

DOI: 10.7242/1999-6691/2017.10.1.9

УДК 669.017:539.4; 669.017:539.52

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ ОБРАЗЦОВ В УСЛОВИЯХ БЛИЗКИХ К ЧИСТОМУ СДВИГУ

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

Проведено теоретическое и экспериментальное изучение механизмов локализации пластической деформации при динамическом нагружении на разрезном стержне Гопкинсона–Кольского образцов специальной формы, изготовленных из алюминиевого сплава АМг6 и предназначенных для испытаний в условиях, близких к чистому сдвигу. Механизмы неустойчивости пластического течения связываются с коллективными эффектами в ансамбле микродефектов в пространственно-локализованных областях, in-situ визуализация которых проводилась при помощи высокоскоростной инфракрасной камеры CEDIP Silver 450M. Расчёт, соответствующий экспериментальной схеме нагружения, реализован с использованием широкодиапазонных определяющих соотношений, отражающих зависимость механизмов структурной релаксации – проявления коллективного поведения микродефектов – от развития локализованной неустойчивости пластического сдвига. Микроструктурный анализ деформированных образцов заключался в исследовании пространственного скейлинга рельефа (шероховатости) по данным интерферометра-профилометра New View-5010 в областях локализации пластической деформации. Увеличение показателя структурного скейлинга (показателя Хёрста) отражало степень многомасштабного коррелированного поведения дефектов и индуцированной ими шероховатости в областях локализованной пластичности. Инфракрасное сканирование области локализации деформации, численное моделирование и последующая оценка дефектной структуры подтвердили предположение о том, что эффекты температурного разупрочнения не играют решающей роли в процессе локализации пластического сдвига испытываемого материала при рассматриваемых режимах нагружения. Обоснован новый, один из возможных, механизм локализации пластической деформации при динамическом нагружении, обусловленный многомасштабным коллективным поведением мезодефектов – структурно-скейлинговыми переходами, устанавливающий стадийность развития локализованного сдвига.

Ключевые слова: численное моделирование, локализация пластического сдвига, микродефекты, динамическое нагружение

NUMERICAL MODELING AND EXPERIMENTAL STUDY OF PLASTIC STRAIN LOCALIZATION AT DYNAMIC LOADING OF SAMPLES UNDER CONDITIONS CLOSE TO PURE SHEAR

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

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

We have studied theoretically and experimentally factors that control plastic strain localization in AlMg6 samples of special shape dynamically loaded during Hopkinson–Kolsky pressure bar tests in a regime close to pure shear conditions. The mechanisms of plastic flow instability are related to collective effects in spatially localized regions. Use of a high-speed infra-red camera CEDIP Silver 450M allowed us to explore the side surfaces of samples in a real-time mode. Mathematical modeling was carried out to investigate the process of plastic shear localization. Numerical calculations associated with the proposed loading scheme were conducted using wide range constitutive equations, which reflect the relation between the mechanisms of structural relaxation caused by the collective behavior of micro-defects and the auto-wave modes of plastic deformation localization. Upon the completion of the test, the microstructural analysis of the samples was performed with an optical microscope-interferometer NewView-5010. The interferometer was also used to carry out the fractal analysis of the surface relief in the areas of intensive deformation localization. After the test, the Hurst exponent, reflecting a correlation between the behavior of defects and the roughness of different scale levels on the sample surface induced by these defects, increases. We have revealed the distinguishing features of plastic deformation that might be associated with the collective scaling behavior of defects producing an abrupt reduction in the relaxation time of stresses, as well as a localized plastic flow. Infrared scanning of the deformation localization region, numerical modeling and subsequent study of the defect structure led to the conclusion that the temperature-softening effects do not play a decisive role in the process of plastic shear localization for the examined material under given loading conditions. One of the mechanisms responsible for this localization is caused by nonequilibrium transitions in the defect ensemble.

Key words: numerical simulation, plastic shear localization, microdefects, dynamic loading

1. Введение

Локализация пластической деформации в металлах при их динамическом деформировании — сложный процесс, зависящий от ряда факторов: температуры, скорости и величины деформации, эволюции структуры материала и другого. Изучению этого явления посвящены работы [1–4]. На сегодняшний день существует две распространённые точки зрения на механизмы локализации деформации. Одни связываются с термопластической неустойчивостью [5, 6], другие — с эволюцией структуры [7–9]. Целью данной работы является теоретическое обоснование и экспериментальное подтверждение решающей роли структурных переходов в ансамбле дефектов (микросдвигов) как одного из механизмов локализации пластической деформации.

2. Экспериментальное исследование

На экспериментальной установке (разрезном стержне Гопкинсона–Кольского) испытывались образцы специальной формы (П-образцы, см. Рис. 1) из сплава АМгб с целью изучения локализации пластической

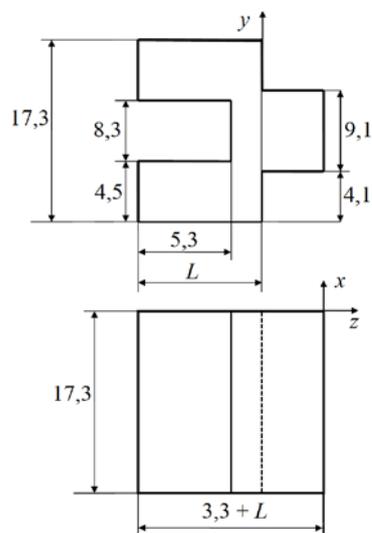


Рис. 1. П-образец для испытаний в условиях, близких к чистому сдвигу

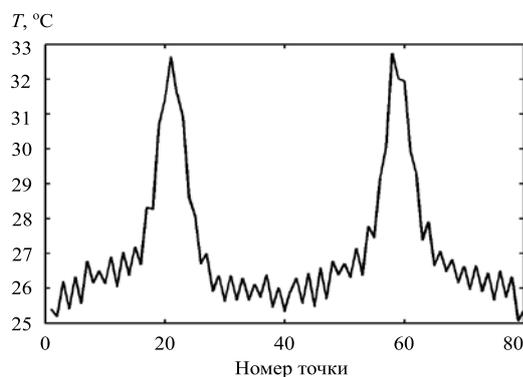


Рис. 2. Профиль температуры вдоль оси y ; максимумы соответствуют зонам локализованной пластичности

деформации в условиях, близких к чистому сдвигу [10]. Все размеры на рисунке указаны в миллиметрах, размер L варьировался от 8,3 до 12,3 мм. При динамическом сжатии данного образца на установке пластический сдвиг локализовался в узких областях.

