

DOI: [10.7242/1999-6691/2019.12.3.26](https://doi.org/10.7242/1999-6691/2019.12.3.26)

УДК 539.42

ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЗМА РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВОВ ЛОКАЛИЗОВАННЫМ СДВИГОМ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

М.А. Соковиков, В.В. Чудинов, В.А. Оборин, С.В. Уваров, О.Б. Наймарк

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Российская Федерация

Эксперименты по динамическому нагружению образцов из сплава АМг6 проводились на стержне Гопкинсона–Кольского и при пробивании преград. Термодинамика процесса деформирования с целью идентификации характерных стадий локализации деформации исследовалась *in-situ* путем регистрации температурных полей с использованием высокоскоростной инфракрасной камеры CEDIP Silver 450M. Измеренная в зонах локализации температура не подтверждает традиционные представления о механизме локализации деформации, обусловленном термопластической неустойчивостью. Проведены динамические испытания образцов специальной формы, разработанных для изучения локализации пластической деформации из сплавов Сталь 3, АМг6 и Д16 на разрезном стержне Гопкинсона–Кольского с применением системы неинвазивного измерения деформаций StrainMaster. Построены поля перемещений и деформаций в этих образцах. Сравнение экспериментально полученных полей температур и полей деформаций с результатами численного моделирования, реализованного с учётом особенностей кинетики накопления мезодефектов в материале, даёт удовлетворительное соответствие с точностью ~20%. В сохранённых после экспериментов образцах исследовался рельеф поверхности с помощью оптического интерферометра-профилометра NewView-5010 с последующей обработкой 3D данных деформационного рельефа, а также вычислением масштабного инварианта (показателя Хёрста) и пространственного масштаба области, на которой наблюдается коррелированное поведение мезодефектов. Данные экспериментов и анализа рельефа поверхности деформированных образцов, а также данные численного моделирования, учитывающего кинетику накопления мезодефектов в материале, позволяют предполагать, что один из механизмов локализации пластической деформации при высокоскоростном нагружении обусловлен скачкообразными процессами в дефектной структуре материалов.

Ключевые слова: локализация пластического сдвига, динамическое нагружение, численное моделирование, эволюция дефектной структуры, исследование рельефа поверхности деформированных образцов

STUDY OF LOCALIZED SHEAR FRACTURE MECHANISMS IN ALLOYS UNDER DYNAMIC LOADING

М.А. Sokovikov, V.V. Chudinov, V.A. Oborin, S.V. Uvarov, O.B. Naimark

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

The split Hopkinson - Kolsky bar was used to perform dynamic tests on AMg6 alloy samples during target perforation. Thermodynamics of the deformation process was investigated to identify the characteristic strain localization stages through *in-situ* recording of temperature fields with the infra-red camera CEDIP Silver 450M. Temperature measurements made in the localization zone have not provided sufficient evidence for the traditional strain localization mechanism occurred due to thermoplastic instability. In order to study the phenomenon of plastic strain localization with the split Hopkinson–Kolsky bar, a series of dynamic experiments were carried out on specially developed samples made of AMr6, D16 and Steel 3 alloys using the StrainMaster system, which offers non-invasive shape, strain and stress measurements. Displacement and strain fields were constructed for the samples made of AMr6, D16 and Steel 3 alloys tested under dynamic loading using the split Hopkinson - Kolsky bar. A comparison between the experimentally obtained temperature and strain fields and the numerical simulation results gained taking into account the distinguishing features of meso-defect accumulation kinetics shows that they agree well with accuracy to ~20%. The surface relief of the special shaped samples obtained experimentally was examined with the aid of an optical interferometer-profiler New-View 5010 and by performing 3D deformation relief data processing. These studies made it possible to calculate a scale invariant (Hurst index) and the spatial scale of the region, where the correlated behavior of defects can be observed. Based on the experimental results, the data of studying deformed sample surfaces and the results of numerical simulations performed taking into account the kinetics of meso-defect accumulation, we can suggest that one of the mechanisms responsible for plastic strain localization under high-speed loading conditions is caused by the jump-wise changes in the defect structure of materials.

Key words: plastic shear localization, dynamic loading, numerical simulation, defect structure evolution, study of the surface relief of deformed samples

1. Введение

Явление локализации пластической деформации, то есть образования малых областей пластического течения, в которых уровень пластической деформации на порядки выше по сравнению с окружающим материалом, представляет серьезный теоретический и практический интерес. Локализация пластической деформации металлов при динамическом нагружении является сложным процессом, зависящим от скорости и величины деформации, температуры, а также эволюции структуры материала.

На сегодняшний день существует две наиболее распространенных точки зрения на причины локализации деформации: термопластическая неустойчивость и механизмы, связанные с эволюцией структуры. Учет термопластической неустойчивости [1–12] позволил предсказать инициирование полос сдвига, их толщины и расстояние между ними при множественном возникновении. В [13, 14] показано,

что поведение материала при динамических нагрузках определяется состоянием микроструктуры (размером зерен, распределением их ориентации, плотностью дислокаций, дислокационными субструктурами и другим). В работах [15, 16] механизм формирования полос пластического течения при высоких скоростях деформирования соотносится с процессами в микроструктуре материала. В работах [17–19] утверждается, что динамическое разрушение при сдвиге кристаллических твердых тел может быть вызвано структурными переходами (динамической рекристаллизацией).

Важными факторами, обуславливающими развитие пространственной самоорганизации полос локализации пластической деформации, являются: скорость зарождения полос, скорость роста полос сдвига, характерные времена взаимодействия между полосами [20–24]. Процесс формирования и развития полос локализованного сдвига анализировался в работах [25, 26], в которых представлены результаты проведенных опытов по динамическому кручению тонкостенных цилиндрических образцов из конструкционных сталей на стержне Гопкинсона–Кольского. Были выделены три стадии: начальная, когда пластическая деформация однородна; вторая стадия, на которой возникают неоднородности из-за пластической неустойчивости; третья стадия, когда формируются полосы адиабатического сдвига. Эффекты самоорганизации множественных полос сдвига исследовались в [12, 27] для различных скоростей деформации.

Возникновение полос сдвига традиционно связывается с наличием максимума на кривой растяжения. Этот максимум обусловлен конкуренцией между стабилизацией за счет деформационного упрочнения и дестабилизацией вследствие термического разупрочнения. Существует два подхода к изучению эволюции полос сдвига. Первый подход разработан в [21] и основан на идее взаимосвязи диффузии импульса и локальной разгрузки, которая обуславливает наличие недеформируемых областей между зонами сдвига. Второй подход базируется на методах теории возмущений [28].

Линейный анализ возмущений применялся при исследовании формирования полос локализованного сдвига [7]. В [20] и [9] такой подход использовался в случае одномерного простого сдвига. В [6] для описания деформационного упрочнения материалов была модифицирована модель из [9]. Предполагалось, что длина волны, соответствующая доминирующей моде, отвечает наиболее вероятному минимальному расстоянию между полосами локализованного сдвига. Сделан вывод о том, что взаимодействие между полосами сдвига является сложным процессом, и расстояние не может быть предсказано с помощью одномерной теории возмущений.

В ряде работ для представления эволюции полос локализованного сдвига и определения расстояний между ними прибегали к известным феноменологическим моделям пластичности [29–32]: степенному закону, модели Джонсона–Кука, MTS- модели.

Экспериментально-теоретическое исследование, результаты которого представлены в данной статье, посвящено обоснованию установленного в работах [33, 34] механизма локализации пластической деформации при динамическом нагружении материалов, обусловленного коллективным многомасштабным поведением типичных мезоскопических дефектов (микросдвигов).

2. Экспериментальные исследования

Проведено теоретическое и экспериментальное изучение механизмов локализации пластической деформации в режиме, близком к чистому сдвигу, при динамическом нагружении на разрезном стержне Гопкинсона–Кольского образцов из алюминиевого сплава АМг6, проявляющего «склонность» к неустойчивости пластического течения. Для этого были разработаны и запатентованы образцы специальной формы и оснастка, обеспечивающие реализацию плоского деформированного состояния [35]. Полученные распределения температурных полей на боковой поверхности образца позволяют в режиме реального времени судить о развитии процесса локализации пластической деформации.

