Соковиков М.А., Симонов М.Ю., Чудинов В.В., Уваров С.В., Оборин В.А., Наймарк О.Б. Экспериментальное и теоретическое исследование структурных механизмов и эффектов локализации пластической деформации в сплаве АМг6 при динамическом нагружении // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2023. – № 4. С. 110–120. DOI: 10.15593/perm.mech/2023.4.11

Sokovikov M.A., Simonov M.Yu., Chudinov V.V., Uvarov S.V., Oborin V.A., Naimark O.B. Experimental and Theoretical Investigations of Structural Mechanisms and Plastic Strain Localization Effects in AlMg6 Alloy under Dynamic Loading. *PNRPU Mechanics Bulletin,* 2023, no. 4, pp. 110-120. DOI: 10.15593/perm.mech/2023.4.11

пермский политех

ВЕСТНИК ПНИПУ. МЕХАНИКА
№ 4, 2023
PNRPU MECHANICS BULLETIN
https://ered.pstu.ru/index.php/mechanics/index



Научная статья

DOI: 10.15593/perm.mech/2023.4.11
УДК 669.017:539.4; 669.017:539.52

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ МЕХАНИЗМОВ И ЭФФЕКТОВ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ АМГ6 ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

М.А. Соковиков[1], М.Ю. Симонов[2], В.В. Чудинов[1], С.В. Уваров[1], В.А. Оборин[1], О.Б. Наймарк[1]

[1]Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Российская Федерация
[2]Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Российская Федерация

О СТАТЬЕ

Получена: 01 декабря 2022 г.
Одобрена: 10 августа 2023 г.
Принята к публикации: 31 августа 2023 г.

Ключевые слова:

динамическое нагружение, локализация пластической деформации, инфракрасное сканирование, численное моделирование, структурные исследования.

АННОТАЦИЯ

Обосновывается один из механизмов локализации пластической деформации при высокоскоростном нагружении, связанном со структурными переходами в дефектной структуре материалов.

Для этого проводились эксперименты по изучению локализации пластической деформации в скошенных образцах из сплава АМг6 при нагружении на стержне Гопкинсона – Кольского. Температурные поля при пластическом деформировании с целью идентификации характерных стадий локализации деформации исследовались *in situ* с использованием высокоскоростной инфракрасной камеры CEDIP Silver 450M.

Значения температур в зоне локализации свидетельствуют, что механизм локализации деформации, обусловленный термопластической неустойчивостью в осуществленных условиях нагружения, для сплава АМг6 не реализуется.

Проведены структурные исследования динамически нагруженных образцов на оптическом микроскопе Olympus GX-51 и сканирующем электронном микроскопе FEI PHENOM G2 ProX, подтверждающие структурно обусловленные закономерности механизма локализации деформации при динамическом нагружении.

Результаты экспериментальных исследований по динамическому нагружению с изучением температурных полей, структурные исследования с применением оптического и электронного микроскопов, а также данные численного моделирования, проведенного с учетом особенностей кинетики накопления мезодефектов в материале, позволяют предполагать, что один из механизмов локализации пластической деформации при реализованных условиях нагружении в сплаве АМг6 обусловлен структурными переходами в дефектной структуре материала.

© ПНИПУ

© **Соковиков Михаил Альбертович** – к.ф.-м.н., доцент, с.н.с., e-mail: sokovikov@icmm.ru.
Симонов Михаил Юрьевич – к.т.н., директор объединенной лаборатории фундаментальных исследований в металловедении, e-mail: simonov@pstu.ru.
Чудинов Василий Валерьевич – инженер, e-mail: chudinov@icmm.ru.
Уваров Сергей Витальевич – к.ф.-м.н., с.н.с., e-mail: usv@icmm.ru.
Оборин Владимир Александрович – к.ф.-м.н., н.с., e-mail: oborin@icmm.ru.
Наймарк Олег Борисович – д.ф.-м.н., профессор, заведующий лабораторией физических основ прочности, e-mail: naimark@icmm.

Mikhail A. Sokovikov – Ph.D., Senior Researcher, e-mail: sokovikov@icmm.ru.
Mikhail Yu. Simonov – Ph.D., Head of United Laboratory for Fundamental Research in Metal Science, e-mail: simonov@pstu.ru.
Vasiliy V. Chudinov – Engineer, e-mail: chudinov@icmm.ru.
Sergey V. Uvarov – Ph.D., Senior Researcher, e-mail: usv@icmm.ru.
Vladimir A. Oborin – Ph.D., Researcher, e-mail: oborin@icmm.ru.
Oleg B. Naimark – Professor, Head of Laboratory of Physical Foundation of Strength, e-mail: naimark@icmm.

Эта статья доступна в соответствии с условиями лицензии Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)
This work is licensed under a Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)

EXPERIMENTAL AND THEORETICAL INVESTIGATIONS OF STRUCTURAL MECHANISMS AND PLASTIC STRAIN LOCALIZATION EFFECTS IN ALMG6 ALLOY UNDER DYNAMIC LOADING

M.A. Sokovikov[1], M.Yu. Simonov[2], V.V. Chudinov[1], S.V. Uvarov[1], V.A.Oborin[1], O.B. Naimark[1]

[1]Institute of Continuous Media Mechanics, UB RAS, Perm, Russian Federation
[2]Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

ARTICLE INFO

Received: 01 December 2022
Approved: 10 August 2023
Accepted for publication:
31 August 2023

Keywords:

dynamic loading, plastic strain localization, infrared thermography, simulation, structural studies.

ABSTRACT

This paper is concerned with substantiating one of the mechanisms of plastic strain localization under high rate loading associated with structural transitions in the defect structure of materials.

For this purpose, a series of experiments were carried out to study the localization of plastic strain in skewed specimens of the AMg6 alloy subjected to loading in a split Hopkinson pressure bar. The temperature fields generated during the plastic deformation tests designed to identify the characteristic stages of strain localization were investigated "*in-situ*" using a high-speed infrared camera CEDIP Silver 450M.

The values of temperatures in the strain localization zone indicate that in the AMg6 alloy under the implemented loading conditions the mechanism of strain localization caused by thermoplastic instability is not realized.

Structure analysis of dynamically loaded specimens was carried out using the Olympus GX-51 optical microscope and FEI PHENOM G2 ProX scanning electron microscope. It supports the structure-dependent regularities of the strain localization mechanism under dynamic loading.

The experimental results of dynamic loading with a subsequent investigation of the temperature fields, the structural studies with an optical and electron microscope, as well as the data of the numerical modeling considering the kinetics of the mesodefect accumulation in the material suggest that one of the mechanisms of plastic strain localization in the AMg6 alloy under realized loading conditions is caused by structural transitions in the defect structure of the material.

