пластически деформироваться лишь после достижения компонентами тензора плотности микродефектов определённого характерного значения. Иными словами, на начальном этапе нагружения в первую очередь зарождаются те дефекты, которые в дальнейшем становятся носителями механизмов пластического деформирования.

Из рисунка 5а видно, что у тензора деформаций преобладающей компонентой является сдвиговая — ε_{13} . Сравнение значений компоненты ε_{13} со значениями интенсивности тензора деформаций (Рис. 5б) позволяет заключить, что данная компонента вносит преимущественный вклад в локализованную деформацию. Из рисунков также видно, что области локализации деформации совпадают с характерными областями интенсивного роста микродефектов. Временные зависимости роста дефектов и соответствующие отклики материала показывают (Рис. 6а, б), что зона интенсивной локализации согласуется со значениями параметра структурного скейлинга δ , при которых происходит лавинообразный рост дефектов. Данная кинетика, описанная в [15], вызывает резкую релаксацию напряжений и, как следствие, локализацию деформации. Это позволяет рассматривать механизм локализации деформации как структурный переход (Рис. 6а), обусловленный коррелированным поведением ансамбля дефектов.

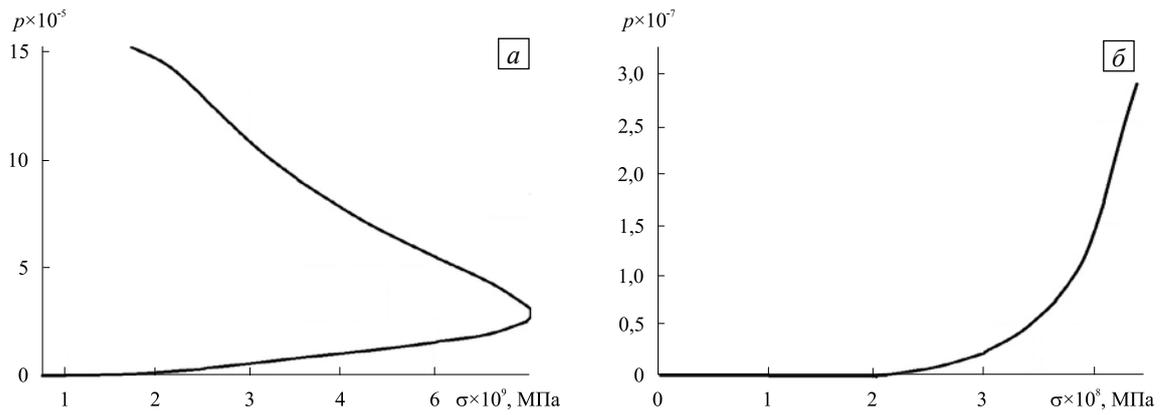


Рис. 6. Характерные реакции материала на рост дефектов в области интенсивной локализации пластической деформации (а) и в остальной части образца (б), наблюдаемые в численных расчётах

На рисунке 5д изображено поле распределения сдвиговой компоненты σ_{13} , которая среди компонент тензора напряжений принимает при данном способе деформирования наибольшее значение. Хорошо видны характерные области сопротивления материала процессу пластического деформирования. Однако именно в этих же областях в дальнейшем возникает разупрочнение, вызванное ростом дефектов (Рис. 6а), что способствует интенсивной локализации деформации. На рисунке 5д показано, что макроскопически образец находится в упругой области, и вся пластическая деформация сосредоточена в области проточки.

Результаты численных расчётов качественно соответствуют полученным экспериментальным данным.

Сходимость численного решения оценивалась с учётом того обстоятельства, что для связанной задачи нет однозначного решения, удовлетворяющего всему набору переменных. Поэтому в качестве оценочного параметра была выбрана интенсивность тензора напряжений в характерных областях локализованного