Термодинамика процесса деформирования с целью идентификации характерных стадий локализации деформации и развития разрушения вследствие локализованного сдвига исследовалась *in-situ* путем регистрации температурных полей с использованием высокоскоростной инфракрасной камеры CEDIP Silver 450M, которая имеет следующие основные технические характеристики: чувствительность не менее 25 мК при 300°K, спектральный диапазон 3–5 мкм, максимальный размер кадра 320240 точек [36], разрешение записи по координате («размер пиксела px ») $\sim 0,2$ мм, разрешение по времени $\sim 0,25$ мс.

В работе [37] показано, что при исследуемых скоростях деформации ($\sim 10^3$ с⁻¹) и выше характерные времена теплопроводности для сплава АМг6 существенно меньше характерных времен процесса деформирования. Образец, схема эксперимента и результаты приведены на рисунках 1, 2.

Получены поля температур *in-situ* в процессе деформирования. На рисунке 2 представлены инфракрасное изображение образца и график зависимости температуры от координаты в выбранный момент времени. Температурное поле в образце отвечает моменту, когда в процессе испытания температура достигает максимума. Погрешность измерения температуры $\sim 10\%$. Из рисунка видно, что температура в области локализации пластической деформации не превышает $\sim 45^\circ\text{C}$. Это позволяет сделать вывод о том, что температурное разупрочнение не играет решающей роли в механизме

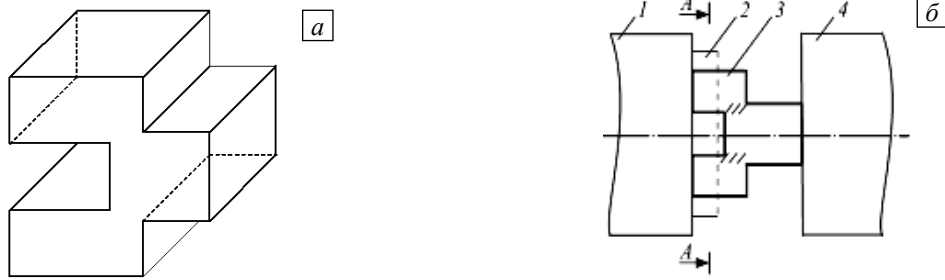


Рис. 1. Образец специальной формы (а) и схема его нагружения на стержне Гопкинсона–Кольского (б): 1 – входной стержень, 2 – рамка, 3 – образец (заштрихованные области находятся в состоянии, близком к чистому сдвигу), 4 – выходной стержень (б)

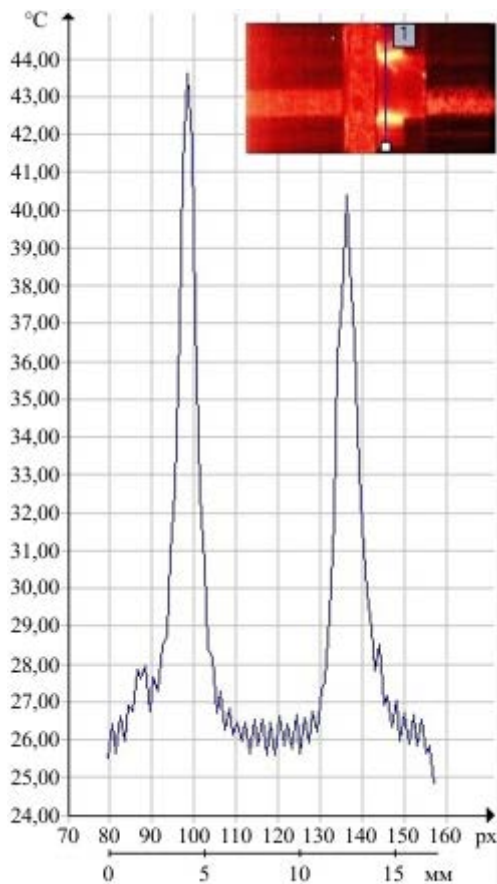


Рис. 2. Изображение образца в инфракрасных лучах в процессе испытания образца из сплава АМгб и график зависимости температуры от координаты в выбранный момент времени; максимальная температура по периметру отверстия 45°C

локализованного сдвига в данных условиях нагружения.

На рисунке 3 представлена диаграмма деформирования в координатах «истинное сдвиговое напряжение – истинная сдвиговая деформация», полученная при испытаниях на стержне Гопкинсона–Кольского для образцов специальной формы из сплава АМгб.

Также образцы из сплава алюминия АМгб испытывались на оригинальной баллистической установке по исследованию пробивания. Применялись цилиндрические ударники из высокопрочной стали, массой 7,4 г, диаметром 5 мм, длиной 48 мм.

При высокоскоростном взаимодействии ударника с мишенью реализуется разрушение, заключающееся в формировании и выносе пробки. Для исследования распределения пластических деформаций на тыльной поверхности мишени в процессе разрушения использовалась инфракрасная камера CEDIP Silver 450M. Рисунок 4 содержит схему эксперимента, фотографии пробитой мишени в разных ракурсах, выбитой пробки и ударника.

На рисунке 5 показаны инфракрасный образ отверстия после пробивания образца и график зависимости температуры от координаты в выбранный момент времени; скорость ударника 417 м/с. Температурное поле в образце представлено в момент достижения температурой в процессе испытания своего максимума. Погрешность измерения температуры составляет ~10%.

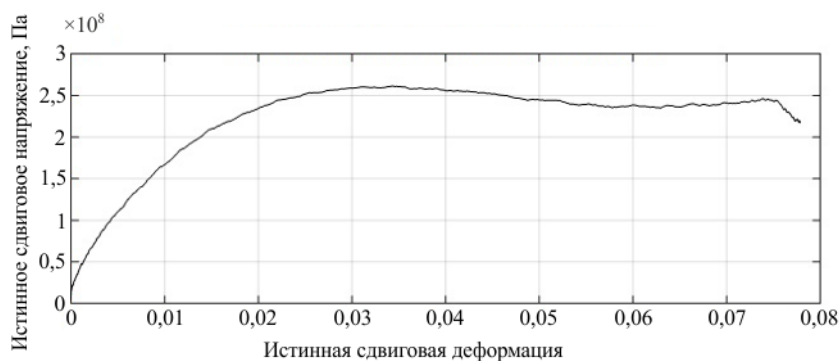


Рис. 3. Диаграмма деформирования «истинное сдвиговое напряжение – истинная сдвиговая деформация», полученная при испытаниях на стержне Гопкинсона–Кольского для образцов специальной формы из сплава АМгб

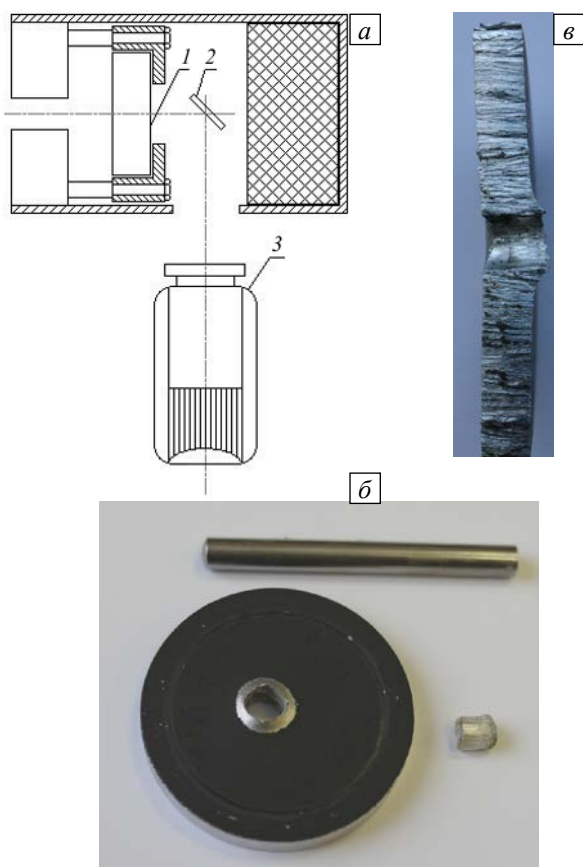


Рис. 4. Схема эксперимента (а): 1 – образец, 2 – зеркало, 3 – инфракрасная камера; пробитая мишень, выбитая пробка и ударник (б); распиленная пробитая мишень, вид сбоку (в)