Скорость деформации варьировалась в диапазоне от 1800 до 6000 с^{-1} . Температура в процессе деформирования регистрировалась в режиме реального времени на боковой поверхности образцов посредством высокоскоростной инфракрасной камеры CEDIP Silver 450M (ее технические характеристики: чувствительность не менее 25 мК при 300 К, спектральный диапазон 3–5 мкм).

На рисунке 2 приведён график профиля температуры вдоль оси y . Приращение температуры в процессе деформирования в различных испытаниях лежало в диапазоне от 7°C до 70°C. Полученные значения оказались существенно меньше температуры плавления (составили примерно 10% от неё). Согласно справочнику [11], такой разогрев снижает прочность не более чем на 6%. Этот факт позволил заключить, что для испытываемого материала при реализуемых режимах нагружения эффект температурного разупрочнения не играет решающей роли в процессе локализации сдвига.

3. Математическое моделирование процесса локализации пластического сдвига

Численный расчёт, соответствующий вышеуказанной схеме нагружения, проводился с использованием системы определяющих соотношений [9], отражающих связь механизмов структурной релаксации, обусловленных коллективным поведением микросдвигов, с автоволновыми режимами развития локализованного пластического течения. Полная система уравнений, описывающих поведение материала при динамическом деформировании, включала:

– уравнение движения

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

– уравнение неразрывности

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

– геометрическое уравнение

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

– представление тензора напряжений в виде шаровой и девиаторной частей

$$\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{\sigma}_s + \boldsymbol{\sigma}_d;$$

– определяющие соотношения деформируемого твёрдого тела с дефектами

$$\begin{aligned} \dot{\boldsymbol{\sigma}} &= \lambda I_1(\dot{\boldsymbol{\epsilon}})\mathbf{E} + 2G(\dot{\boldsymbol{\epsilon}} - \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^p - \dot{\mathbf{p}}), \\ \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^p &= \frac{l_3}{l_1 l_3 - l_2^2} \boldsymbol{\sigma}_d - \frac{l_2}{l_1 l_3 - l_2^2} \frac{\partial F}{\partial \mathbf{p}}, \\ \dot{\mathbf{p}} &= \frac{l_2}{l_1 l_3 - l_2^2} \boldsymbol{\sigma}_d - \frac{l_1}{l_1 l_3 - l_2^2} \frac{\partial F}{\partial \mathbf{p}}; \end{aligned}$$

– уравнение для расчёта температуры

$$\rho C_p \dot{T} = \boldsymbol{\sigma} : (\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^p + \dot{\mathbf{p}});$$

– выражение для свободной энергии

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

Здесь приняты обозначения: ρ — плотность материала; \mathbf{V} — вектор скорости; $\dot{(\cdot)}$ — материальная производная; $\nabla(\cdot)$ — оператор набла; $\dot{\boldsymbol{\epsilon}}$ — тензор скорости деформации; $\boldsymbol{\sigma}$ — тензор напряжений; $I_1(\cdot)$ — первый инвариант тензора; \mathbf{E} — единичный тензор; $\boldsymbol{\epsilon}^p$ — тензор (девиатор) пластических деформаций; \mathbf{p} — тензор (девиатор) плотности микродефектов; λ и G — упругие константы материала; F — свободная энергия, которая является функцией \mathbf{p} и $\boldsymbol{\sigma}$; C_p — теплоёмкость; T — температура; $p = \sqrt{\mathbf{p} : \mathbf{p}}$ — интенсивность тензора плотности микродефектов; $c_1, c_2, c_3, c_4, \delta$ — константы потенциала F ; l_1, l_2, l_3 — положительные кинетические коэффициенты, в общем случае зависящие от параметров состояния и удовлетворяющие соотношению $l_1 l_3 - l_2^2 > 0$. Для сплава АМгб значения констант были определены в работе [12], и они равняются: $\rho = 2640$ кг/м³ — начальная плотность; $G = 27$ ГПа; $\lambda = 0,3$; $C_p = 922$ Дж/(кг·К); $l_1 = 10^{-5}$; $l_2 = 9,3 \cdot 10^{-5}$; $l_3 = 10^{-4}$; $\delta = 1,5$; $c_1 = 0,00543552$; $c_2 = 0,519173$; $c_3 = 0,581389$; $c_4 = 0,00608689$.

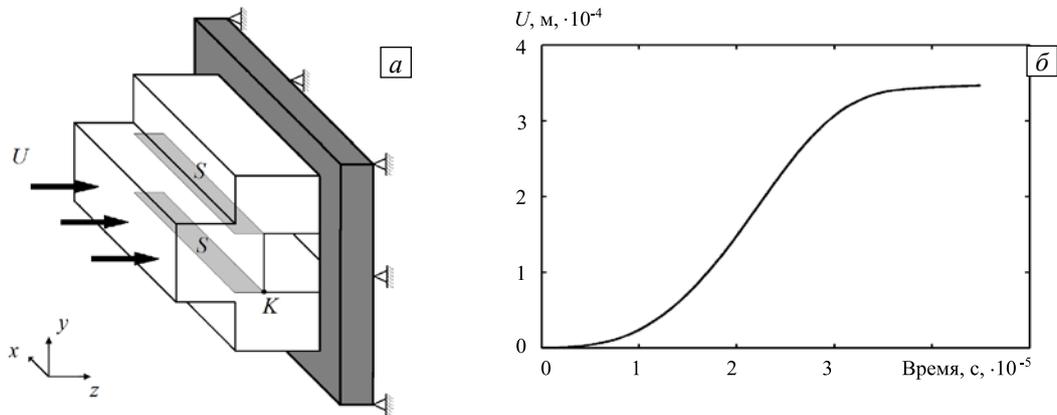


Рис. 3. Схема нагружения П-образца в численном расчёте (а) и характер заданных перемещений (б)