© PNRPU

Введение

Явление локализации пластической деформации, т.е. возникновение больших градиентов пластической деформации в малых областях, представляет теоретический и практический интерес.

Локализация пластической деформации в материалах при динамическом нагружении является сложным процессом, зависящим от скорости и величины деформации, температуры, а также эволюции структуры материала. На сегодняшний день существует две наиболее распространённые точки зрения о механизмах локализации деформации: термопластическая неустойчивость и механизмы, связанные с эволюцией структуры.

Учет механизмов термопластической неустойчивости [1–12] позволил предсказать инициирование полос сдвига, их толщины и расстояние между ними при множественном возникновении полос локализации.

В [13; 14] показано, что поведение материала на динамических нагрузках связано с состоянием микроструктуры (размер зерен, распределение их ориентации, плотность дислокаций, дислокационных субструктур и т.д.). В работах [15; 16] механизм формирования полос пластического течения при высоких скоростях деформирования связывается с процессами в микроструктуре материала.

В работах [17–19] показано, что динамическое разрушение при сдвиге кристаллических твердых тел может быть связано со структурными переходами (динамическая рекристаллизация).

Процесс формирования полос локализованного сдвига с учетом развития их пространственной самоорганизации, скорости роста, характерных времен взаимодействия между полосами был проанализирован в [20–28].

Возникновение полос сдвига традиционно связывается с наличием максимума на кривой растяжения. Этот максимум обусловлен конкуренцией между стабилизирующим влиянием упрочнения за счет деформации, а также дестабилизирующего влияния термического разупрочнения [6; 7; 9; 20–21; 29].

В ряде работ для исследования эволюции полос локализованного сдвига и определения расстояний между ними использовались известные феноменологические модели: степенной закон [30], модель Джонсона – Кука [31], в [32] применяется MTS-модель [33].

Настоящее экспериментальное и теоретическое исследование посвящено обоснованию установленного в работах [34; 35] механизма локализации пластической деформации при динамическом нагружении материалов, обусловленном коллективным многомасштабным поведением типичных мезоскопических дефектов (микросдвигов).

1. Экспериментальные исследования

Проведено теоретическое и экспериментальное изучение механизмов локализации пластической деформации при динамическом нагружении на разрезном стержне Гопкинсона – Кольского скошенных образцов из алюминиевого сплава АМг6, проявляющего «склонность» к неустойчивости пластического течения.

Данное явление изучалось при испытаниях различных видов образцов при различных видах нагружения.

Для изучения локализации пластической деформации применяются наклонные (скошенные) цилиндрические образцы [36–38]. Применение таких образцов позволяет оценить склонность к локализации пластической деформации материалов при сдвиге, а также реализовать достаточно высокие скорости деформирования. При испытаниях таких образцов отсутствует влияние качества поверхности на локализацию пластической деформации

При динамическом сжатии в скошенных образцах реализуется сложное напряженное состояние – сочетание сжатия и сдвига. Построены условные кривые «напряжение – деформация» при динамическом сжатии.

Температурные поля, обусловленные диссипацией энергии в процессе деформирования образцов на стержне Гопкинсона – Кольского, с целью изучения развития разрушения локализованным сдвигом исследовались *in situ* с регистрацией температурных полей с использованием высокоскоростной инфракрасной камеры CEDIP Silver 450M (рис. 1) [39].