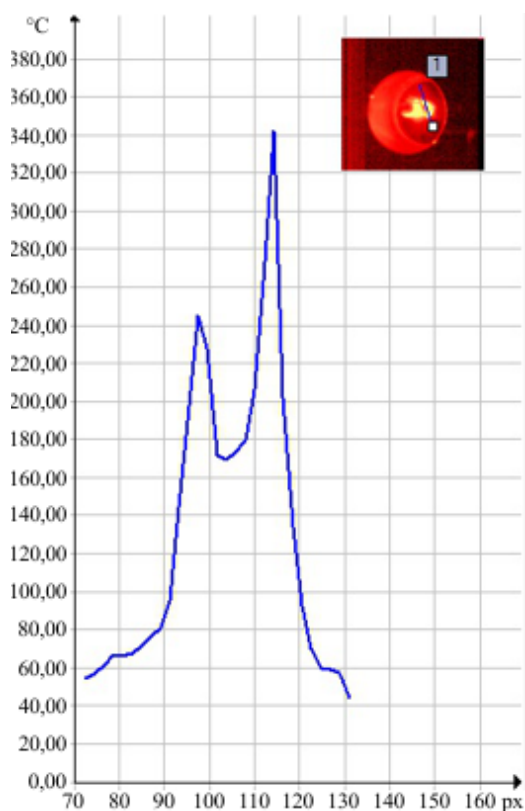


Рис. 5. Изображение образца из сплава АМг6 в инфракрасных лучах в процессе испытания и график зависимости температуры от координаты в выбранный момент времени; максимальная температура по периметру отверстия 340°C

Данные, полученные в экспериментах с инфракрасной камерой, позволяют сделать вывод о том, что температурное разупрочнение не играет решающей роли в механизме локализованного сдвига в данных условиях нагружения при средней скорости деформирования $\sim 5000 \text{ с}^{-1}$, которая была реализована при испытаниях образцов специальной формы. Здесь и далее скорости деформации в результате численного моделирования рассчитывались Д.А. Билаловым. Средняя скорость деформации при пробивании преграды составляла 13900 с^{-1} . При таких скоростях деформирования, наряду с разупрочнением, связанным с эволюцией дефектов, существенное влияние начинает оказывать температурное разупрочнение.

Экспериментально определялись поля перемещений и деформаций при динамических испытаниях образцов специальной формы из сплавов АМг6, Д16 и Сталь 3, разработанных для изучения локализации пластической деформации [35] на разрезном стержне Гопкинсона–Кольского с применением системы StrainMaster. Поля перемещений устанавливались перед и после деформирования на стержне Гопкинсона–Кольского. Далее по этим полям находились поля деформаций. Погрешности измерения полей перемещений и сдвиговых деформаций составляли $\sim 5\%$.

Результаты испытаний приведены на рисунке 8 (см. фрагменты с литерами а, в, д).

3. Численное моделирование

Полная система полевых уравнений для описания деформационного поведения материала имеет следующий вид [36–40]:

$$\rho \dot{\mathbf{v}} = \nabla \cdot \boldsymbol{\sigma}, \quad (1)$$

$$\dot{\rho} + \rho \nabla \cdot \mathbf{v} = 0, \quad (2)$$

$$\mathbf{D} = \frac{1}{2}(\nabla \mathbf{v} + \mathbf{v} \nabla), \quad (3)$$

$$\boldsymbol{\sigma}^R = \lambda I_1(\mathbf{D}) + 2G(\mathbf{D} - \mathbf{D}^{pl} - \dot{\mathbf{p}}), \quad (4)$$

$$\mathbf{D}^{pl} = \dot{\varepsilon}_0^{n_\sigma} \exp\left(\frac{U(T)}{kT}\right) \left(\Gamma_\sigma \boldsymbol{\sigma} - \Gamma_{p\sigma} \frac{\partial F}{\partial \mathbf{p}} \right), \quad (5)$$

$$\dot{\mathbf{p}} = \dot{\varepsilon}_0^{n_p} \exp\left(\frac{U(T)}{kT}\right) \left(\Gamma_{p\sigma} \boldsymbol{\sigma} - \Gamma_p \frac{\partial F}{\partial \mathbf{p}} \right), \quad (6)$$

$$\frac{F}{F_m} = \frac{p^2}{2} - \frac{p^2}{2\delta} + c_1 p + c_2 \ln(c_3 + c_4 p + p^2) - \frac{\boldsymbol{\sigma} : \mathbf{p}}{2G}, \quad (7)$$

$$\rho c \dot{T} = \alpha \Delta T + \boldsymbol{\sigma} : \mathbf{D}^{pl} - \frac{\partial F}{\partial \mathbf{p}} : \dot{\mathbf{p}}, \quad (8)$$

$$\dot{\varepsilon}_0 = \frac{\sqrt{(2/3) \dot{\boldsymbol{\varepsilon}} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}}}{\dot{\varepsilon}_c}, \quad (9)$$

$$p = \sqrt{\dot{\mathbf{p}} : \dot{\mathbf{p}}}, \quad (10)$$

и включает: уравнения движения (1) и неразрывности (2), кинематические соотношения (3), закон Гука в скоростной формулировке (4), кинетические уравнений (5), (6), выражения для неравновесной свободной энергии (7), уравнения теплопроводности (8), выражения для характерных скоростей деформации (9), (10). Здесь приняты следующие обозначения: ρ — массовая плотность; \mathbf{v} — вектор скорости; $\boldsymbol{\sigma}$ — тензор напряжений; $\boldsymbol{\varepsilon}$ — тензор деформаций; \mathbf{D} — тензор деформации скорости, \mathbf{D}^{pl} — его пластическая составляющая; $(\cdot)^R$ — производная Грина–Нагди; $I_1(\cdot)$ — первый инвариант тензора; λ и G — упругие характеристики материала; \mathbf{p} — тензор плотности микросдвигов; n_p , n_σ — константы, отвечающие за скоростную чувствительность материала; $U(T)$ — характерная энергия активации; T — температура; k — постоянная Больцмана; Γ_σ , $\Gamma_{p\sigma}$, Γ_p — кинетические коэффициенты; F — неравновесная свободная энергия; δ — параметр структурного скейлинга; F_m , c_1 – c_4 — константы аппроксимации потенциала; c — удельная теплоемкость; α — коэффициент теплопроводности; величина $\dot{\varepsilon}_c$ — параметр обезразмеривания, равный 1 с^{-1} . Точка над символами означает материальную производную. Система уравнений (1)–(10) описывает деформационное поведение пластичных материалов (металлов и сплавов) в диапазоне скоростей деформации 10^{-4} – 10^3 с^{-1} с учетом кинетики дефектов и термического разупрочнения.

Параметры модели определялись путем решения задачи минимизации невязки между экспериментальными и теоретическими диаграммами деформирования при различных скоростях деформации. Константы для сплавов АМг6 и Д16 были идентифицированы ранее в [38, 40], а константы