Граничные условия схематически изображены на рисунке 3а. На одной из поверхностей образца задавались перемещения U (обозначены стрелками), которые брались из эксперимента (их вид в зависимости от времени изображён на рисунке 3б), а другая поверхность закреплялась (места закрепления обозначены треугольниками). Остальные грани образца считались свободными. Кроме того, как в эксперименте, так и в расчёте использовалась рамка из жёсткого материала (показана на рисунке серым цветом) для создания плоского деформированного состояния.

4. Анализ напряжённо-деформированного состояния

Анализ напряжённо-деформированного состояния (НДС) имело целью выявление степени неоднородности полей напряжений, деформаций и температуры вдоль оси x (Рис. 3). Эта информация важна по следующим причинам. Во-первых, в эксперименте тепловыделение определяется только

на боковой поверхности, а значит, возникает вопрос: насколько оно соответствует разогреву в сечениях, параллельных боковой поверхности образца. Во-вторых, расчёт в плоской постановке (при плоском деформированном состоянии) существенно экономит время вычислений, поскольку позволяет представить область интегрирования на более детальной конечно-элементной сетке. Результаты расчёта показаны на рисунках 4–7.

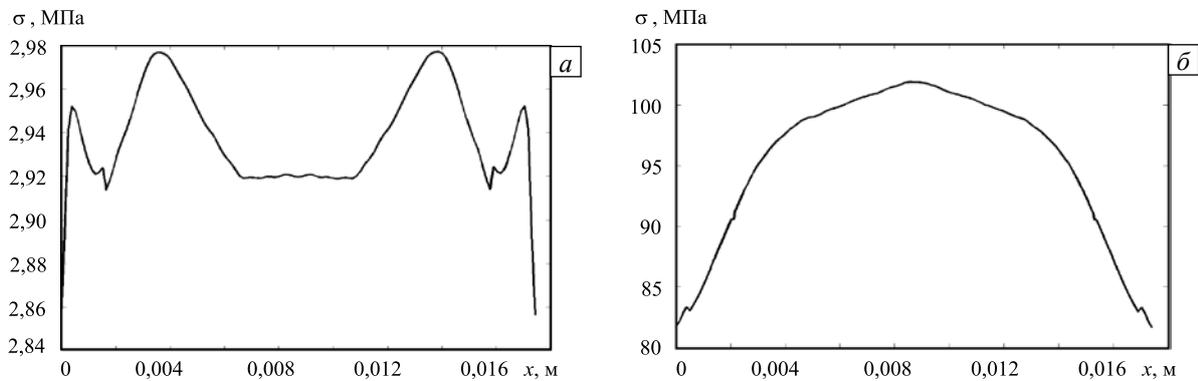


Рис. 4. Интенсивность напряжений вдоль оси x в момент времени, которому отвечает их максимальное значение $2,3 \cdot 10^{-5}$ с (а), и в конечный момент нагружения $4,7 \cdot 10^{-5}$ с (б)

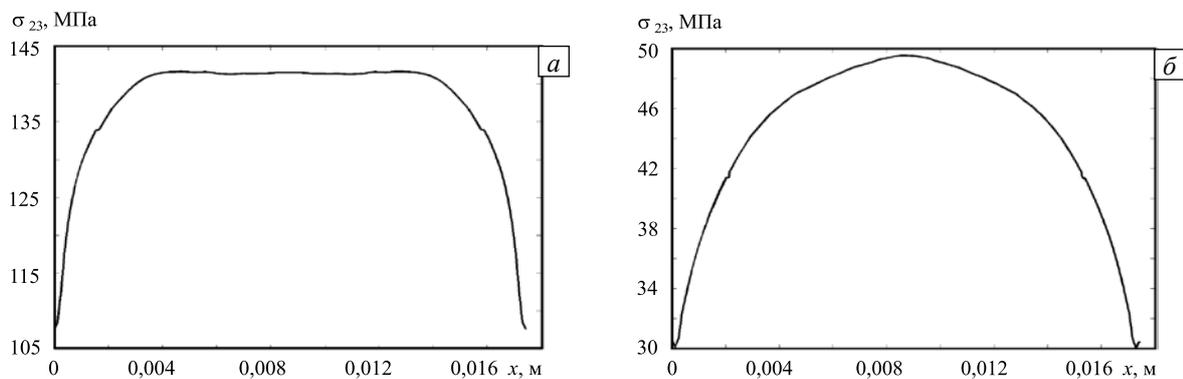


Рис. 5. Распределение вдоль оси x сдвиговой компоненты (σ_{23}) тензора напряжений в момент времени $2,3 \cdot 10^{-5}$ с, которому отвечает максимальное значение напряжений (а), и в конечный момент нагружения $4,7 \cdot 10^{-5}$ с (б)

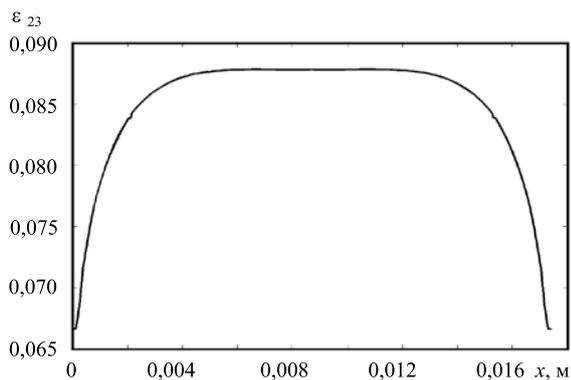


Рис. 6. Распределение вдоль оси x сдвиговой компоненты (ε_{23}) тензора деформаций в конечный момент нагружения ($4,7 \cdot 10^{-5}$ с)