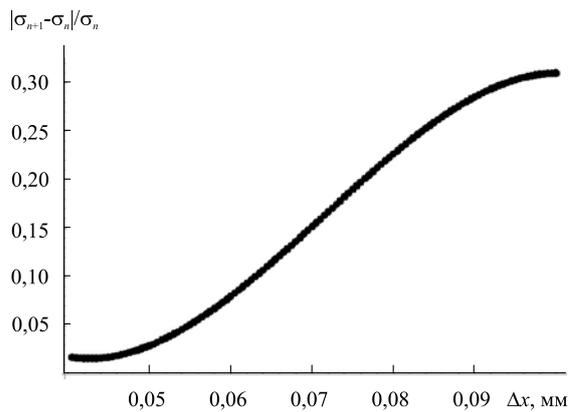


Рис. 7. График сходимости численного решения

пластического течения для конечного момента времени процесса деформирования. Расчёты проводились для заданных граничных и начальных условий с различным шагом пространственной дискретизации сплошной среды (с различным характерным размером конечных элементов). Интенсивность тензора напряжений вычислялась интегрально по выбранной области. При каждом последующем уменьшении шага интегрирования по пространственным координатам сравнивались значения текущей (σ_{n+1}) и предыдущей (σ_n) интегральной интенсивности тензора напряжений в характерной области. На рисунке 7 представлен график сходимости решения, на котором по оси абсцисс отложен шаг интегрирования по

пространственной координате (характерный размер конечных элементов), а по оси ординат — относительная разность количественных показателей решений — текущего и предыдущего. По графику видно, что с уменьшением размера конечных элементов относительная разность решений уменьшается.

5. Структурные исследования

Теоретические предположения о ведущей роли многомасштабных механизмов структурной релаксации, обусловленных коллективным поведением ансамблей дефектов, развитием локализации пластического течения и разрушения проверялись методами структурного анализа морфологии поверхностного рельефа с использованием оптического интерферометра-профилометра NewView-5010 для последующего вычисления масштабного инварианта (показателя Хёрста) и пространственного масштаба области, на которой наблюдается коррелированное поведение микросдвигов. Знание величины показателя Хёрста деформационных дефектных структур необходимо для физического объяснения универсальности критических явлений применительно к сценариям разрушения материалов различных классов и роли состояния структуры (в том числе формируемой динамическими воздействиями) на «пороговые» характеристики перехода пластически деформированного материала к разрушению.

Поверхностный рельеф вдоль выточки деформированных образцов (Рис. 8) регистрировался с помощью интерферометра-профилометра высокого разрешения New-View (при увеличении 400), и затем снятая

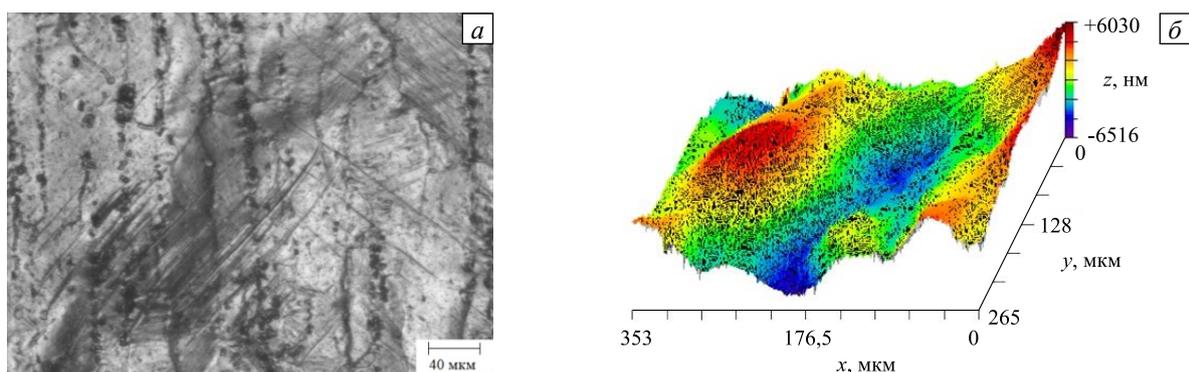


Рис. 8. Оптическое изображение поверхности выточка (а) и её 3D образ после деформирования (б)

информация обрабатывалась методами фрактального анализа с целью определения условий коррелированного поведения многомасштабных дефектных структур, с которым связывался «адиабатический сдвиг». От 10 до 12 одномерных профилей рельефа анализировались в пределах каждого масштаба [22], обеспечивая представительность данных о характере рельефа, индуцированного дефектами, с вертикальным ($\sim 0,1$ нм) и горизонтальным ($\sim 0,1$ мкм) разрешениями.