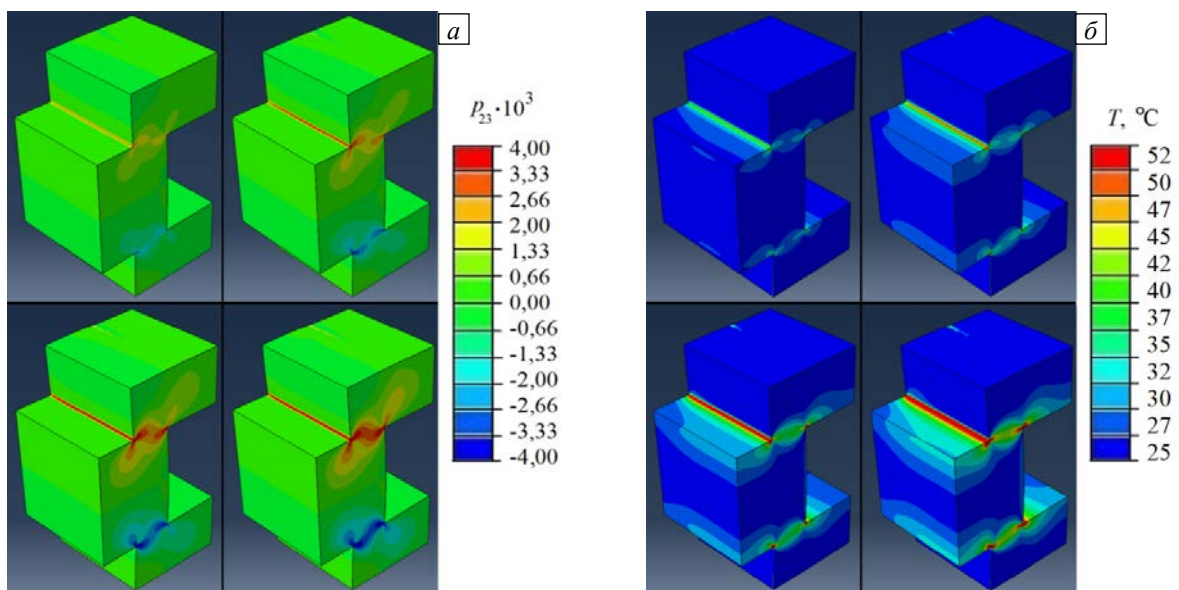


Рис. 6. Эволюция сдвиговой компоненты тензора плотности микродефектов p_{23} (а) и полей температуры (б) в образцах, результаты испытаний которых представлены на рисунках 2 и 3 в разные моменты времени $t \cdot 10^5$, с (слева направо и сверху вниз): 1,1; 2,3; 3,5; 4,7 (3D-моделирование)

для стали Ст3 были следующими: $\rho = 7840 \text{ кг/м}^3$; $G = 82 \text{ ГПа}$; $\lambda = 104 \text{ ГПа}$; $\Gamma_{\sigma} = 496000 \text{ (Па}\cdot\text{с)}^{-1}$; $\Gamma_{p\sigma} = 56000 \text{ (Па}\cdot\text{с)}^{-1}$; $\Gamma_p = 39000 \text{ (Па}\cdot\text{с)}^{-1}$; $n_p = 0,94$; $n_{\varepsilon} = 0,94$; $U(T) \equiv 0$ (в исследуемом диапазоне температур термическое разупрочнение стали Ст3 пренебрежимо мало); $c = 450 \text{ Дж/(кг}\cdot\text{К)}$; $\alpha = 55 \text{ Вт/(м}\cdot\text{град)}$.

Результаты численного моделирования экспериментов по нагружению образцов, представленных на рисунках 2–5, показаны на рисунках 6, 7. Полученные в расчетах поля температур на поверхности образцов в процессе деформирования соответствуют экспериментальным данным с точностью $\sim 20\%$.

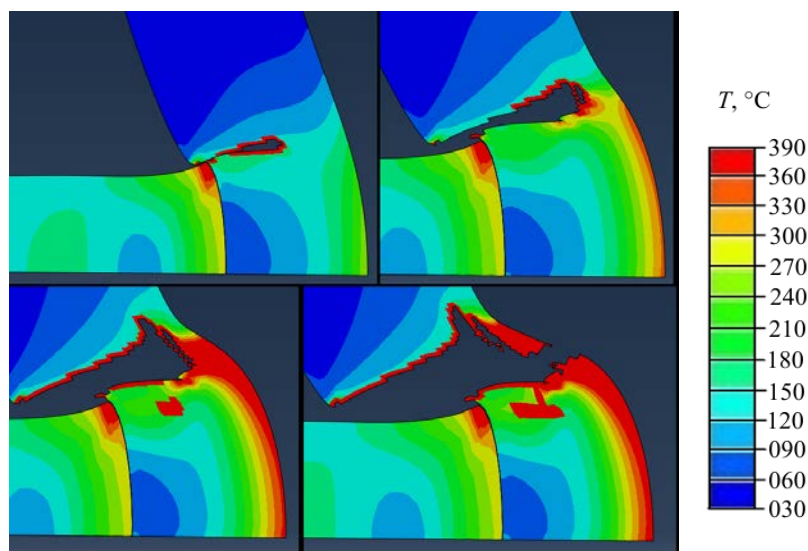


Рис. 7. Эволюция поля температуры в процессе выноса пробки из образцов, результаты испытаний которых представлены на рисунках 4 и 5 в моменты времени $t \cdot 10^4$, с (слева направо и сверху вниз): 0,25; 0,5; 0,75; 1,0 (2D-моделирование)

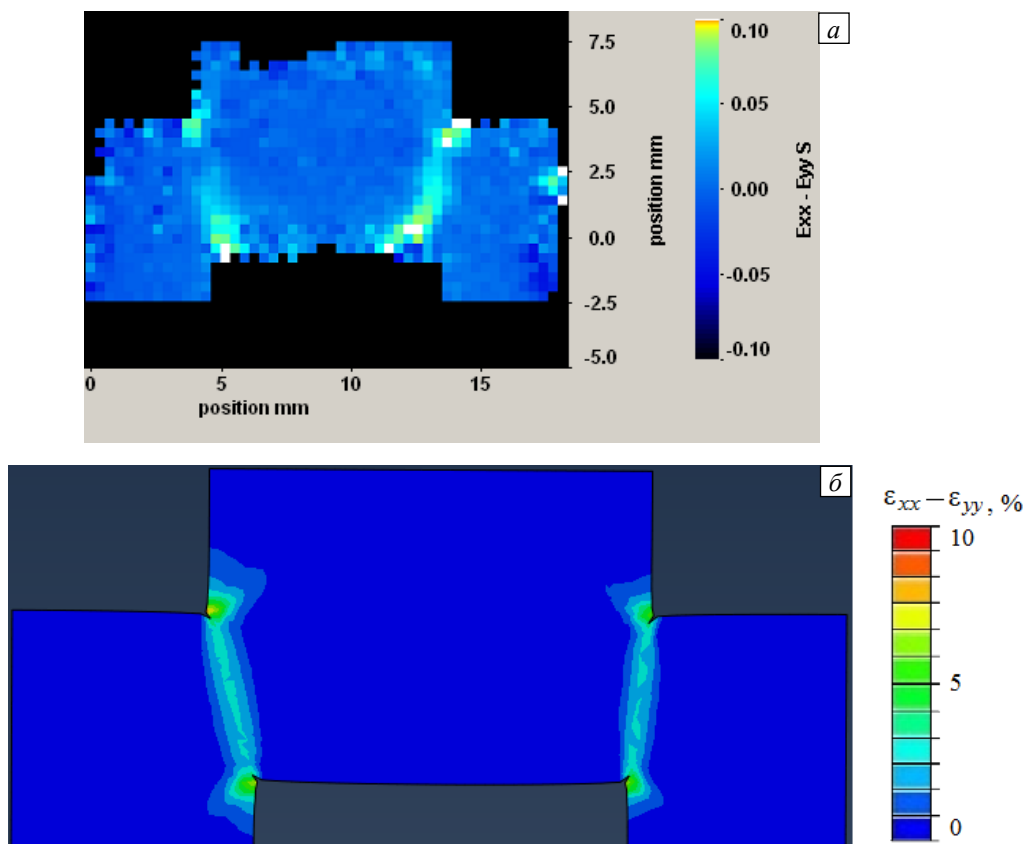


Рис. 8. Распределение абсолютной величины разности деформаций $\varepsilon_{xx} - \varepsilon_{yy}$ в образцах специальной формы из материалов сталь Ст3 (а, б), АМг6 (в, г), сплав Д16 (д, е) в конечный момент времени при динамическом нагружении: эксперимент (а), численное моделирование (б)