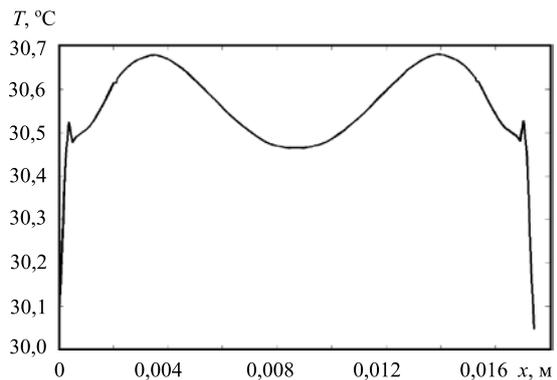


Рис. 7. Характер температуры в зависимости от координаты x в конечный момент нагружения ($4,7 \cdot 10^{-5}$ с)

Для анализа НДС была выбрана область вблизи точки K — точки-концентратора напряжений (Рис. 3а). В этой же области наблюдался наибольший рост температуры и максимальное значение сдвиговой деформации (ε_{23}), преобладающей при рассматриваемом типе нагружения. Напряжения рассчитывались в момент времени, в который они принимали максимальные значения, и в момент окончания процесса нагружения. Температура и деформация рассматривались только во втором случае, так как эти параметры, в отличие от напряжений, монотонно увеличивались в течение всего процесса деформирования. Неоднородность по оси x достигала: для интенсивности напряжений в пиковый момент

($4,7 \cdot 10^{-5}$ с) 4% (Рис. 4а), в конце процесса — 19,9% (Рис. 4б), для сдвиговой компоненты тензора напряжений (σ_{23}), соответственно, — 24% (Рис. 5а) и 39,4% (Рис. 5б), для деформации ε_{23} — 24,2%. В данном случае под неоднородностью понималась разность между максимальным и минимальным значениями параметра вдоль оси x , отнесённая к максимальному значению. Компоненты тензоров напряжений и деформаций не исследовались на однородность, поскольку их значения (0,030 — у деформаций и 50МПа — у напряжений) оставались существенно меньшими, соответственно, $\varepsilon_{23} = 0,088$ и $\sigma_{23} = 142$ МПа. Неоднородность температуры по ширине образца составила всего лишь 2%. В эксперименте (см. раздел 2) этот результат наиболее значимый, так как температура — один из немногих параметров, по которому можно количественно судить о соответствии теории и эксперимента при исследовании локализации пластической деформации при динамическом нагружении образцов в условиях, близких к чистому сдвигу. Кроме того, можно сделать вывод, что способ измерения температуры на поверхности даёт достоверную информацию о тепловыделениях внутри образца (при выбранных геометрии и скоростях нагружения).

В целом можно сделать вывод, что по ширине образца НДС достаточно однородно. Общая погрешность не превысила 24%. Также изучалось влияние теплопроводности для того, чтобы выяснить, насколько справедливо пренебрежение распространением тепла при динамическом нагружении материала в случае испытаний рассматриваемых П-образцов. Анализ проводился с использованием упрощённой упругопластической модели, включающей уравнение для температуры следующего вида:

$$\rho C_p \dot{T} = \sigma : \dot{\varepsilon}^p + \alpha \Delta T,$$

где $\Delta(\cdot)$ — оператор Лапласа, α — коэффициент теплопроводности.

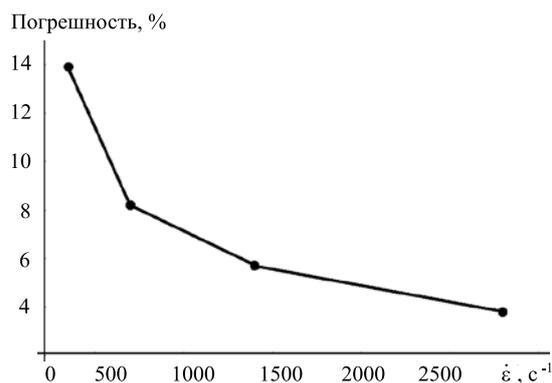


Рис. 8. Зависимость влияния теплопроводности от скорости деформации

При различных скоростях деформации сравнивались поля распределения температуры на боковой поверхности, полученные при $\alpha = 0$ (в отсутствие распространения тепла) и $\alpha \neq 0$ (тепло распространяется). Абсолютная величина разности распределений относилась к значению наименьшего из них. Таким образом, получалось поле относительной погрешности при условии пренебрежения теплопроводностью. Максимальное значение данной погрешности во всей исследуемой области принималось за погрешность при заданной скорости деформации. График представлен на рисунке 8. Видно, что, начиная со скорости деформирования $1800 c^{-1}$, погрешность расчёта температуры в случае пренебрежения теплопроводностью находится в пределах 5%, а с дальнейшим ростом скорости нагружения ещё

уменьшается. Таким образом, неучёт распространения тепла с высокой степенью достоверности правомерен в рассматриваемом диапазоне скоростей деформирования. Кроме того, при $\alpha = 0$ существенно (в 3–4 раза) сокращается время счёта.

5. Результаты моделирования

Предложенная экспериментальная методика нагружения П-образцов образцов даёт возможность сравнивать расчётные и экспериментальные данные. Во-первых, сопоставляются поля температуры на боковой поверхности. Пример рассчитанного профиля представлен на рисунке 9. Для всех скоростей нагружения результаты моделирования находятся в хорошем соответствии с установленными экспериментально данными (см. раздел 2). Во-вторых, для измерения технического макроскопического сдвигового напряжения предлагается следующая формула:

$$\tau(t) = P(t)/(2S),$$

где $\tau(t)$ — зависимость напряжения от времени, $P(t)$ — известная из эксперимента действующая вдоль оси z сила (Рис. 3), S — площади областей, обозначенных на рисунке 3 светло-серым цветом.