Далее, по одномерным профилям рельефа поверхности разрушения (Рис. 9а) вычислялась функция $K(r)$ по формуле [22]:

$$K(r) = \left\langle (z(x+r) - z(x))^2 \right\rangle_x^{1/2} \propto r^H, \quad (2)$$

где $K(r)$ представляет собой усредненную разность значений высот $z(x+r)$ и $z(x)$ рельефа поверхности на окне размером r ; H — показатель Хёрста. Представление функции $K(r)$ в логарифмических координатах (Рис. 9б) дает возможность провести оценку показателя структурного скейлинга H (показателя Хёрста) как пространственного инварианта, определяемого наклоном зависимости $\log_2[K(r)]$ от $\log_2[r]$.

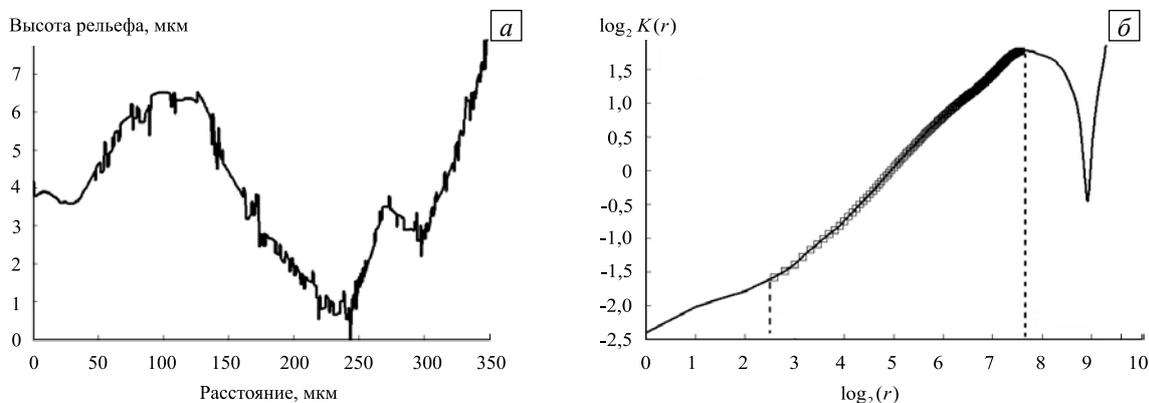


Рис. 9. Пример характерного одномерного профиля исследуемой поверхности (а); вид зависимости $\log_2 K(r)$ от $\log_2(r)$ для поверхности после деформирования (б)

Сопоставление масштабно-инвариантных характеристик динамически нагруженных образцов позволило установить незначительное изменение показателя Хёрста ($H \sim 0,7$) в широком диапазоне пространственных масштабов 3–104 мкм. Более содержательные результаты могут быть связаны с изменением как нижнего, так и верхнего масштаба, что отражает выраженные черты локализации деформации, предшествующей формированию разрушения по сценарию адиабатического сдвига. Сами значения пространственных масштабов могут быть использованы для прогнозирования кинетики разрушения при высокоскоростном нагружении [23, 24].

6. Выводы

Экспериментальное исследование локализации деформации при динамическом нагружении в сочетании с инфракрасными измерениями и численным моделированием позволяет рассматривать переход к разрушению по типу адиабатического сдвига как механизм, индуцированный структурными

изменениями в материале. Измерения температуры в зоне локализации выявили, что она не превышает 70°C, что не подтверждает традиционные представления о механизмах локализации деформации, контролируемых падением вязкости с ростом температуры. Образцы, деформированные в ходе эксперимента, подвергались микроструктурному анализу с помощью оптического интерферометра-профилометра с последующей обработкой 3D данных поверхностного рельефа. Структурный анализ показал коррелированное поведение ансамбля дефектов, которое может быть классифицировано как структурный переход, обеспечивающий локализацию деформации.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (договор № 02.G25.31.0068 от 23.05.2013 г. в составе мероприятий по реализации Постановления Правительства РФ № 218).