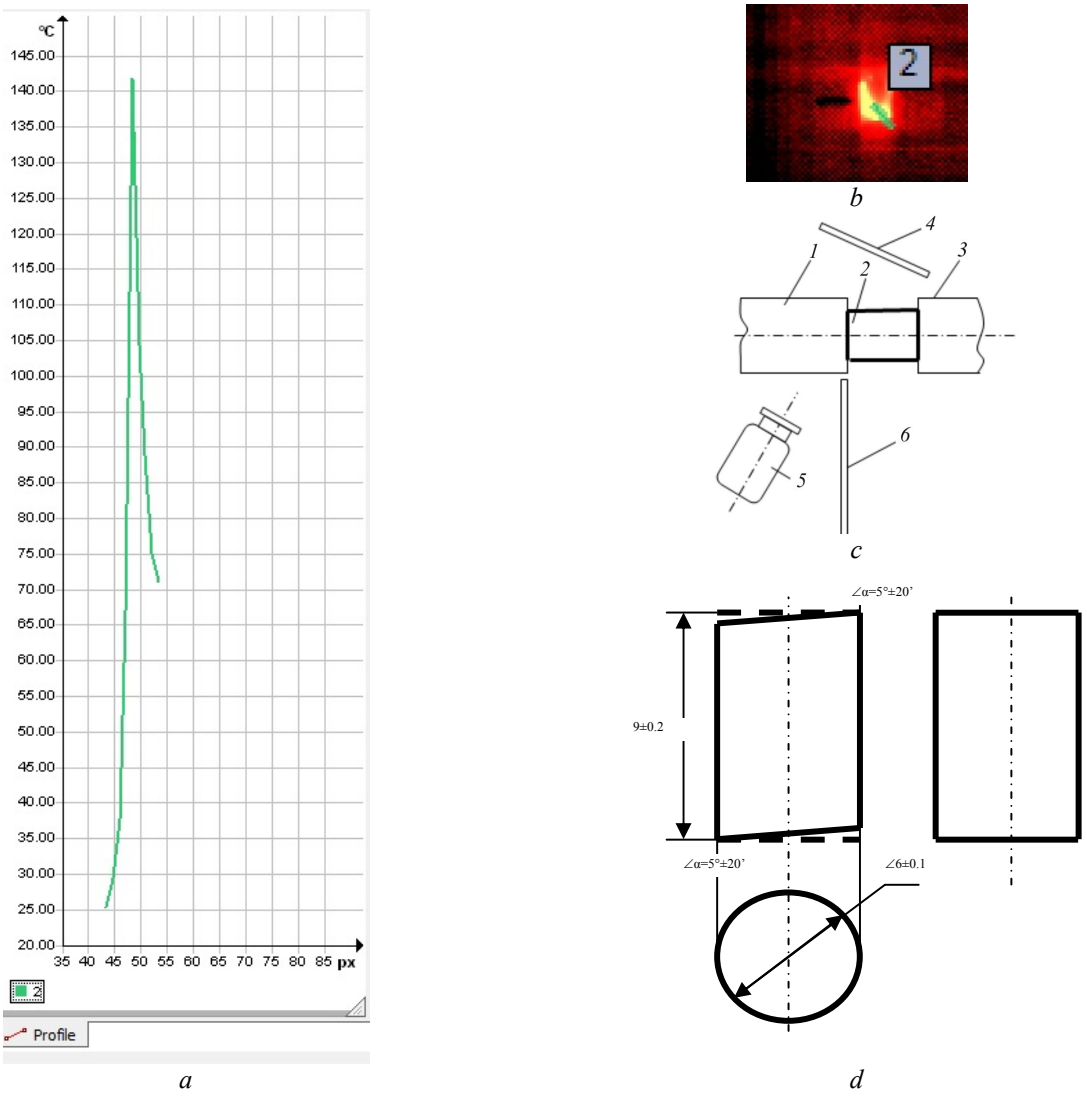


Рис. 1. Результаты экспериментов исследуемого образца: зависимость температуры вдоль показанной координаты в выбранный момент времени. Максимальная температура ~142 °C (*a*); изображения скошенного образца из сплава АМг6 при в инфракрасных лучах в процессе эксперимента (*b*); схема проведения эксперимента: *1* – опорный стержень, *2* – образец, *3* – нагружающий стержень, *4* – зеркало, *5* – инфракрасная камера, *6* – защитный экран (*c*); чертеж образца (*d*)

Fig. 1. Experimental results for the examined specimen: plot of temperature variation along the indicated coordinate at the selected instant of time. Maximum temperature is ~ 142 °C (*a*); infrared image of the skewed AMg6 alloy specimen during the experiment (*b*); Scheme of the experimental procedure: *1* – input bar, *2* – specimen, *3* – output bar, *4* – mirror, *5* – infrared camera, *6* – protective screen (*c*); scheme of the specimen (*d*)

Основные технические характеристики камеры: чувствительность не менее 25 мК при 300 °K, спектральный диапазон 3–5 мкм, максимальный размер кадра 320×240 точек. Разрешение записи по координате («размер пиксела») ~ 0,2 мм, разрешение по времени ~ 0,25 мс.

Полученные распределения температурных полей на поверхности образца в режиме реального времени позволяют судить о развитии процесса локализации пластической деформации.

В работе [40] было показано, что при исследуемых скоростях деформации (~10^3 $с^{-1}$) и выше характерные времена теплопроводности для сплава АМг6 существенно больше характерных времен процесса деформирования.

На рис. 1 приведены результаты испытаний образца из сплава АМг6 в исходно неотожженном состоянии, начальный диаметр образца 6,00 мм, начальная высота 8,52 мм, конечная высота 5,11 мм, угол скоса 5°, средняя скорость деформации на условной кривой деформирования ~4000 $с^{-1}$.

Получены поля температур *in situ* в процессе деформирования. На рис. 1 показаны график зависимости температуры от координаты в выбранный момент времени, инфракрасный образ образца из материала АМг6 в процессе испытаний, схема эксперимента, чертеж образца.

Температура в области локализации пластической деформации не превышает ~150 °C. Это позволяет сделать вывод, что температурное разупрочнение не играет решающей роли в механизме локализованного сдвига в данных условиях нагружения.

Исследования процесса высокоскоростного нагружения с помощью инфракрасной камеры в режиме реального времени указывают, что для сплава АМг6 при исследованных условиях нагружения отсутствуют условия для реализации механизма термопластической неустойчивости.

2. Численное моделирование

В рамках данного исследования осуществлено численное моделирование проведенных экспериментов с учетом эволюции дефектов мезоуровня [39–43] Идентификация параметров построенной модели проводилась для представительного объёма материала. На первом этапе идентификации решается задача минимизации невязки между экспериментальной и расчётной диаграммами деформирования при квазистатическом нагружении. Определены параметры, отвечающие за деформационное упрочнение. На втором этапе решается задача минимизации невязки между экспериментальной и расчётной диаграммами деформирования при динамическом нагружении. Определены параметры, отвечающие за скоростную чувствительность материала. Для определения параметров, отвечающих за термическое разупрочнение, в общем случае необходимы диаграммы деформирования при фиксированной скорости деформации и различных температурах. Но такие данные не найдены в литературе, поэтому константы идентифицированы путём минимизации разницы между статическими пределами прочности при различных температурах, равных 20, 100, 200 и 300 °C. При этом фиксированной принималась скорость деформации (квазистатическое деформирование). Значение плотности, теплоёмкости и упругих характеристик взяты из литературы [44]. Методика идентификации подробно описана в работах [42; 45].

Результаты численного моделирования образца из сплава АМг6 показаны на рис. 2, 3.

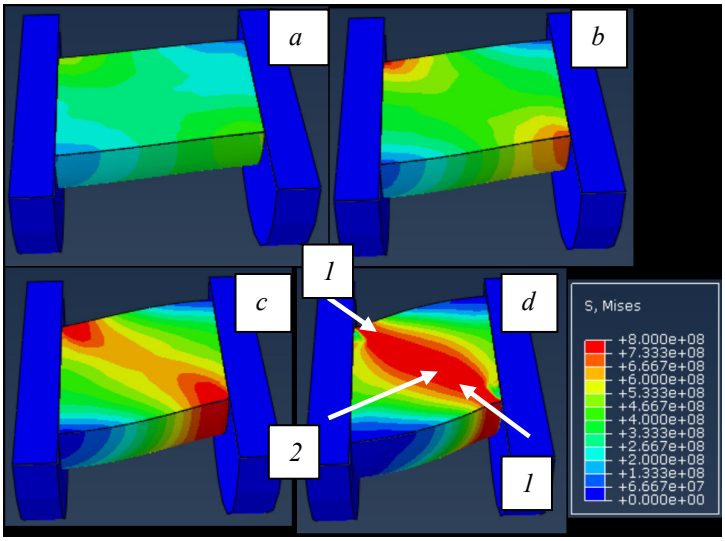


Рис. 2. Распределение интенсивности напряжений в исследуемом образце из сплава АМг6 в различные моменты времени (слева направо и сверху вниз): *a* – 1,2·10^{-4} с; *b* – 1,8·10^{-4} с, *c* – 2,4·10^{-4} с, *d* – 3,0·10^{-4} с; *1* – периферийная часть области концентрации напряжений; *2* – центральная часть области концентрации напряжений

Fig. 2. Stress intensity distribution in the examined AMg6 alloy specimen at different moments of time (from left to right and from top to bottom): *a* – 1.2·10^{-4} s, *b* – 1.8·10^{-4} s, *c* – 2.4·10^{-4} s, *d* – 3.0·10^{-4} s; *1* – peripheral part of the stress concentration zone; *2* – central part of the stress concentration zone