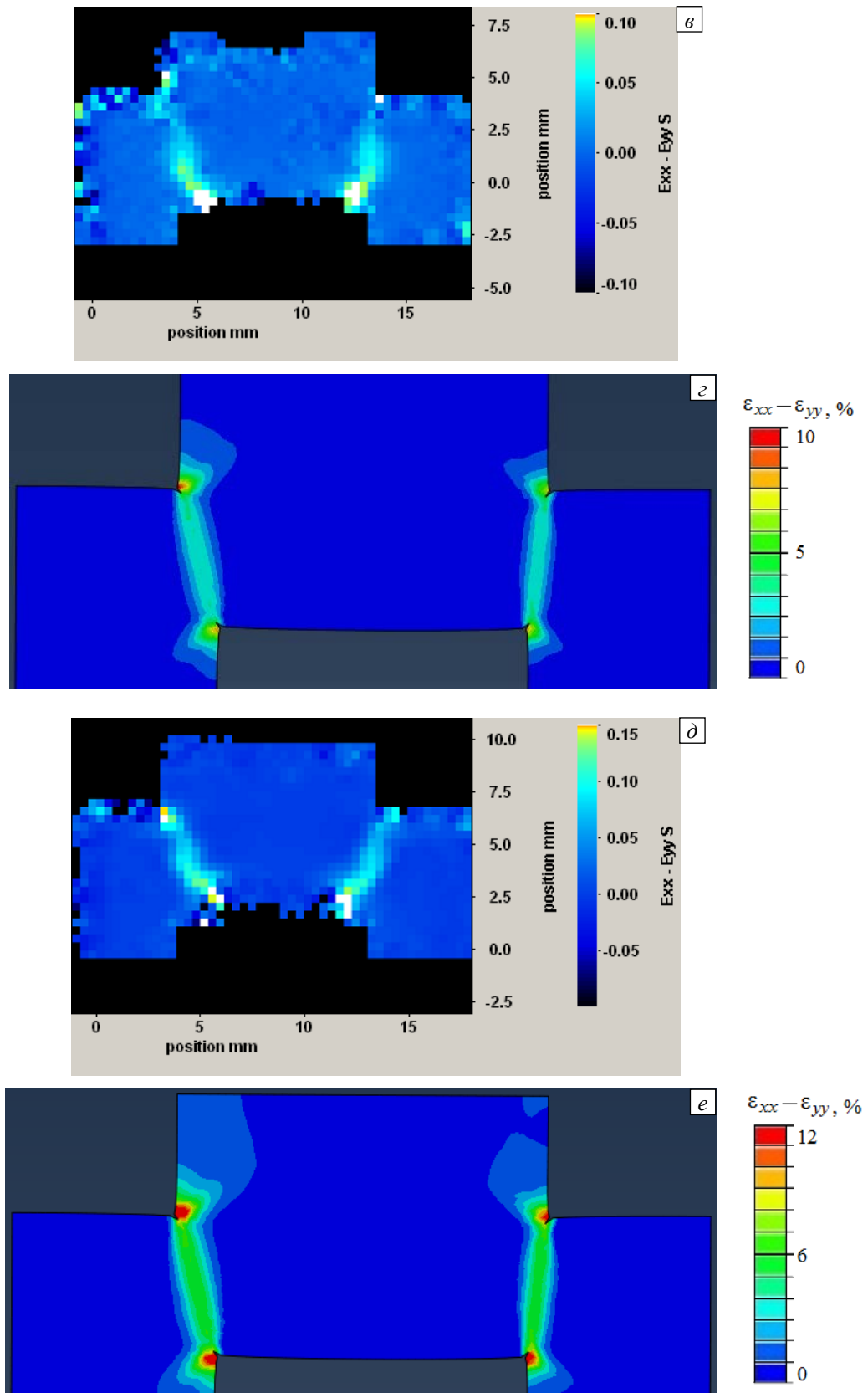


Рис. 8. Продолжение

Образцы специальной формы из сплавов Сталь 3, АМг6 и Д16 экспериментально исследовались на разрезном стержне Гопкинсона–Кольского с применением системы неинвазивного измерения деформаций StrainMaster и осуществлялось численное моделирование этих экспериментов. Данные испытаний и моделирования приведены на рисунке 8. Рассчитанные численно поля деформаций соотносятся с экспериментальными с точностью до 20%.

4. Исследование рельефа поверхности деформированных образцов

Соответствие теоретических предположений о ведущей роли многомасштабных механизмов структурной релаксации, обусловленных коллективным поведением ансамблей дефектов, в развитии локализации пластического течения и разрушения исследовалось методами структурного анализа морфологии поверхностного рельефа. С этой целью использовался оптический интерферометр-профилометр NewView-5010. Получаемые с его помощью данные служили основой для последующего вычисления масштабного инварианта (показателя Хёрста) и пространственного масштаба области, на которой наблюдается коррелированное поведение микросдвигов. На основании величины показателя Хёрста деформационных дефектных структур можно дать физическое объяснение универсальности критических явлений применительно к сценариям разрушения различных классов материалов и влияния состояния структуры (в том числе формируемой динамическими воздействиями) на значения «пороговых» характеристик перехода от пластически деформированного материала к разрушению.

Боковая поверхность образцов перед испытаниями полировалась. Поверхностный рельеф (Рис. 9) в области максимальных сдвиговых деформаций (до и после нагружения) регистрировался с помощью интерферометра-профилометра (при увеличении $\times 500$) (Рис. 10) и затем анализировался методами фрактального анализа с целью определения условий коррелированного поведения многомасштабных дефектных структур.

В пределах каждого «окна» размером 965×213 мкм исследовалось $10 \div 12$ профилей: такое число обеспечивало представительность данных о структуре рельефа, индуцированного дефектами, с разрешением $\sim 0,1$ нм по вертикали и $\sim 0,1$ мкм по горизонтали.

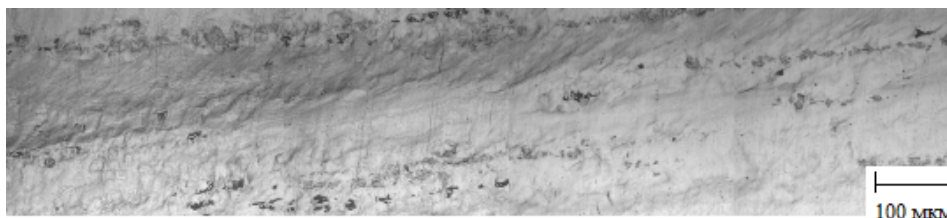


Рис. 9. Оптическое изображение поверхности образца специальной формы, результаты испытаний которого приведены на рисунках 2, 3, после нагружения

По одномерным профилям рельефа поверхности разрушения (Рис. 10) согласно формуле из [41] вычислялась функция $K(r)$:

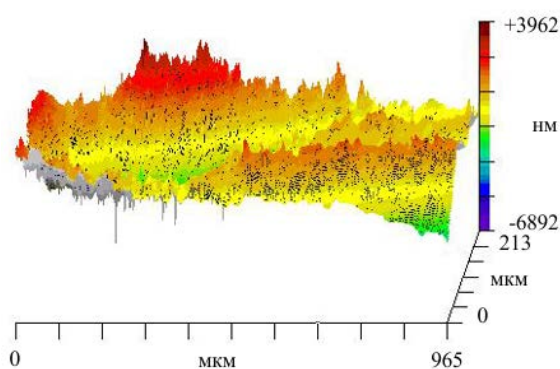


Рис. 10. 3D-образ поверхности образца специальной формы, результаты испытаний которого приведены на рисунках 2 и 3, после нагружения

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

являющаяся усредненной разностью значений высот рельефа поверхности $z(x+r)$ и $z(x)$ на окне размером r , где H — показатель Хёрста.

Представление функции $K(r)$ в логарифмических координатах (Рис. 11) позволяет провести оценку показателя структурного скейлинга H (показателя Хёрста) для образца специальной формы, результаты испытаний которого приведены на рисунках 2 и 3, как пространственного инварианта, определяемого постоянным наклоном зависимости $\log_2 K(r)$ от $\log_2(r)$.

Сравнительный анализ масштабно-инвариантных характеристик динамически нагруженных образцов позволил обнаружить значительное увеличение показателя Хёрста (до $H \sim 0,5$) в широком диапазоне пространственных масштабов $25 \div 262$ мкм в отличие от недеформированных образцов ($H \sim 0,2$) в диапазоне пространственных масштабов $1 \div 6$ мкм для образца специальной формы, результаты испытаний которого приведены на рисунках 2 и 3. Более содержательные результаты могут быть связаны с изменением как нижнего, так и верхнего масштабов, которое отражает черты локализации деформации. Сами значения пространственных масштабов могут быть использованы для прогнозирования кинетики разрушения при различных видах нагружения [42].