График макроскопического сдвигового напряжения, полученного в эксперименте, приведён на рисунке 10. Там же показан соответствующий ему график сдвиговой компоненты тензора напряжений σ_{23} в области наибольшей концентрации. Некоторое расхождение кривых связано с рядом причин.

Во-первых, в расчёте напряжения в выбранной области появляются не сразу, а лишь после определённого этапа нагружения. При нахождении же технических напряжений предполагается, что они действуют постоянно, начиная с момента приложения силы. Во-вторых, в расчёте технического напряжения не учитывается имеющееся на самом деле изменение площади области S . В-третьих, экспериментальная методика даёт лишь осреднённую макроскопическую величину напряжений по области. Тем не менее, такой подход позволяет с высоким уровнем точности количественно оценивать максимальные касательные напряжения, возникающие в области их наибольшей концентрации.

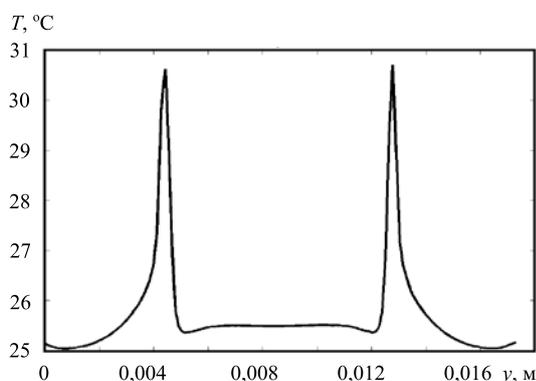


Рис. 9. Профиль вдоль оси y температуры боковой поверхности образца, полученный в расчёте

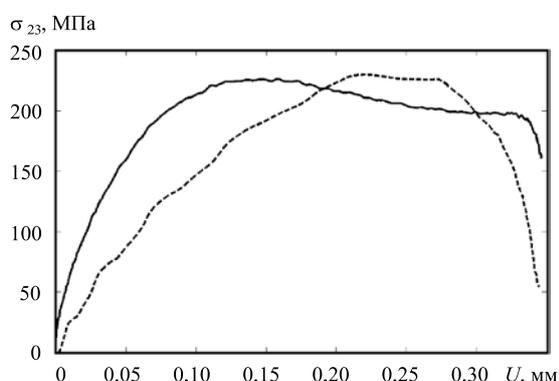


Рис. 10. Зависимость технического сдвигового напряжения (сплошная линия) и сдвиговой компоненты тензора напряжений σ_{23} (пунктирная линия) от перемещений на торце образца

Результаты 3D численного моделирования представлены на рисунке 11.

На рисунке 12 по высоте образца изображён профиль сдвиговой компоненты тензора плотности микродефектов p_{12} (в трёхмерном случае — p_{23}), полученный в двумерном расчёте, и соответствующий ему профиль из трёхмерного вычислительного эксперимента. Видно, что графики хорошо согласуются. Погрешность составляет 15%. Качественное несоответствие одного из пиков на рисунке 12, по-видимому, связано с разницей в задании граничных условий: в 3D случае используется рамка, как показано на рисунке 3, что соответствует экспериментальным условиям; в 2D случае наличие рамки моделируется путём задания граничных условий в виде запрета перемещений вверх на верхней поверхности образца и вниз на нижней грани соответственно.

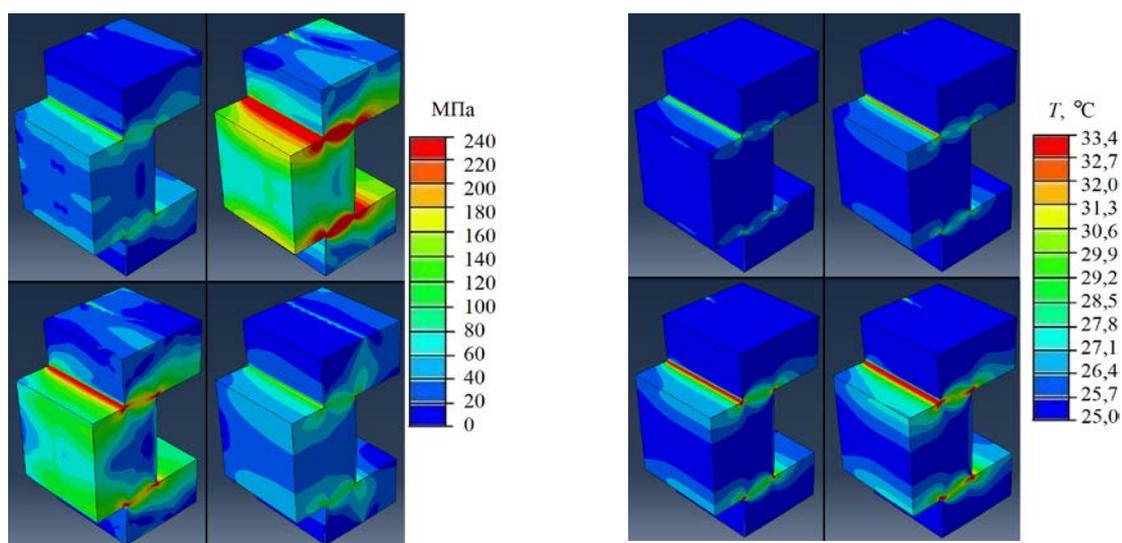


Рис. 11. Эволюция распределения интенсивности напряжений, МПа (а), температуры, °C (б), сдвиговой компоненты тензора плотности микродефектов p_{23} (в) в моменты времени, с (соответствие времени следует рассматривать слева направо и сверху вниз): $1,1 \cdot 10^{-5}$; $2,3 \cdot 10^{-5}$; $3,5 \cdot 10^{-5}$; $4,7 \cdot 10^{-5}$