Литература

1. Giovanola J.H. Adiabatic shear banding under pure shear loading. Part I: direct observation of strain localization and energy dissipation measurements // *Mech. Mater.* – 1988. – Vol. 7, no. 1. – P. 59-71. DOI
2. Burns T.J. Does a shear band result from a thermal explosion? // *Mech. Mater.* – 1994. – Vol. 17, no. 2-3. – P. 261-271. DOI
3. Nemat-Nasser S., Li Y.F., Isaacs J.B. Experimental / computational evolution of flow stress at high strain rates with application to adiabatic shear banding // *Mech. Mater.* – 1994. – Vol. 17, no. 2-3. – P. 111-134. DOI
4. Bai Y., Xue Q., Xu Y., Shen L. Characteristics and microstructure in the evolution of shear localization in Ti-6Al-4V alloy // *Mech. Mater.* – 1994. – Vol. 17, no. 2-3. – P. 155-164. DOI
5. Belytschko T., Krongauz Y., Organ D., Fleming M., Krysl P. Meshless methods: An overview and recent developments // *Comput. Method. Appl. M.* – 1996. – Vol. 139, no. 1-4. – P. 3-47. DOI
6. Wright T.W., Ravichandran G. Canonical aspects of adiabatic shear bands // *Int. J. Plasticity.* – 1997. – Vol. 13, no. 4. – P. 309-325. DOI
7. Medyanik S.N., Liu W.K., Li S. On criteria for dynamic adiabatic shear band propagation // *J. Mech. Phys. Solids.* – 2007. – Vol. 55, no. 7. – P. 1439-1461. DOI
8. Rittel D., Ravichandran G., Venkert A. The mechanical response of pure iron at high strain rates under dominant shear // *Mater. Sci. Eng.* – 2006. – Vol. 432, no. 1-2. – P. 191-201. DOI
9. Rittel D., Wang Z.G., Merzer M. Adiabatic shear failure and dynamic stored energy of cold work // *Phys. Rev. Lett.* – 2006. – Vol. 96. – 075502. DOI
10. Rittel D., Landau P., Venkert A. Dynamic recrystallization as a potential cause for adiabatic shear failure // *Phys. Rev. Lett.* – 2008. – Vol. 101. – 165501. DOI
11. Marchand A., Duffy J. An experimental study of the formation process of adiabatic shear bands in a structural steel // *J. Mech. Phys. Solids.* – 1988. – Vol. 36, no. 3. – P. 251-283. DOI
12. Barker L.M. Behavior of dense media under high dynamic pressures. – New York: Gordon and Breach, 1968. – 483 p.
13. Swegle J.W., Grady D.E. Shock viscosity and the prediction of shock wave rise time // *J. Appl. Phys.* – 1985. – Vol. 58, no. 2. – P. 692-701. DOI
14. Razorenov S.V., Kanel G.I., Fortov V.E., Abashev M.M. The fracture of glass under high-pressure impulsive loading // *High Pressure Res.* – 1991. – Vol. 6, no. 4. – P. 225-232. DOI
15. Наймарк О.Б. Коллективные свойства ансамблей дефектов и некоторые нелинейные проблемы пластичности и разрушения // *Физ. мезомех.* – 2003. – Т. 6, № 4. – С. 45-72.
16. Сокоиков М.А., Билалов Д.А., Чудинов В.В., Уваров С.В., Плехов О.А., Терехина А.И., Наймарк О.Б. Неравновесные переходы в ансамблях дефектов при динамической локализации пластической деформации // *ПЖТФ.* – 2014. – Т. 40, № 23. – С. 82-88. (English version DOI)
17. Sokolov M., Chudinov V., Bilalov D., Oborin V., Uvarov S., Plekhov O., Terekhina A., Naimark O. Experimental and numerical study of plastic shear instability under high-speed loading conditions // *AIP Conf. Proc.* – 2014. – Vol. 1623. – P. 599-602. DOI
18. Bilalov D., Sokolov M., Chudinov V., Oborin V., Terekhina A., Naimark O. Numerical simulation and experimental investigation of localization of strain and fracture of metals under dynamic loading // *AIP Conf. Proc.* – 2014. – Vol. 1623. – P. 67-70. DOI
19. Сокоиков М.А., Баяндин Ю.В., Ляпунова Е.А., Плехов О.А., Чудинов В.В., Наймарк О.Б. Локализация пластического сдвига и механизмы разрушения при динамическом нагружении металлов // *Вычисл. мех. сплош. сред.* – 2013. – Т. 6, № 4. – С. 467-474. DOI
20. Савельева Н.В., Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б. Численное моделирование деформирования и разрушения металлов в условиях плоского удара // *Вычисл. мех. сплош. сред.* – 2012. – Т. 5, № 3. – С. 300-307. DOI
21. Баяндин Ю.В., Костина А.А., Наймарк О.Б., Пантелеев И.А. Моделирование деформационного поведения ванадия при квазистатическом нагружении // *Вычисл. мех. сплош. сред.* – 2012. – Т. 5, № 1. – С. 33-39. DOI
22. Bouchaud E. Scaling properties of cracks // *J. Phys. Condens. Mat.* – 1997. – Vol. 9, no. 21. – P. 4319-4344. DOI
23. Froustey C., Naimark O., Bannikov M., Oborin V. Microstructure scaling properties and fatigue resistance of pre-strained aluminium alloys (part 1: Al-Cu alloy) // *Eur. J. Mech. A-Solid.* – 2010. – Vol. 29, no. 6. – P. 1008-1014. DOI
24. Оборин В.А., Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б., Палин-Лус Т. Масштабная инвариантность роста усталостной трещины при гигацикловом режиме нагружения // *ПЖТФ.* – 2010. – Т. 36, № 22. – С. 76-82.