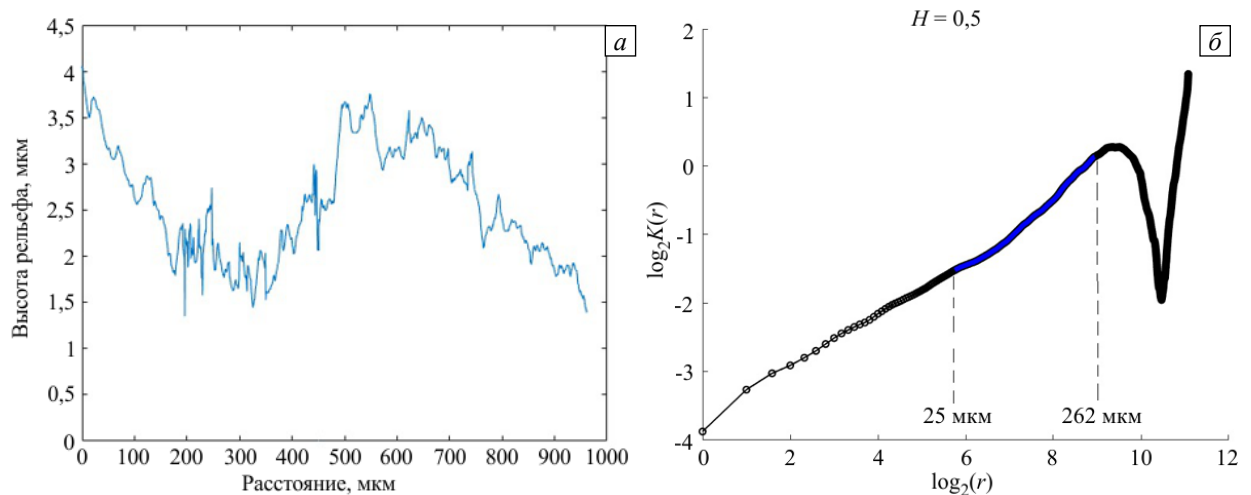


Рис. 11. Характерный одномерный профиль (а) и вид зависимости $\log_2 K(r)$ от $\log_2(r)$ для поверхности после деформирования (б)

5. Выводы

Значения температурных полей, установленные при динамических испытаниях сплава АМгб на стержне Гопкинсона–Кольского и при пробивании преград с применением инфракрасной термографии, результаты, полученные из динамических экспериментов с помощью системы StrainMaster, изучение структуры деформированных образцов [36–40], а также результаты численного моделирования, проведенного с учетом особенностей кинетики накопления мезодефектов в материале [36–40], позволяют предполагать, что один из механизмов локализации пластической деформации для рассмотренных материалов при реализованных условиях нагружения не связан с термопластической неустойчивостью, а обусловлен скачкообразными процессами в дефектной структуре материала.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (проекты №17-08-00905_а, 17-41-590149_р_а, 17-01-00867_а, 18-08-01186_а, 19-48-590009_р_а).

Литература

1. Grady D.E., Kipp M.E. The growth of unstable thermoplastic shear with application to steady-wave shock compression in solids // J. Mech. Phys. Solid. 1987. Vol. 35. P. 95-119. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(87\)90030-5](https://doi.org/10.1016/0022-5096(87)90030-5)
2. Bai Y.L. Thermo-plastic instability in simple shear // J. Mech. Phys. Solid. 1982. Vol. 30. P. 195-207. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(82\)90029-1](https://doi.org/10.1016/0022-5096(82)90029-1)
3. Clifton R.J., Duffy J., Hartley K.A., Shawki T.G. On critical conditions for shear band formation at high strain rates // Scripta Metall. 1984. Vol. 18. P. 443-448. [https://doi.org/10.1016/0036-9748\(84\)90418-6](https://doi.org/10.1016/0036-9748(84)90418-6)
4. Molinari A. Instabilité thermoviscoplastique en cisaillement simple // J. Mec. Theor. Appl. 1985. Vol. 4, no. 5. P. 659-684.
5. Molinari A. Shear band analysis // Solid State Phenomena. 1988. Vol. 3-4. P. 447-467. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.3-4.447>
6. Molinari A. Collective behavior and spacing of adiabatic shear bands // J. Mech. Phys. Solid. 1997. Vol. 45. P. 1551-1575. [http://dx.doi.org/10.1016/S0022-5096\(97\)00012-4](http://dx.doi.org/10.1016/S0022-5096(97)00012-4)
7. Molinari A., Clifton R.J. Localisation de la déformation viscoplastique en cisaillement simple, résultats exacts en théorie non-linéaire // C. R. l'Acad. Sci., Ser. II. 1983. Vol. 296. P. 1-4.
8. Wright T.W. Shear band susceptibility: Work hardening materials // Int. J. Plast. 1992. Vol. 8. P. 583-602. [https://doi.org/10.1016/0749-6419\(92\)90032-8](https://doi.org/10.1016/0749-6419(92)90032-8)
9. Wright T.W., Ockendon H. A scaling law for the effect of inertia on the formation of adiabatic shear bands // Int. J. Plast. 1996. Vol. 12. P. 927-934. [https://doi.org/10.1016/S0749-6419\(96\)00034-4](https://doi.org/10.1016/S0749-6419(96)00034-4)
10. Wright T.W., Walter J.W. On stress collapse in adiabatic shear bands // J. Mech. Phys. Solid. 1987. Vol. 35. P. 701-720. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(87\)90051-2](https://doi.org/10.1016/0022-5096(87)90051-2)
11. Zhou F., Wright T.W., Ramesh K.T. The formation of multiple adiabatic shear bands // J. Mech. Phys. Solid. 2006. Vol. 54. P. 1376-1400. <https://doi.org/10.1016/j.jmps.2006.01.006>
12. Yang Y., Zeng Y., Gao Z.W. Numerical and experimental studies of self-organization of shear bands in 7075 aluminium alloy // Mater. Sci. Eng. A. 2008. Vol. 496. P. 291-302. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.07.043>
13. McDowell D.L. A perspective on trends in multiscale plasticity // Int. J. Plast. 2010. Vol. 26. P. 1280-1309. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2010.02.008>
14. Austin R.A., McDowell D.L. A dislocation-based constitutive model for viscoplastic deformation of fcc metals at very high strain rates // Int. J. Plast. 2011. Vol. 27. P. 1-24. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijplas.2010.03.002>
15. Bronkhorst C.A., Cerreta E.K., Xue Q., Maudlin P.J., Mason T.A., Gray G.T. An experimental and numerical study of the