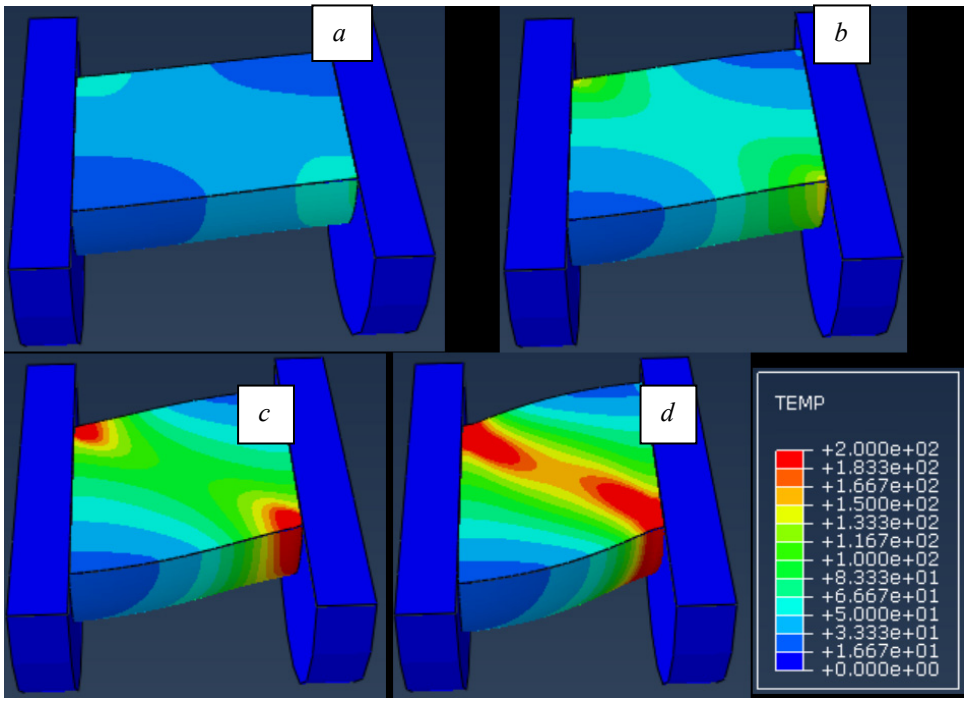


Рис. 3. Распределение температуры в исследуемом образце из сплава АМг6 в различные моменты времени (слева направо и сверху вниз): *a* – 1,2·10^{-4} с, *b* – 1,8·10^{-4} с, *c* – 2,4·10^{-4} с, *d* – 3,0·10^{-4} с

Fig. 3. Temperature distribution in the examined AMg6 alloy specimen at different moments of time (from left to right and from top to bottom): *a* – 1.2·10^{-4} s, *b* – 1.8·10^{-4} s, *c* – 2.4·10^{-4} s, *d* – 3.0·10^{-4} s

Для исследуемого образца температура в эксперименте 145 °С, температура в расчёте 155 °С

Температура, полученная в расчёте, больше той, что измерена в эксперименте. Это может быть связано с ограничениями скорости съёмки инфракрасной камерой, в некоторых случаях камера могла не зафиксировать пик температуры.

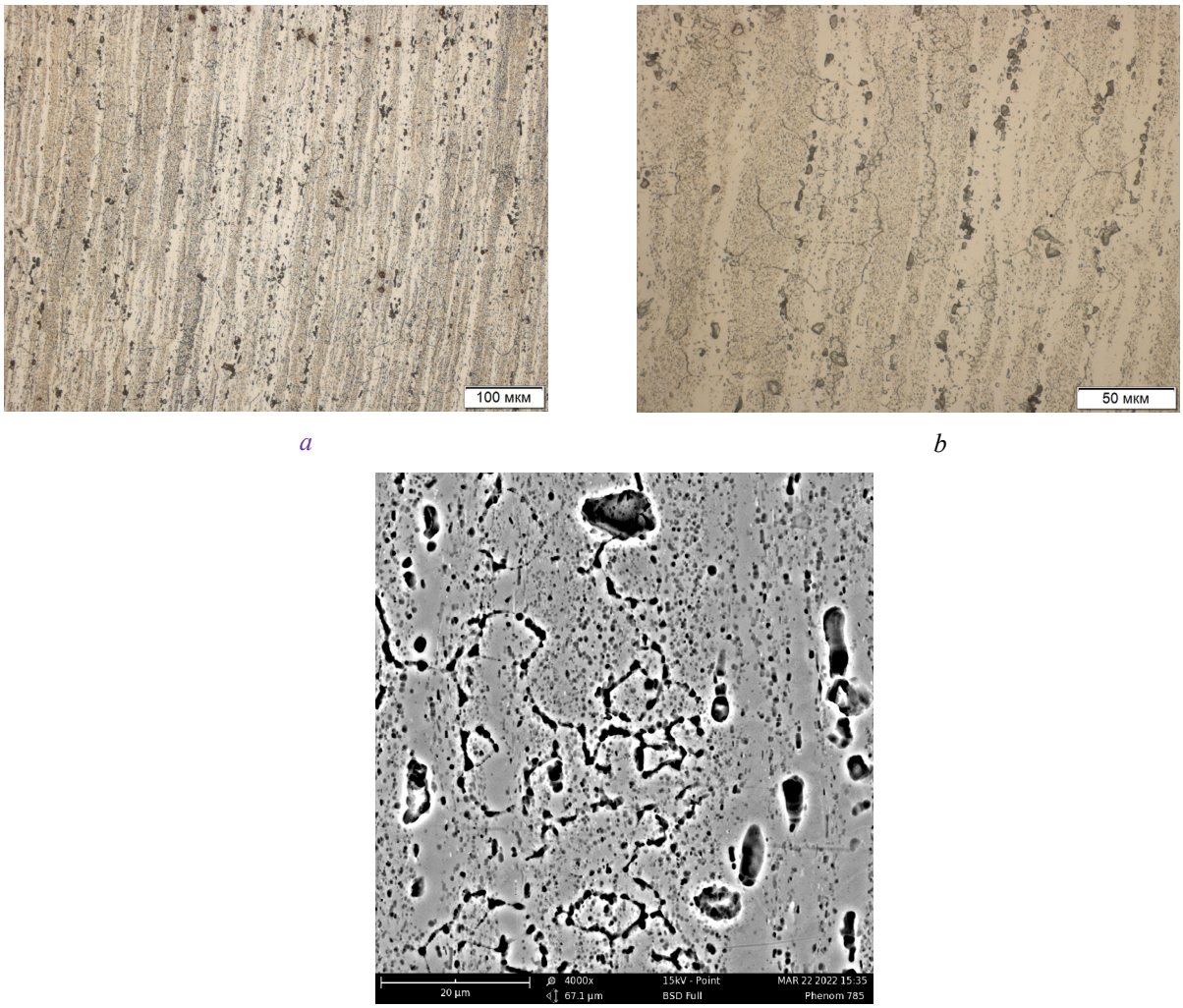
3. Структурные исследования

Перед проведением металлографических исследований испытанные скошенных образцы запрессовывали в токопроводящий бакелит на станке CitoPress-10 (фирмы Struers), далее проводили полировку на станке Tegramin-30 (фирмы Struers), при грубых режимах зачистки в качестве лубриканта выступала дистиллированная водная среда, на финальных этапах использовали лубрикант с высокодисперсными частицами оксидов кремния. Травление проводили реактивом Келлера в течение 5–10 с при температуре 65–70 °С.