References

1. Giovanola J.H. Adiabatic shear banding under pure shear loading. Part I: direct observation of strain localization and energy dissipation measurements. *Mech. Mater.*, 1988, vol. 7, no. 1, pp. 59-71. DOI

2. Burns T.J. Does a shear band result from a thermal explosion? *Mech. Mater.*, 1994, vol. 17, no. 2-3, pp. 261-271. DOI
3. Nemat-Nasser S., Li Y.F., Isaacs J.B. Experimental/computational evolution of flow stress at high strain rates with application to adiabatic shear banding. *Mech. Mater.*, 1994, vol. 17, no. 2-3, pp. 111-134. DOI
4. Bai Y., Xuc Q., Xu Y., Shen L. Characteristics and microstructure in the evolution of shear localization in Ti-6Al-4V alloy. *Mech. Mater.*, 1994, vol. 17, no. 2-3, pp. 155-164. DOI
5. Belytschko T., Krongauz Y., Organ D., Fleming M., Krysl P. Meshless methods: An overview and recent developments. *Comput. Method. Appl. M.*, 1996, vol. 139, no. 1-4, pp. 3-47. DOI
6. Wright T.W., Ravichandran G. Canonical aspects of adiabatic shear bands. *Int. J. Plasticity*, 1997, vol. 13, no. 4, pp. 309-325. DOI
7. Medyanik S.N., Liu W.K., Li S. On criteria for dynamic adiabatic shear band propagation. *J. Mech. Phys. Solids*, 2007, vol. 55, no. 7, pp. 1439-1461. DOI
8. Rittel D., Ravichandran G., Venkert A. The mechanical response of pure iron at high strain rates under dominant shear. *Mater. Sci. Eng.*, 2006, vol. 432, no. 1-2, pp. 191-201. DOI
9. Rittel D., Wang Z.G., Merzer M. Adiabatic shear failure and dynamic stored energy of cold work. *Phys. Rev. Lett.*, 2006, vol. 96, 075502. DOI
10. Rittel D., Landau P., Venkert A. Dynamic recrystallization as a potential cause for adiabatic shear failure. *Phys. Rev. Lett.*, 2008, vol. 101, 165501. DOI
11. Marchand A., Duffy J. An experimental study of the formation process of adiabatic shear bands in a structural steel. *J. Mech. Phys. Solids*, 1988, vol. 36, no. 3, pp. 251-283. DOI
12. Barker L.M. *Behavior of dense media under high dynamic pressures*. New York: Gordon and Breach, 1968. 483 p.
13. Swegle J.W., Grady D.E. Shock viscosity and the prediction of shock wave rise time. *J. Appl. Phys.*, 1985, vol. 58, no. 2, pp. 692-701. DOI
14. Razorenov S.V., Kanel G.I., Fortov V.E., Abasehov M.M. The fracture of glass under high-pressure impulsive loading. *High Pressure Res.*, 1991, vol. 6, no. 4, pp. 225-232. DOI
15. Naimark O.B. Collective properties of defect ensembles and some nonlinear problems of plasticity and fracture. *Phys. Mesomech.*, 2003, vol. 6, no. 4, pp. 39-63.
16. Sokovikov M.A., Bilalov D.A., Chudinov V.V., Uvarov S.V., Plekhov O.A., Terekhina A.I., Naimark O.B. Nonequilibrium transitions in ensembles of defects attributed to dynamic localization of plastic deformation. *Tech. Phys. Lett.*, 2014, vol. 40, no. 12, pp. 1075-1077. DOI