- localization behavior of tantalum and stainless steel // *Int. J. Plast.* 2006. Vol. 22. P. 1304-1335. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2005.10.002>
16. *Cerreta E.K., Frank I.J., Gray G.T., Trujillo C.P., Korzekwa D.A., Dougherty L.M.* The influence of microstructure on the mechanical response of copper in shear // *Mater. Sci. Eng. A.* 2009. Vol. 501. P. 207-219. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.10.029>
 17. *Rittel D., Wang Z.G., Merzer M.* Adiabatic shear failure and dynamic stored energy of cold work // *Phys. Rev. Lett.* 2006. Vol. 96. 075502. <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.96.075502>
 18. *Rittel D.* A different viewpoint on adiabatic shear localization // *J. Phys. Appl. Phys.* 2009. Vol. 42. 214009. <https://doi.org/10.1088/0022-3727/42/21/214009>
 19. *Osovski S., Nahmany Y., Rittel D., Landau P., Venkert A.* On the dynamic character of localized failure // *Scripta Mater.* 2012. Vol. 67. P. 693-695. <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.07.001>
 20. *Grady D.E.* Properties of an adiabatic shear-band process zone // *J. Mech. Phys. Solid.* 1992. Vol. 40. P. 1197-1215. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(92\)90012-Q](https://doi.org/10.1016/0022-5096(92)90012-Q)
 21. *Grady D.E., Kipp M.E.* The growth of unstable thermoplastic shear with application to steady-wave shock compression in solids // *J. Mech. Phys. Solid.* 1987. Vol. 35. P. 95-119. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(87\)90030-5](https://doi.org/10.1016/0022-5096(87)90030-5)
 22. *Nesterenko V.F., Meyers M.A., Wright T.W.* Self-organization in the initiation of adiabatic shear bands // *Acta Mater.* 1998. Vol. 46. P. 327-340. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(97\)00151-1](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(97)00151-1)
 23. *Nesterenko V.F., Xue Q., Meyers M.A.* Self-organization of shear bands in Ti, Ti-6%Al-4%V, and 304 stainless steel // *J. Phys. IV France.* 2000. Vol. 10. P. Pr9-269-Pr9-274. <https://doi.org/10.1051/jp4:2000945>
 24. *Xue Q., Meyers M.A., Nesterenko V.F.* Self-organization of shear bands in titanium and Ti-6Al-4V alloy // *Acta Mater.* 2002. Vol. 50. P. 575-596. [http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00356-1](http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00356-1)
 25. *Marchand A., Duffy J.* An experimental study of the formation process of adiabatic shear bands in a structural steel // *J. Mech. Phys. Solid.* 1988. Vol. 36. P. 251-283. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(88\)90012-9](https://doi.org/10.1016/0022-5096(88)90012-9)
 26. *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. P. 59-71. [https://doi.org/10.1016/0167-6636\(88\)90006-3](https://doi.org/10.1016/0167-6636(88)90006-3)
 27. *Yang Y., Zheng H.G., Shi Z.J., Zhang Q.M.* Effect of orientation on self-organization of shear bands in 7075 aluminum alloy // *Mater. Sci. Eng. A.* 2011. Vol. 528. P. 2446-2453. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2010.12.050>
 28. *Mott N.F., Jones H.* The theory of the properties of metals and alloys. Dover Publications, 1958. 326 p.
 29. *Batra R.C., Chen L.* Effect of viscoplastic relations on the instability strain, shear band initiation strain, the strain corresponding to the minimum shear band spacing, and the band width in a thermoviscoplastic material // *Int. J. Plast.* 2001. Vol. 17. P. 1465-1489. <https://doi.org/10.1016/S0749-6419%2801%2900004-3>
 30. *Johnson G.R., Cook W.H.* A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures // *Proc. of the 7th Int. Symp. on Ballistics.* Hague, Netherlands, April 19-21, 1983. P. 541-547.
 31. *Daridon L., Oussouaddi O., Ahzi S.* Influence of the material constitutive models on the adiabatic shear band spacing: MTS, power law and Johnson-Cook models // *Int. J. Solid. Struct.* 2004. Vol. 41. P. 3109-3124. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2004.01.008>
 32. *Follansbee P.S., Kocks U.F.* A constitutive description of the deformation of copper based on the use of the mechanical threshold stress as an internal state variable // *Acta Metall.* 1988. Vol. 36. P. 81-93. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(88\)90030-2](https://doi.org/10.1016/0001-6160(88)90030-2)
 33. *Наймарк О.Б.* Коллективные свойства ансамблей дефектов и некоторые нелинейные проблемы пластичности и разрушения // *Физ. мезомех.* 2003. Т. 6, № 4. С. 45-72.
 34. *Naimark O.B.* Defect-induced transitions as mechanisms of plasticity and failure in multifield continua // *Advances in multifield theories of continua with substructure* / Ed. G. Capriz, P. Mariano. Boston, Birkhäuser, 2004. P. 75-114. https://doi.org/10.1007/978-0-8176-8158-6_4
 35. 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; опубл. 20.05.2013, *Бюл. № 14.*
 36. *Sokovikov M., Bilalov D., Oborin V., Chudinov V., Uvarov S., Bayandin Y., Naimark O.* Structural mechanisms of formation of adiabatic shear bands // *Frattura ed Integrita Strutturale.* 2016. Vol. 38. P. 296-304. <https://doi.org/10.3221/IGF-ESIS.38.40>
 37. *Билалов Д.А., Сокоиков М.А., Чуудинов В.В., Оборин В.А., Баяндин Ю.В., Терёхина А.И., Наймарк О.Б.* Численное моделирование и экспериментальное исследование локализации пластической деформации при динамическом нагружении образцов в условиях близких к чистому сдвигу // *Вычисл. мех. сплош. сред.* 2017. Т. 10, № 1. С. 103-112. <https://doi.org/10.7242/1999-6691/2017.10.1.9>
 38. *Froustey S., Наймарк О.Б., Пантелеев И.А., Билалов Д.А., Петрова А.Н., Лянунова Е.А.* Многомасштабные механизмы структурной релаксации и разрушения в условиях адиабатического сдвига // *Физ. мезомех.* 2017. Т. 20, № 1. С. 33-44. (English version <https://doi.org/10.1134/S1029959917010039>)
 39. *Билалов Д.А., Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б.* Математическое моделирование процесса разрушения сплава АМг2.5 в режиме много- и гигацикловой усталости // *Вычисл. мех. сплош. сред.* 2018. Т. 11, № 3. С. 323-334. <https://doi.org/10.7242/1999-6691/2018.11.3.24>
 40. *Билалов Д.А., Сокоиков М.А., Чуудинов В.В.* Многомасштабные механизмы локализации пластической деформации при пробивании преград // *Деформация и разрушение материалов.* 2017. № 5. С. 43-47.
 41. *Bouchaud E.* Scaling properties of cracks // *J. Phys. Condens. Matter.* 1997. Vol. 9. P. 4319-4344. <https://doi.org/10.1088/0953-8984/9/21/002>
 42. *Oborin V.A., Bannikov M.A., Naimark O.B., Sokovikov M.A., Bilalov D.A.* Multiscale study of fracture in aluminum-magnesium alloy under fatigue and dynamic loading // *Frattura ed Integrita Strutturale.* 2015. Vol. 34. P. 479-483. <https://doi.org/10.3221/IGF-ESIS.34.47>