Металлографические исследования на скошенных образцах проводили до и после динамических испытаний на разрезном стержне Гопкинсона – Кольского. Исследования локализации пластической деформации в образцах динамически нагруженных другими способами проводились в ряде работ, в частности, в [40; 43; 46]. Исследование структуры проводили на продольно разрезанных скошенных образцах с помощью светового и сканирующего электронного микроскопов. Световую микроскопию осуществляли на микроскопе Olympus GX-51 при увеличениях 100–1000 крат, электронную металлографию проводили на электронном микроскопе FEI PHENOM G2 ProX при ускоряющем напряжении 15кВ и увеличении 1000–15 000 крат.

Исходная структура сплава АМг6 у образцов традиционная для данного сплава и представляла собой совокупность зерен α-фазы, ориентированных вдоль осевого направления прутка. Для всех исследуемых образцов характерной чертой исходной структуры является наличие двух типов крупных вытянутых зерен (кристаллов): одни из них обладают в своем объеме развитым комплексом более мелких зерен с размерами порядка 10–30 мкм, а другие, крупные вытянутые зерна, напротив, обладают практически полным отсутствием развитой внутризеренной субструктуры.

Диаметральные размеры зерен исходной структуры в исследуемом образце близки и составляют порядка 10–20 мкм для комплекса мелких зерен и порядка 120–140 мкм для крупных зерен, в которых не наблюдали признаки развитой внутризеренной субструктуры (рис. 4, *a–c*).



a *b*

c

Рис. 4. Исходная структура исследуемого образца, продольное сечение; *a* – ×50; *b* – ×500; и *c* – ×4000; *a*, *b* – световая микроскопия; *c* – электронная микроскопия

Fig. 4. Initial structure of the examined specimen (longitudinal section); *a* – ×50; *b* – ×500; and *c* – ×4000; *a*, *b* – light microscopy; *c* – electron microscopy

Анализ структуры после проведения испытаний на разрезном стержне Гопкинсона – Кольского показал, что в образцах образуется область с концентрацией напряжений, в которой в той или иной степени протекали структурные переходы с образованием полос локализованного сдвига. Результаты компьютерного моделирования также хорошо подтверждают экспериментальные данные, полученные при структурных исследованиях. На рис. 2 представлены плоские продольные срезы испытанного образца, стрелками показана область концентраций напряжений; стоит отметить, что область концентрации напряжений можно условно разделить на две части: периферийную и центральную, в которых реализуются различные расчетные значения напряжений.

Результаты структурного анализа испытанного образца после проведения испытаний разрезным стержнем Гопкинсона – Кольского показаны на рис. 5, *a*–*e*. Установлено, что в центральной части области концентрации напряжений происходили процессы пластической деформации с характерным вытягиванием и изгибанием как крупных зерен, так и комплекса мелких зерен исходной структуры. В структурных объемах (зернах), в которых реализовывались условия для протекания интенсивной пластической деформации, образовались структурные элементы с характерными признаками полос локализованного сдвига, показаны стрелками на рис. 5, *e*. В периферийной области отмечали образование микродефектов в виде микротрещин, в вершинах которых также фиксировали образование элементов структуры с характерными признаками полос локализованного сдвига (рис. 5, *d*). Также стоит отметить, что в исследуемом образце количество структурных объемов, в которых прошли структурные переходы с образованием полос локализованного сдвига, весьма значительно.