17. Sokovikov M., Chudinov V., Bilalov D., Oborin V., Uvarov S., Plekhov O., Terekhina A., Naimark O. Experimental and numerical study of plastic shear instability under high-speed loading conditions. *AIP Conf. Proc.*, 2014, vol. 1623, pp. 599-602. DOI
18. Bilalov D., Sokovikov M., Chudinov V., Oborin V., Terekhina A., Naimark O. Numerical simulation and experimental investigation of localization of strain and fracture of metals under dynamic loading. *AIP Conf. Proc.*, 2014, vol. 1623, pp. 67-70. DOI
19. Sokovikov M.A., Bayandin Yu.V., Lyapunova E.A., Plekhov O.A., Chudinov V.V., Naimark O.B. Plastic strain localization and fracture mechanisms of metals subjected to dynamic loading. *Vycisl. meh. splos. sred – Computational Continuum Mechanics*, 2013, vol. 6, no. 4, pp. 467-474. DOI
20. Saveleva N.V., Bayandin Yu.V., Naimark O.B. Numerical simulation of deformation and fracture of metals under plane shock wave loading. *Vycisl. meh. splos. sred – Computational Continuum Mechanics*, 2012, vol. 5, no. 3, pp. 300-307. DOI
21. Bayandin Yu.V., Kostina A.A., Naimark O.B., Panteleev I.A. Modeling of the deformation behavior of vanadium under quasistatic loading. *Vycisl. meh. splos. sred – Computational Continuum Mechanics*, 2012, vol. 5, no. 1, pp. 33-39. DOI
22. Bouchaud E. Scaling properties of cracks. *J. Phys. Condens. Mat.*, 1997, vol. 9, no. 21, pp. 4319-4344. DOI
23. Froustey C., Naimark O., Bannikov M., Oborin V. Microstructure scaling properties and fatigue resistance of pre-strained aluminium alloys (part 1: Al-Cu alloy). *Eur. J. Mech. A-Solid.*, 2010, vol. 29, no. 6, pp. 1008-1014. DOI
24. Oborin V.A., Bannikov M.V., Naimark O.B., Palin-Luc T. Masshtabnaya invariantnost' rosta ustalostnoj treshchiny pri gigatsiklovom rezhime nagruzheniya [Scaling fatigue crack growth at gigacycle loading regime]. *Pis'ma v zhurnal tekhnicheskoy fiziki – Technical Physics Letters*, 2010, vol. 36, no. 22, pp. 76-82.

Поступила в редакцию 26.06.2015; опубликована в электронном виде 30.09.2015

Сведения об авторах

Билалов Дмитрий Альфредович, асп., Институт механики сплошных сред УрО РАН (ИМСС УрО РАН), 614013, Пермь, ул. Академика Королева, д. 1; e-mail: ledon@icmm.ru

Соковиков Михаил Альбертович, кфмн, снс, ИМСС УрО РАН; e-mail: sokovikov@icmm.ru

Чудинов Василий Валерьевич, спец., ИМСС УрО РАН; e-mail: chudinov@icmm.ru

Оборин Владимир Александрович, вед. спец., ИМСС УрО РАН; e-mail: oborin@icmm.ru

Баяндин Юрий Витальевич, кфмн, нс, ИМСС УрО РАН; e-mail: buv@icmm.ru

Терехина Алёна Ильинична, асп., ИМСС УрО РАН; e-mail: terekhina@icmm.ru

Наймарк Олег Борисович, дфмн, проф., зав. лаб., ИМСС УрО РАН; e-mail: naimark@icmm.ru