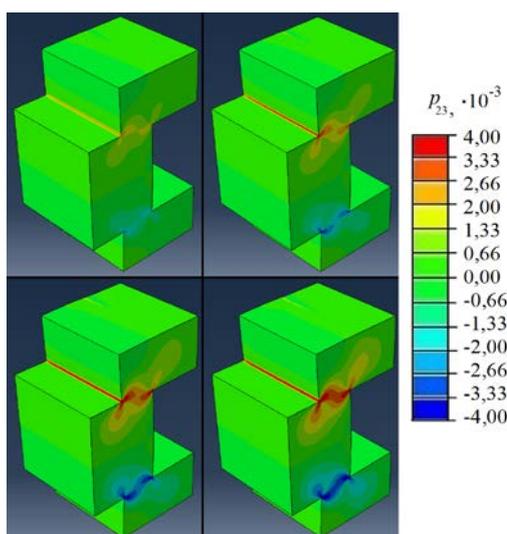


Рис. 11. Продолжение

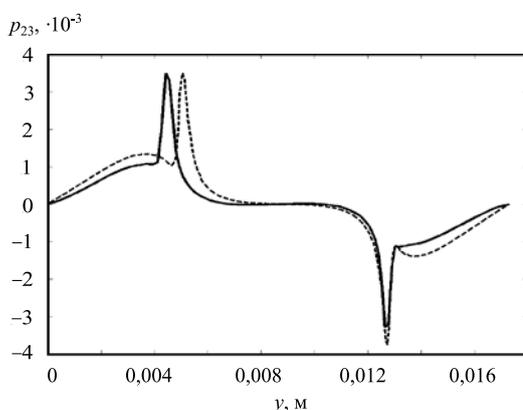


Рис. 12. Профиль вдоль оси y сдвиговой компоненты тензора плотности микродефектов на боковой поверхности образца по результатам трёхмерного (сплошная линия) и плоского (пунктирная линия) расчётов

В различных вычислительных экспериментах выявлено, что в области наиболее интенсивной локализации деформации величины p_{12} (p_{23}) принимают максимальные значения от 0,004 до 0,012. Значение разогрева в этих же областях находится в пределах от 7°C до 70°C . Следовательно, деформации, являющиеся результатом термического расширения, варьируются от 0,00016 до 0,0016, что почти на порядок меньше деформаций, обусловленных дефектами.

Кроме того, проведена численная оценка влияния скорости деформации (при фиксированной величине деформации) на разогрев деформируемого образца и сопоставлено термическое разупрочнение с разупрочнением, вызванным дефектами. Данные исследований представлены в таблице.

Исходя из результатов таблицы, можно сделать вывод, что при скоростях деформации 10^3 c^{-1} (именно такой режим и рассматривается в рамках настоящей статьи) дефекты играют решающую роль в разупрочнении и запуске механизмов локализации пластической деформации. В дальнейшем локализацию пластического течения подхватывает и усиливает механизм термопластической неустойчивости, но инициируется она именно за счёт структурных переходов в ансамбле мезодефектов (микросдвигов). Также из таблицы видно, что с повышением скорости деформирования роль термического разупрочнения возрастает, а роль дефектного разупрочнения падает. Это в очередной раз подтверждает, что разогрев не играет решающей роли в процессе локализации пластической деформации для сплава АМгб и заданных режимов нагружения. Связь роста плотности дефектов с механизмами структурной релаксации отображена на рисунке 13.

Таблица. Величины термического и дефектного разупрочнений при различных скоростях деформирования, но фиксированной величине деформации

Скорость деформации, c^{-1}	Значение $p_{23} \times 10^3$ в области локализации	Значение температуры в области локализации, $^{\circ}\text{C}$	Разупрочнение за счёт дефектов, МПа	Термическое разупрочнение [11], МПа
10^2	2,36	28	128	2
10^3	4,33	42	236	7
10^4	3,19	118	174	58

В работе исследовалась сходимость численных расчётов. С этой целью в качестве анализируемых параметров были выбраны сдвиговые компоненты тензоров напряжений, деформаций и плотности микродефектов в области интенсивной локализации деформации. Остальные компоненты не рассматривались, поскольку указанные являются преобладающими. Сходимость температуры отдельно не оценивалась, так как она, согласно уравнению, по которому вычисляется температура, автоматически следует из сходимости выбранных переменных. Рассматривалась двумерная постановка, потому что в этом случае можно добиться более детального разбиения области интегрирования. Шаг интегрирования по пространству уменьшался с каждой итерацией, при этом сравнивались относительные приращения значений анализируемых параметров на текущем и предыдущем шагах. Соответствующие результаты изображены на рисунках 14–16. По графикам видно, что расчёты сходятся, что свидетельствует об адекватности численного эксперимента.

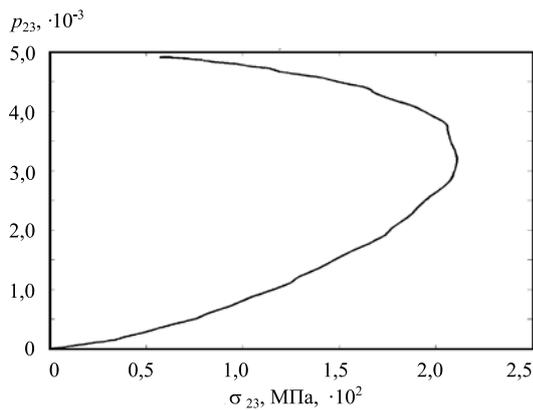


Рис. 13. Характерный вид нелинейной реакции материала на рост плотности дефектов в области интенсивной локализации пластического сдвига, полученный в численном эксперименте