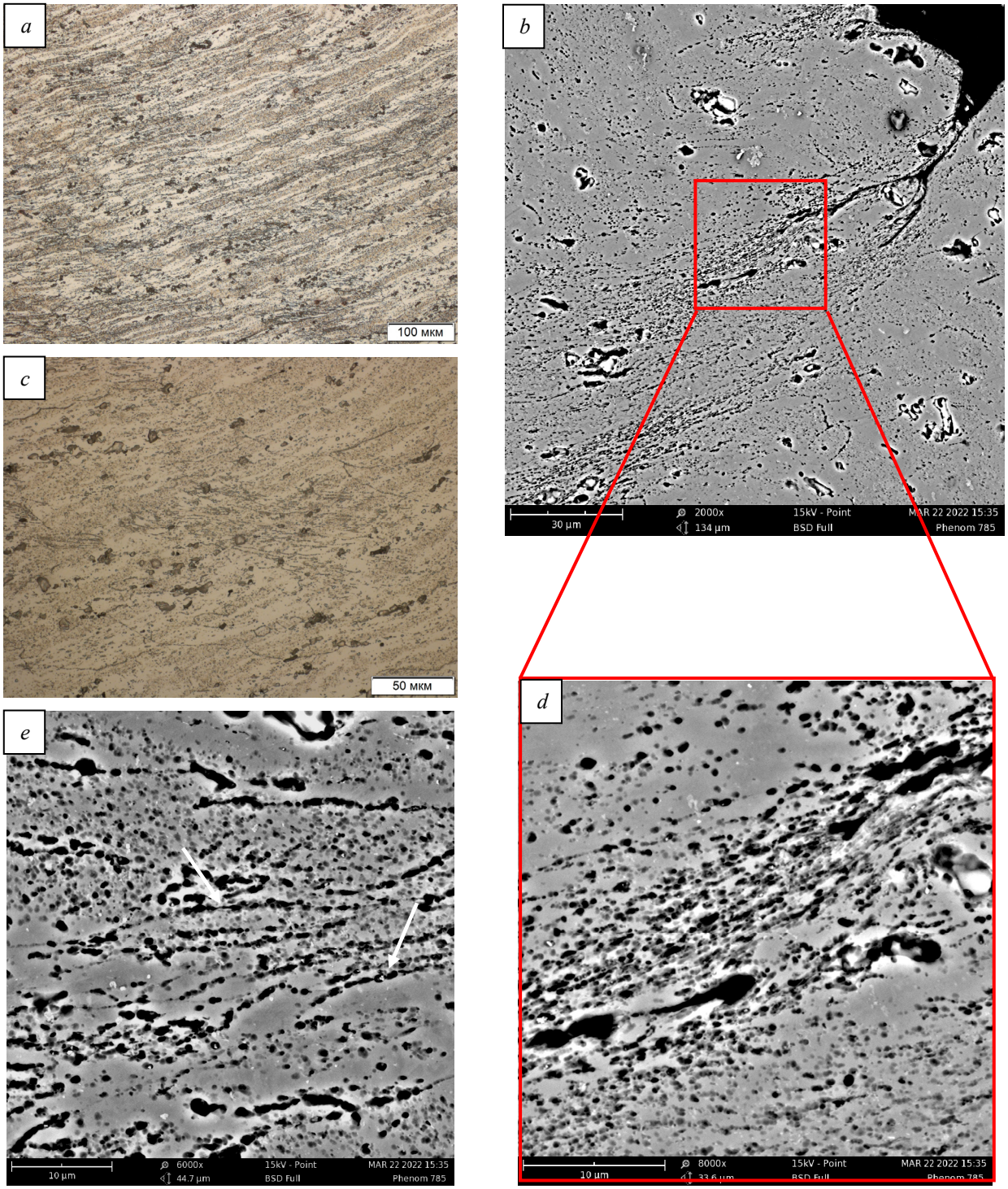


Рис. 5. Структура исследуемого образца после испытаний на разрезном стержне Гопкинсона – Кольского; *a*, *c*, *e* – центральная часть области концентрации напряжений; *b*, *c* – периферийная часть области концентрации напряжений; *a*–*d* – продольное сечение; *a* – ×200; *c* – ×500; *e* – ×6000; *b* – ×2000; *d* – ×8000; *a*, *c* – световая микроскопия; *b*, *d*, *e* – электронная микроскопия

Fig. 5. Structure of the examined specimen after tests in the split Hopkinson pressure bar; *a*, *c*, *e* – central part of the stress concentration zone; *b*, *d* – peripheral part of the stress concentration zone; *a*–*e* – longitudinal section; *a* – ×200; *c* – ×500; *e* – ×6000; *b* – ×2000; *d* – ×8000; *a*, *c* – light microscopy; *b*, *d*, *e* – electron microscopy

Заключение

Величины температурных полей, полученные при высокоскоростном деформировании образцов из сплава АМг6 на стержне Гопкинсона – Кольского с использованием инфракрасной термографии, изучение структуры деформированных образцов, а также результаты численного моделирования, проведенного с учетом особенностей кинетики накопления мезодефектов в материале, позволяют предполагать, что при реализован-

ных условиях нагружения для сплава АМг6 один из механизмов локализации пластической деформации при высокоскоростном нагружении обусловлен структурными переходами в дефектной структуре материала, сопровождающимися формированием упорядоченных ансамблей дефектов. С формированием упорядоченных ансамблей дефектов, кинетика которых имеет характерные черты критического явления – ориентационного структурно-скейлингового перехода, связаны закономерности поглощения энергии пластического деформирования, типичные для фазовых переходов первого рода. Этот эффект, установленный в [34; 35], позволил впервые обосновать механизм локализации деформации «адиабатическим сдвигом» при динамическом нагружении, не ассоциируемый с эффектом термопластической неусточивости, и связанный с коллективными эффектами в ансамблях дефектов (микросдвигов), характерных для неравновесных критических систем. Формирование областей локализованных сдвигов, представляющих зоны ориентационно-упорядоченных дефектов, рассматривается как механизм локализованной структурной релаксации, сопровождающийся появлением мезоскопических ансамблей дефектов, определяющих механизм разупрочнения и переход к разрушению «адиабатическим сдвигом».

Библиографический список

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. Solids. – 1987. – Vol. 35, no. 1. – P. 95–119. DOI: 10.1016/0022-5096(87)90030-5

2. Bai Y.L. Thermo-plastic instability in simple shear // J. Mech. Phys. Solids. – 1982. – Vol. 30, no. 4. – P. 195–207. DOI: 10.1016/0022-5096(82)90029-1

3. On critical conditions for shear band formation at high strain rates / R.J. Clifton, J. Duffy, K.A. Hartley, T.G. Shawki // Scripta Metall. – 1984. – Vol. 18, no. 5. – P. 443–448. DOI: 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 Phenom. – 1988. – Vol. 3–4. – P. 447–467.

6. Molinari A. Collective behavior and spacing of adiabatic shear bands // J. Mech. Phys. Solids. – 1997. – Vol. 45, no. 9. – P. 1551–1575. DOI: 10.1016/S0022-5096(97)00012-4

7. Molinari A., Clifton R. Localisation de la déformation viscoplastique en cisaillement simple, résultats exacts en théorie non-linéaire // C.R. Acad. Sci. – 1983. – Vol. 2, no. 296. – P. 1–4.

8. Wright T.W. Shear band susceptibility: work hardening materials // Int. J. Plast. – 1992. – Vol. 8. – P. 583–602. DOI: 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, no. 7. – P.927–934. DOI: 10.1016/S0749-6419(96)00034-4

10. Wright T.W., Walter J.W. On stress collapse in adiabatic shear bands // J. Mech. Phys. Solids. – 1987. – Vol. 35, no. 6. – P. 701–720. DOI: 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. Solids. – 2006. – Vol. 54, no. 7. – P. 1376–1400. DOI: 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. – 2008. – Vol. A 496. – P. 291–302.

13. McDowell D.L. A perspective on trends in multiscale plasticity // Int. J. Plast. – 2010. – Vol. 26, no. 9. – P. 1280–1309. DOI: 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. DOI: 10.1016/j.ijplas.2010.03.002

15. An experimental and numerical study of the localization behavior of tantalum and stainless steel / C. Bronkhorst, E. Cerreta, Q. Xue, P. Maudlin, T. Mason, G.G. III // Int. J. Plast. – 2006. – Vol. 22, no. 7. – P. 1304–1335.

16. The influence of microstructure on the mechanical response of copper in shear / E. Cerreta, I. Frank, G. Gray, C. Trujillo, D. Korzekwa, L. Dougherty // Mater. Sci. Eng. – 2009. – Vol. A 501, no. 1–2. – P. 207–219.