References

1. Grady D.E., Kipp M.E. The growth of unstable thermoplastic shear with application to steady-wave shock compression in solids. *J. Mech. Phys. Solid.*, 1987, vol. 35, pp. 95-119. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(87\)90030-5](https://doi.org/10.1016/0022-5096(87)90030-5)
2. Bai Y.L. Thermo-plastic instability in simple shear. *J. Mech. Phys. Solid.*, 1982, vol. 30, pp. 195-207. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(82\)90029-1](https://doi.org/10.1016/0022-5096(82)90029-1)
3. Clifton R.J., Duffy J., Hartley K.A., Shawki T.G. On critical conditions for shear band formation at high strain rates. *Scripta Metall.*, 1984, vol. 18, pp. 443-448. [https://doi.org/10.1016/0036-9748\(84\)90418-6](https://doi.org/10.1016/0036-9748(84)90418-6)
4. Molinari A. Instabilité thermoviscoplastique en cisaillement simple. *J. Mec. Theor. Appl.*, 1985, vol. 4, no. 5, pp. 659-684.
5. Molinari A. Shear band analysis. *Solid State Phenomena*, 1988, vol. 3-4, pp. 447-467. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.3-4.447>
6. Molinari A. Collective behavior and spacing of adiabatic shear bands. *J. Mech. Phys. Solid.*, 1997, vol. 45, pp. 1551-1575. [http://dx.doi.org/10.1016/S0022-5096\(97\)00012-4](http://dx.doi.org/10.1016/S0022-5096(97)00012-4)
7. Molinari A., Clifton R.J. Localisation de la déformation viscoplastique en cisaillement simple, résultats exacts en théorie non-linéaire. *C. R. l'Acad. Sci., Ser. II*, 1983, vol. 296, pp. 1-4.
8. Wright T.W. Shear band susceptibility: Work hardening materials. *Int. J. Plast.*, 1992, vol. 8, pp. 583-602. [https://doi.org/10.1016/0749-6419\(92\)90032-8](https://doi.org/10.1016/0749-6419(92)90032-8)
9. Wright T.W., Ockendon H. A scaling law for the effect of inertia on the formation of adiabatic shear bands. *Int. J. Plast.*, 1996, vol. 12, pp. 927-934. [https://doi.org/10.1016/S0749-6419\(96\)00034-4](https://doi.org/10.1016/S0749-6419(96)00034-4)
10. Wright T.W., Walter J.W. On stress collapse in adiabatic shear bands. *J. Mech. Phys. Solid.*, 1987, vol. 35, pp. 701-720. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(87\)90051-2](https://doi.org/10.1016/0022-5096(87)90051-2)
11. Zhou F., Wright T.W., Ramesh K.T. The formation of multiple adiabatic shear bands. *J. Mech. Phys. Solid.*, 2006, vol. 54, pp. 1376-1400. <https://doi.org/10.1016/j.jmps.2006.01.006>
12. Yang Y., Zeng Y., Gao Z.W. Numerical and experimental studies of self-organization of shear bands in 7075 aluminium alloy. *Mater. Sci. Eng. A*, 2008, vol. 496, pp. 291-302. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.07.043>
13. McDowell D.L. A perspective on trends in multiscale plasticity. *Int. J. Plast.*, 2010, vol. 26, pp. 1280-1309. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2010.02.008>
14. Austin R.A., McDowell D.L. A dislocation-based constitutive model for viscoplastic deformation of fcc metals at very high strain rates. *Int. J. Plast.*, 2011, vol. 27, pp. 1-24. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijplas.2010.03.002>
15. Bronkhorst C.A., Cerreta E.K., Xue Q., Maudlin P.J., Mason T.A., Gray G.T. An experimental and numerical study of the localization behavior of tantalum and stainless steel. *Int. J. Plast.*, 2006, vol. 22, pp. 1304-1335. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2005.10.002>
16. Cerreta E.K., Frank I.J., Gray G.T., Trujillo C.P., Korzekwa D.A., Dougherty L.M. The influence of microstructure on the mechanical response of copper in shear. *Mater. Sci. Eng. A*, 2009, vol. 501, pp. 207-219. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.10.029>
17. Rittel D., Wang Z.G., Merzer M. Adiabatic shear failure and dynamic stored energy of cold work. *Phys. Rev. Lett.*, 2006, vol. 96, 075502. <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.96.075502>
18. Rittel D. A different viewpoint on adiabatic shear localization. *J. Phys. Appl. Phys.*, 2009, vol. 42, 214009. <https://doi.org/10.1088/0022-3727/42/21/214009>
19. Osovski S., Nahmany Y., Rittel D., Landau P., Venkert A. On the dynamic character of localized failure. *Scripta Mater.*, 2012, vol. 67, pp. 693-695. <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.07.001>
20. Grady D.E. Properties of an adiabatic shear-band process zone. *J. Mech. Phys. Solid.*, 1992, vol. 40, pp. 1197-1215. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(92\)90012-Q](https://doi.org/10.1016/0022-5096(92)90012-Q)
21. Grady D.E., Kipp M.E. The growth of unstable thermoplastic shear with application to steady-wave shock compression in solids. *J. Mech. Phys. Solid.*, 1987, vol. 35, pp. 95-119. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(87\)90030-5](https://doi.org/10.1016/0022-5096(87)90030-5)
22. Nesterenko V.F., Meyers M.A., Wright T.W. Self-organization in the initiation of adiabatic shear bands. *Acta Mater.*, 1998, vol. 46, pp. 327-340. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(97\)00151-1](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(97)00151-1)
23. Nesterenko V.F., Xue Q., Meyers M.A. Self-organization of shear bands in Ti, Ti-6%Al-4%V, and 304 stainless steel. *J. Phys. IV France*, 2000, vol. 10, pp. Pr9-269-Pr9-274. <https://doi.org/10.1051/jp4:2000945>
24. Xue Q., Meyers M.A., Nesterenko V.F. Self-organization of shear bands in titanium and Ti-6Al-4V alloy. *Acta Mater.*, 2002, vol. 50, pp. 575-596. [http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00356-1](http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00356-1)
25. Marchand A., Duffy J. An experimental study of the formation process of adiabatic shear bands in a structural steel. *J. Mech. Phys. Solid.*, 1988, vol. 36, pp. 251-283. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(88\)90012-9](https://doi.org/10.1016/0022-5096(88)90012-9)
26. 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, pp. 59-71. [https://doi.org/10.1016/0167-6636\(88\)90006-3](https://doi.org/10.1016/0167-6636(88)90006-3)
27. Yang Y., Zheng H.G., Shi Z.J., Zhang Q.M. Effect of orientation on self-organization of shear bands in 7075 aluminum alloy. *Mater. Sci. Eng. A*, 2011, vol. 528, pp. 2446-2453. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2010.12.050>
28. Mott N.F., Jones H. *The theory of the properties of metals and alloys*. Dover Publications, 1958. 326 p.
29. Batra R.C., Chen L. Effect of viscoplastic relations on the instability strain, shear band initiation strain, the strain corresponding to the minimum shear band spacing, and the band width in a thermoviscoplastic material. *Int. J. Plast.*, 2001, vol. 17, pp. 1465-1489. [https://doi.org/10.1016/S0749-6419\(98\)00004-3](https://doi.org/10.1016/S0749-6419(98)00004-3)
30. Johnson G.R., Cook W.H. *Proc. of the 7th Int. Symp. on Ballistics. Hague, Netherlands, April 19-21, 1983. P. 541-547.*
31. Daridon L., Oussouaddi O., Ahzi S. Influence of the material constitutive models on the adiabatic shear band spacing: MTS, power law and Johnson-Cook models. *Int. J. Solid. Struct.*, 2004, vol. 41, pp. 3109-3124. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2004.01.008>
32. Follansbee P.S., Kocks U.F. A constitutive description of the deformation of copper based on the use of the mechanical threshold stress as an internal state variable. *Acta Metall.*, 1988, vol. 36, pp. 81-93. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(88\)90030-2](https://doi.org/10.1016/0001-6160(88)90030-2)

33. Naimark O.B. Collective properties of defects ensembles and some nonlinear problems of plasticity and fracture. *Phys. Mesomech. – Physical mesomechanics*, 2003, vol. 6, no. 4, pp. 39-63.
34. Naimark O.B. Defect-induced transitions as mechanisms of plasticity and failure in multifield continua. *Advances in multifield theories of continua with substructure*, ed. G. Capriz, P. Mariano. Boston, Birkhäuser, 2004. P. 75-114. https://doi.org/10.1007/978-0-8176-8158-6_4
35. 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.
36. Sokovikov M., Bilalov D., Oborin V., Chudinov V., Uvarov S., Bayandin Y., Naimark O. Structural mechanisms of formation of adiabatic shear bands. *Frattura ed Integrità Strutturale*, 2016, vol. 38, pp. 296-304. <https://doi.org/10.3221/IGF-ESIS.38.40>
37. Bilalov D.A., Sokovikov M.A., Chudinov V.V., Oborin V.A., Bayandin Yu.V., Terekhina A.I., Naimark O.B. Numerical simulation and experimental study of plastic strain localization under the dynamic loading of specimens in conditions close to a pure shear. *J. Appl. Mech. Tech. Phy.*, 2018, vol. 59, pp. 1179-1188. <https://doi.org/10.1134/S0021894418070027>
38. Froustey C., Naimark O.B., Panteleev I.A., Bilalov D.A., Petrova A.N., Lyapunova E.A. Multiscale structural relaxation and adiabatic shear failure mechanisms. *Phys. Mesomech.*, 2017, vol. 20, pp. 31-42. <https://doi.org/10.1134/S1029959917010039>
39. Bilalov D.A., Bayandin Yu.V., Naimark O.B. Mathematical modeling of failure process of AlMg2.5 alloy during high- and very high cycle fatigue. *Vychisl. mekh. splosh. sred – Computational continuum mechanics*, 2018, vol. 11, no. 3, pp. 323-334. <https://doi.org/10.7242/1999-6691/2018.11.3.24>
40. Bilalov D.A., Sokovikov M.A., Chudinov V. V. Multiscale mechanisms of plastic strain localization in the process of target perforation. *Deformatsiya i razrusheniye materialov*, 2017, no. 5, pp. 43-47.
41. Bouchaud E. Scaling properties of cracks. *J. Phys. Condens. Matter.*, 1997, vol. 9, pp. 4319-4344. <https://doi.org/10.1088/0953-8984/9/21/002>
42. Oborin V.A., Bannikov M.A., Naimark O.B., Sokovikov M.A., Bilalov D.A. Multiscale study of fracture in aluminum-magnesium alloy under fatigue and dynamic loading. *Frattura ed Integrità Strutturale*, 2015, vol. 34, pp. 479-483. <https://doi.org/10.3221/IGF-ESIS.34.47>

Поступила в редакцию 18.04.2019; после доработки 04.09.2019; принята к опубликованию 14.09.2019

Сведения об авторах

Соковиков Михаил Альбертович, кфмн, доц., снс, Институт механики сплошных сред УрО РАН (ИМСС УрО РАН), 614018, г. Пермь, ул. Академика Королева, д. 1; 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

Уваров Сергей Витальевич, кфмн, снс, ИМСС УрО РАН, e-mail: usv@icmm.ru

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