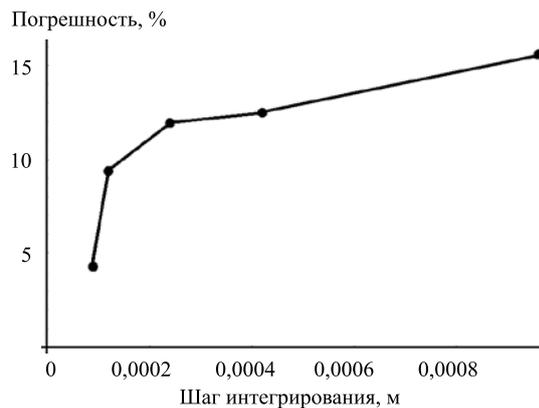


Рис. 14. График сходимости сдвиговой компоненты тензора деформаций

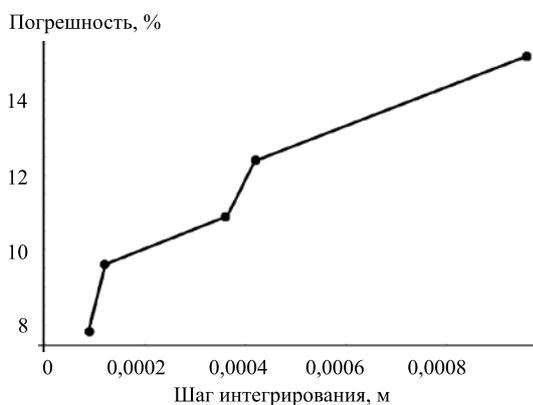


Рис. 15. График сходимости сдвиговой компоненты тензора напряжений

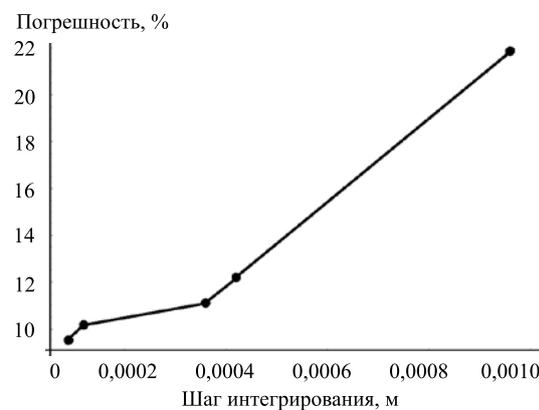


Рис. 16. График сходимости сдвиговой компоненты тензора плотности микродефектов

6. Структурные исследования

Закономерности структурного скейлинга, сопровождающие развитие неустойчивости пластического сдвига, изучались на основе анализа поверхностного рельефа в области локализации на предварительно подготовленных образцах (боковая поверхность образцов полировалась перед испытаниями). Поверхностный рельеф в области максимальных сдвиговых деформаций (до и после нагружения) регистрировался с помощью интерферометра-профилометра высокого разрешения New-View 5010 (при увеличении $\times 500$), и затем методами фрактального анализа устанавливалась степень коррелированного поведения многомасштабных дефектных структур. В пределах каждого «окна» размером 965×213 мкм рассматривалось 10–12 одномерных профилей, что обеспечивало представительность данных о структуре рельефа, индуцированного дефектами, с разрешением $\sim 0,1$ нм по вертикали и $\sim 0,1$ мкм по горизонтали.

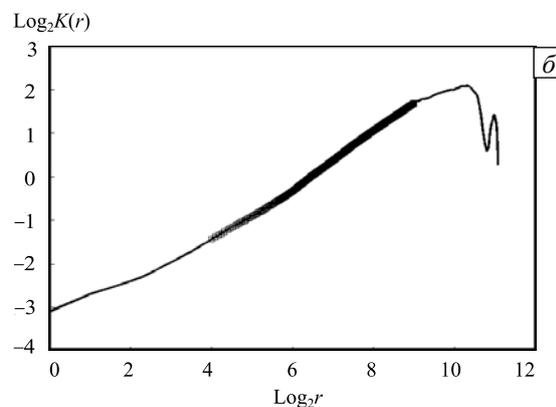
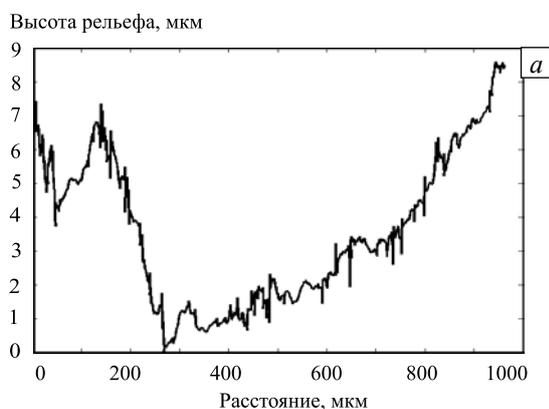


Рис. 17. Характерный одномерный профиль рельефа боковой поверхности образца (а) и вид зависимости на ней после деформирования $\log_2 K(r)$ от $\log_2 r$ образца (б)

По одномерным экспериментальным профилям рельефа поверхности разрушения (Рис. 17а) вычислялась функция $K(r)$ по формуле [13]:

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

где $K(r)$ — усреднённая разность значений высот рельефа поверхности $z(x+r)$ и $z(x)$ на окне размером r , H — показатель Хёрста. Использование при описании функции $K(r)$ логарифмических координат (Рис. 17б) позволяет провести оценку показателя структурного скейлинга H (показателя Хёрста) как пространственного инварианта, определяемого постоянным наклоном зависимости $\log_2 K(r)$ от $\log_2 r$.

Сравнительный анализ масштабнo-инвариантных характеристик динамически нагруженных образцов позволил установить значительное увеличение показателя Хёрста (до 0,66) в широком диапазоне пространственных масштабов (7–170 мкм) в отличие от недеформированных образцов ($H \sim 0,35$ при масштабах 14–289 мкм). Более содержательные результаты могут быть связаны с количественным нахождением величин нижнего и верхнего масштабов, необходимых для определения структурных масштабов, обуславливающих коррелированное поведение дефектов в области локализации деформации [14].