17. Rittel D., Wang Z., Merzer M. Adiabatic Shear Failure and Dynamic Stored Energy of Cold Work // Phys. Rev. Lett. – 2006. – Vol.96. – P. 075502. DOI: 10.1103/PhysRevLett.96.075502

18. Rittel D. A different viewpoint on adiabatic shear localization // J. Phys. D: Appl. Phys. – 2009. – Vol. 42. – P. 214009. DOI: 10.1088/0022-3727/42/21/214009

19. On the dynamic character of localized failure / S. Osovski, Y. Nahmany, D. Ritte, P. Landau, A. Venkert // Scripta Materialia. –2012. – Vol. 67, no. 7–8. – P. 693–695. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2012.07.001

20. Grady D.E. Properties of an adiabatic shear-band process zone // J. Mech. Phys. Solids. –1992. – Vol. 40, no. 6. – P. 1197–1215. DOI: 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. Solids. – 1987. – Vol. 35, no. 1. – P. 95–119. DOI: 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, no. 1. – P. 327–340. DOI: 10.1016/S1359-6454(97)00151-1

23. Nesterenko V.F., Xue Q., Meyers M.A. Self-organization of shear bands in Ti, Ti-6Al-4V, and 304 stainless steel // J. Phys. IV 10 (Pr9). – 2000. – P. 269–274. DOI: 10.1016/j.msea.2004.05.069

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, no. 3. – P. 575–596. DOI: 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. Solids. – 1988. – Vol. 36, no. 3. – P. 251–283. DOI: 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, no. 1. – P. 59–71. DOI: 10.1016/0167-6636(88)90006-3

27. Yang Y., Zeng Y., Gao Z.W. Numerical and experimental studies of self-organization of shear bands in 7075 aluminium alloy // Mater. Sci. Eng. – 2008. – Vol. A 496. – P. 291–302. DOI: 10.1016/j.msea.2008.07.043

28. Effect of orientation on self-organization of shear bands in 7075 aluminum alloy / Y. Yang, H.G. Zheng, Z.J. Shi, Q.M. Zhang // Mater. Sci. Eng. – 2011. – Vol. A 528. – P. 2446–2453. DOI: 10.1016/j.msea.2010.12.050

29. Mott N., Jones H. The theory of the properties of metals and alloys. Dover books on physics. – Dover Publications, 1958. – 326 p.

30. 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. DOI: 10.1016/S0749-6419(01)00004-3

31. Johnson G.R., Cook W.H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures // Proceedings of 7th International Symposium on Ballistics. The Hague, Netherlands. 19–21 April 1983. – 1983. – P. 541–547.

32. 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. Solids Struct. – 2004. – Vol. 41. – P. 3109–3124. DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2004.01.008

33. 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, no. 1. – P. 81–93. DOI: 10.1016/0001-6160(88)90030-2.

34. Наймарк О.Б. Коллективные свойства ансамблей дефектов и некоторые нелинейные проблемы пластичности и разрушения // Физическая мезомеханика. – 2003. – Т. 6, № 4. – С. 45–72.

35. 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 and P. Mariano. – Birkhäuser, Boston. – 2004. – P. 75–114.

36. Meyer L.W., Staskewitsch E., Burblies A. Adiabatic shear failure under biaxial dynamic compression/shear loading // Mechanics of Materials. – 1994. – No. 17. – P. 203–214.

37. Influence of microstructure on adiabatic shear localization of pre-twisted tungsten heavy alloy / Z. Wei, J. Yu, S. Hu, Y. Li // International Journal of Impact Engineering. – 2000. – No. 24. – P. 747–758.

38. Pursche F., Meyer L.W. Correlation between dynamic material behavior and adiabatic shear phenomenon for quenched and tempered steels // Engineering Transactions. – 2011. – No. 59(2). – P. 67–84.

39. Structural mechanisms of formation of adiabatic shear bands / M. Sokovikov, D. Bilalov, V. Oborin, V. Chudinov, S. Uvarov, Y. Bayandin, O. Naimark // Frattura ed Integrità Strutturale.. – 2016. – Vol. 10, no. 38. – P. 296–304. DOI: 10.3221/IGF-ESIS.38.40

40. 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. Терехина, О.Б. Наймарк // Вычислительная механика сплошных сред. – 2017. – Т. 10, № 1. – С. 103–112. DOI: 10.7242/1999-6691/2017.10.1.9

41. Multiscale study of fracture in aluminum-magnesium alloy under fatigue and dynamic loading / V.A. Oborin, M.A. Bannikov, O.B. Naimark, M.A. Sokovikov, D.A. Bilalov // Frattura ed Integrità Strutturale. – 2015. – Vol. 34. – P. 479–483. DOI: 10.3221/IGF-ESIS.34.47

42. Билалов Д.А., Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б. Математическое моделирование процесса разрушения сплава АМг2.5 в режиме много- и гигацикловой усталости // Вычислительная механика сплошных сред. – 2018. – Т. 11, № 3. – С. 323–334. DOI: 10.7242/1999-6691/2018.11.3.24

43. Билалов Д.А., Соковиков М.А., Чудинов В.В. Многомасштабные механизмы локализации пластической деформации при пробивании преград // Деформация и разрушение материалов. – 2017. – № 5. – С. 43–47.

44. Фролов К.В. Машиностроение. Т. II-3: Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы. – М.: Машиностроение, 2001. – 880 с.

45. Баяндин Ю.В., Билалов Д.А., Уваров С.В. Верификация широкодиапазонных определяющих соотношений для упруговязкопластических материалов с использованием теста Тейлора – Гопкинсона // Вычислительная механика сплошных сред. – 2020. – Т. 13, № 4. – С. 449–458.

46. Структурные аспекты пластической деформации. Часть I. Эффект адибатического сдвига / М.Ю. Симонов, О.Б. Наймарк, Ю.Н. Симонов, М.Н. Георгиев, Г.С. Шайманов, Д.Д. Карпова, Д.А. Билалов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2019. – № 10 (772). – С. 43–53. https://www.elibrary.ru/item.asp?id=41434828

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. Solids*., 1987, vol.35, no.1, pp.95–119. https://doi.org/10.1016/0022-5096(87)90030-5

2. Bai Y. L. Thermo-plastic instability in simple shear // *J. Mech. Phys. Solids*., 1982, vol.30, no.4, pp.195–207. 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, no.5, pp.443–448. 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 Phenom*., 1988, vol.3-4, pp.447–467.

6. Molinari A. Collective behavior and spacing of adiabatic shear bands // *J. Mech. Phys. Solids*., 1997, vol.45, no.9, pp.1551–1575. DOI: 10.1016/S0022-5096(97)00012-4

7. Molinari A., Clifton R. Localisation de la déformation viscoplastique en cisaillement simple, résultats exacts en théorie non-linéaire // *C. R. Acad. Sci.,* 1983, vol.2, no.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.

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, no.7, pp. 927–934. 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. Solids*., 1987, vol. 35, no.6, pp.701–720. 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. Solids*., 2006, vol.54, no7, pp.1376–1400. DOI: 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*., 2008,vol.A 496, pp .291–302.

13. McDowell D. L. A perspective on trends in multiscale plasticity// *Int. J. Plast*., 2010, vol.26, no.9, 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. DOI: 10.1016/j.ijplas.2010.03.002

15. Bronkhorst C., Cerreta E., Xue Q., Maudlin P., Mason T., III, G. G. An experimental and numerical study of the localization behavior of tantalum and stainless steel // *Int. J. Plast*., 2006, vol. 22, no.7, pp. 1304–1335.

16. Cerreta E., Frank I., Gray G., Trujillo C., Korzekwa D., Dougherty L. The influence of microstructure on the mechanical response of copper in shear // *Mater. Sci. Eng*., 2009, vol.A 501, no.1-2, pp. 207–219.

17. Rittel D., Wang Z., Merzer *M.* Adiabatic Shear Failure and Dynamic Stored Energy of Cold Work // *Phys. Rev. Lett*., 2006, vol.96, pp.075502. DOI:10.1103/PhysRevLett.96.075502.

18. Rittel D. A different viewpoint on adiabatic shear localization // *J. Phys. D: Appl. Phys*., 2009, vol.42, pp.214009. doi:10.1088/0022-3727/42/21/214009

19. Osovski S., Nahmany Y., Ritte, D., Landau P., Venkert A. On the dynamic character of localized failure // *Scripta Materiala*, 2012. vol. 67, no 7-8, 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. Solids*., 1992, vol.40, no.6, pp. 1197–1215. 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. Solids.,* 1987, vol.35, no.1, pp. 95–119. 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, no.1, pp. 327–340. 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-6Al-4V, and 304 stainless steel // *J. Phys. IV* 10 (Pr9)., 2000, pp. 269–274. doi:10.1016/j.msea.2004.05.069

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, no.3, pp. 575–596. DOI: 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. Solids.*, 1988, vol.36, no.3, pp. 251–283. 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, no.1, pp.59–71. https://doi.org/10.1016/0167-6636(88)90006-3.

27. Yang Y., Zeng Y., Gao Z. W. Numerical and experimental studies of self-organization of shear bands in 7075 aluminium alloy // *Mater. Sci. Eng*., 2008, vol.A 496, pp. 291–302. DOI: 10.1016/j.msea.2008.07.043

28. 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.,* 2011,vol.A 528, pp. 2446–2453. DOI: 10.1016/j.msea.2010.12.050

29. Mott N., Jones H. *The theory of the properties of metals and alloys*. Dover books on physics. Dover Publications, 1958. 326 p.

30. 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. DOI:10.1016/S0749-6419(01)00004-3

31. Johnson G. R., Cook W. H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures // *Proceedings of 7th International Symposium on Ballistics.* The Hague, Netherlands. 19 – 21 April 1983, 1983, pp. 541–547.

32. 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. Solids Struct.,* 2004, vol.41, pp. 3109–3124. DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2004.01.008

33. 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, no.1, pp.81–93. https://doi.org/10.1016/0001-6160(88)90030-2.

34. Naimark O.B. Collective properties of defects ensembles and some nonlinear problems of plasticity and fracture // *Physical mesomechanic,* 2003, vol. 6, no. 4, pp. 39-63.

35. 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 and P. Mariano, Birkhäuser, Boston, 2004, pp.75-114.

36. Meyer L. W., Staskewitsch E., and Burblies A. Adiabatic shear failure under biaxial dynamic compression/shear loading // Mechanics of Materials. – 1994. – no.17. – P. 203-214.

37. Wei Z., Yu J., Hu S., and Li Y. Influence of microstructure on adiabatic shear localization of pre-twisted tungsten heavy alloy// International Journal of Impact Engineering. – 2000. – no.24. – P. 747-758.

38. Pursche F., and Meyer L. W. Correlation between dynamic material behavior and adiabatic shear phenomenon for quenched and tempered steels // Engineering Transactions. – 2011. – no.59(2). – P. 67-84.

39. 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 – Fracture and Structural Integrity*, 2016, vol. 10, no 38, pp. 296-304. DOI: 10.3221/IGF-ESIS.38.40

40. 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 / *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics,* 2018, vol. 59, no. 7, pp. 29–38. DOI: 10.1134/S0021894418070027

41. 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- Fracture and Structural Integrity*,., 2015, vol.34, pp.422-426. DOI: 10.3221/IGF-ESIS.34.47

42. Bilalov D.A., Bayandin Yu.V., Naimark O.B Mathematical Modeling of Failure Process of AlMg2.5 Alloy in High and Very High Cycle Fatigue // *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*, 2019, Vol. 60, no. 7, pp. 1209-1219. DOI: 10.1134/S0021894419070022

43. Bilalov D.A., Sokovikov M.A., Chudinov V. V. Mnogomashtabnye mtkhanizmy lokalizatcii plasticheskoj deformatsii pri probivanii pregrad [Multiscale mechanisms of plastic strain localization in the process of target perforation].

Deformatsija I Razrushenie materialov – Deformation and fracture of materials, 2017, no. 5, pp. 43-47.

44. Mashinostroenie. Entsiklopediya. Tsvetnye metally i splavy. Kompozitsionnyemetallicheskiematerialy [Mechanical Engineering. Encyclopedia. Volume II-3: Non-ferrous metals and alloys. Composite metallic materials]. Moscow:Mashinostroenie, 2001. 880 p.

45. Bayandin Yu.V., Ledon D.R., Uvarov S.V. Verification of Wide-Range Constitutive Relations for Elastic-Viscoplastic Materials Using the Taylor–Hopkinson Test // *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*, 2021, Vol. 62, no. 7, pp. 1267-1276. DOI: 10.1134/S0021894421070026.

46. Simonov M.Y., Simonov Y.N., Shaimanov G.S., Karpova D.D., Naimark O.B., Bilalov D.A., Georgiev M.N. Structural Aspects of Zones of Plastic Strain. Part I. Effect of Adiabatic Shear // *Metal Science and Heat Treatment,* 2020, Vol.61, no. 9-10, pp. 628-638. DOI: 10.1007/s11041-020-00471-x

Финансирование. Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда (проект №21-79-30041), https://rscf.ru/en/project/21-79-30041/

Конфликт интересов. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Вклад авторов равноценен.

Funding. This research was supported by the Russian Science Foundation (project 21-79-30041), https://rscf.ru/en/project/21-79-30041/

Conflict of interest. The authors declare no conflict of interest.

The contribution of the authors is equivalent.