6. Выводы

Данные проведённого численного анализа в сопоставлении с результатами оригинальных экспериментальных и структурных исследований позволили предложить обоснование механизма локализации пластической деформации. Показано, что зарождение неустойчивости пластического сдвига при динамическом нагружении может являться следствием формирования коллективных мод ансамблей мезодефектов (микродвигов), имеющих автосолитонную динамику. Их инициирование приводит к резкому уменьшению эффективных времен релаксации напряжений на соответствующих пространственных масштабах и локализации пластического течения. Сопоставление данных оригинальных динамических экспериментов, «in-situ» инфракрасного сканирования и численного изучения подтвердило незначительное влияние температуры на развитие неустойчивости пластического сдвига. Морфология области локализованного сдвига позволила установить выраженную многомасштабную коррелированность рельефа зоны локализованного сдвига, отражающую взаимозависимость в поведении ансамблей дефектов, сопровождающих резкое уменьшение эффективных времен релаксации напряжений.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (проекты № 16-48-590534-р_а, 16-41-590892-р_а, 17-08-00905_а).

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. 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](#)
3. Nemat-Nasser S., Li Y.-F., Isaacs J.B. Experimental/computational evaluation 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. Wright T.W., Ravichandran G. Canonical aspects of adiabatic shear bands // *Int. J. Plasticity.* – 1997. – Vol. 13, no. 4. – P. 309-325. [DOI](#)
6. Molinari A., Clifton R.J. Analytical characterization of shear localization in thermoviscoplastic materials // *J. Appl. Mech.* – 1987. – Vol. 54, no. 4. – P. 806-812. [DOI](#)
7. Rittel D., Landau P., Venkert A. Dynamic recrystallization as a potential cause for adiabatic shear failure // *Phys. Rev. Lett.* – 2008. – Vol. 101. – P. 165501. [DOI](#)
8. Burns T.J. Does a shear band result from a thermal explosion? // *Mech. Mater.* – 1994. – Vol. 17, no 2-3. – P. 261-271. [DOI](#)
9. Наймарк О. Б. Коллективные свойства ансамблей дефектов и некоторые нелинейные проблемы пластичности и разрушения // *Физ. мезомех.* – 2003. – Т. 6, № 4. – С. 45-72.
10. Образец для испытания на сдвиг (варианты) и способ испытаний его: пат. 2482463 Российская Федерация / Наймарк О.Б., Баяндин Ю.В., Сокоиков М.А., Плехов О.А., Уваров С.В., Банников М.В., Чуудинов В.В. – № 2011114711/28; заявл. 14.04.2011; опублик. 20.05.2013, Бюл. № 14.
11. Машиностроение. Том II-3: Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы / Под общ. ред. К.В. Фролова. – М.: Машиностроение, 2001. – 880 с.
12. Билалов Д.А., Сокоиков М.А., Чуудинов В.В., Оборин В.А., Баяндин Ю.В., Терёхина А.И., Наймарк О.Б. Исследование локализации пластического сдвига в алюминиевых сплавах при динамическом нагружении // *Вычисл. мех. сплош. сред.* – 2015. – Т. 8, № 3. – С. 319-328. [DOI](#)
13. Bouchaud E. Scaling properties of cracks // *J. Phys.-Condens. Mat.* – 1997. – Vol. 9, no. 21. – P. 4319-4344. [DOI](#)

14. Оборин В.А., Банников М.В., Наймарк О.Б., Palin-Luc T. 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. A. Marchand, J. Duffy 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](#)
3. Nemat-Nasser S., Li Y.-F., Isaacs J.B. Experimental/computational evaluation 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. Wright T.W., Ravichandran G. Canonical aspects of adiabatic shear bands. *Int. J. Plasticity*, 1997, vol. 13, no. 4, pp. 309-325. [DOI](#)
6. Molinari A., Clifton R.J. Analytical characterization of shear localization in thermoviscoplastic materials. *J. Appl. Mech.*, 1987, vol. 54, no. 4, pp. 806-812. [DOI](#)
7. Rittel D., Landau P., Venkert A. Dynamic recrystallization as a potential cause for adiabatic shear failure. *Phys. Rev. Lett.*, 2008, vol. 101, 165501. [DOI](#)
8. Burns T.J. Does a shear band result from a thermal explosion? *Mech. Mater.*, 1994, vol. 17, no. 2-3, pp. 261-271. [DOI](#)
9. Naimark O.B. Collective properties of defects ensembles and some nonlinear problems of plasticity and fracture. *Phys. mesomech.*, 2003, vol. 6, no. 4, pp. 39-63
10. Naimark O.B., Bayandin Yu.V., Sokovikov M.A., Plekhov O.A., Uvarov S.V., Bannikov M.V., Chudinov V.V. Specimen for shear test (variants) and test method for it. RF Patent No 2011,114,711/28, Byull. Izobret., 20 May 2013.
11. *Mashinostroenie. Entsiklopediya. Tsvetnye metally i splavy. Kompozitsionnye metallicheskie materialy* [Mechanical Engineering. Encyclopedia. Volume II-3: Non-ferrous metals and alloys. Composite metallic materials]. Moscow: Mashinostroenie, 2001. 880 p.
12. Bilalov D.A., Sokovikov M.A., Chudinov V.V., Oborin V.A., Bayandin Yu.V., Terekhina A.I., Naimark O.B. Study of plastic shear localization in aluminum alloys under dynamic loading. *Vychisl. mekh. splosh. sred – Computational continuum mechanics*, 2015, vol. 8, no. 3, pp. 319-328. [DOI](#)
13. Bouchaud E. Scaling properties of cracks. *J. Phys.-Condens. Mat.*, 1997, vol. 9, no. 21, pp. 4319-4344. [DOI](#)
14. 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 tehnichejskoj fiziki – Technical Physics Letters*, 2010, vol. 36, no. 22, pp. 76-82.

Поступила в редакцию 15.07.2016; опубликована в электронном виде 30.03.2017

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, нс, 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