

DOI: [10.7242/1999-6691/2021.14.3.25](https://doi.org/10.7242/1999-6691/2021.14.3.25)

УДК 539.42

ИЗУЧЕНИЕ РАЗРУШЕНИЯ ЛОКАЛИЗОВАННЫМ СДВИГОМ СПЛАВА АМг6 ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

М.А. Соковиков¹, М.Ю. Симонов^{1,2}, В.А. Оборин¹, В.В. Чудинов¹, С.В. Уваров¹, О.Б. Наймарк¹¹*Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Российская Федерация*²*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Российская Федерация*

Эксперименты по динамическому нагружению образцов проводились на стержне Гопкинсона–Кольского, статическое нагружение осуществлялось на электромеханической испытательной машине Testometric. Температурные поля в процессах динамического деформирования исследовались «in-situ», для их регистрации использовалась высокоскоростная инфракрасная камера CEDIP Silver 450M. Величины измеренных температур в зоне локализации при динамическом нагружении не подтверждают традиционные представления о механизме локализации деформации, обусловленном термопластической неустойчивостью. Проведены статические и динамические испытания специально разработанных для изучения локализации пластической деформации образцов из сплава АМг6 с применением системы StrainMaster неинвазивного измерения формы и деформаций. Построены поля перемещений и деформаций в образцах. Сравнение экспериментально полученных полей температур при динамическом нагружении и полей деформаций при статическом и динамическом нагружении с результатами численного моделирования, учитывающего особенности кинетики накопления мезодефектов в рассматриваемом материале, дает удовлетворительное соответствие (с точностью ~20%). В сохраненных после экспериментов образцах специальной формы исследовался рельеф поверхности с помощью оптического интерферометра-профилометра New View-5010 с последующей обработкой 3D данных деформационного рельефа и вычислением масштабного инварианта (показателя Хёрста), а также пространственного масштаба области, на которой наблюдается коррелированное поведение мезодефектов. Выполнены структурные исследования статически и динамически нагруженных образцов на сканирующем электронном микроскопе FEI PHENOM G2 ProX. Данные экспериментов, изучения рельефа поверхности деформированных образцов и их структуры, численного моделирования с учетом кинетики накопления мезодефектов в материале позволяют предполагать, что в сплаве АМг6 один из механизмов локализации пластической деформации при реализованных скоростях нагружения обусловлен скачкообразными процессами в его дефектной структуре, но характер разрушения образцов при статическом и динамическом нагружении связан с реализацией различных сценариев поведения дефектных подсистем.

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

STUDY OF LOCALIZED SHEAR FAILURE OF AMg6 ALLOY SPECIMENS UNDER STATIC AND DYNAMIC LOADING

М.А. Sokovikov¹, М.Ю. Simonov^{1,2}, V.A. Oborin¹, V.V. Chudinov¹, S.V. Uvarov¹ and O.B. Naimark¹¹*Institute of Continuous Media Mechanics UB RAS, Perm, Russian Federation*²*Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation*

Experiments on dynamic loading of specimens made of AMg6 alloy were conducted on the Hopkinson–Kolsky bar apparatus, while the static loading tests were carried out on the Testometric electromechanical testing machine. Temperature fields generated in the processes of dynamic deformation were investigated "in-situ" by recording temperatures with a high-speed infrared camera CEDIP Silver 450M. The temperature measured in the zone of strain localization formed in the material during dynamic loading does not confirm the traditional view of the strain localization mechanism as the one associated with thermoplastic instability. Static and dynamic tests were carried out for AMg6 alloy specimens specifically designed to study plastic strain localization using for this purpose the Testometric electromechanical testing machine and split Gopkinson–Kolsky bar, as well as the StrainMaster system for noninvasive measurement of shape and strains. Displacement and strain fields generated in specially shaped AMg6 alloy specimens under static deformation and dynamic loading were constructed. Comparison of the temperature fields experimentally obtained under dynamic loading and strain fields under static and dynamic loading with the results of numerical modeling made with account of kinetics of meso defect accumulation in the material shows good agreement to the accuracy of ~20%. After the experiments, the surface relief of specially shaped stressed specimens was examined using an optical interferometer-profile meter New View-5010. The processing of the obtained 3D strain relief data made it possible to evaluate the scale invariant (Hurst index) and spatial scale of the area where the correlated behavior of meso defects was observed. The data of experimental studies, the examination of the surface topography of deformed specimens, structural studies, as well as the data of numerical simulation conducted with consideration of the kinetics of meso defect accumulation in the material suggest that one of the mechanisms of plastic strain localization in the alloy AMg6 at the examined rates of loading is associated with discontinuous processes in the defect structure of materials. However, the character of specimen failure under static and dynamic loading is due to realization of different scenarios for the behavior of defective subsystems.

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

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 теоретический и практический интерес. Локализация пластической деформации металлов при нагружении является сложным процессом, зависящим от величины скорости, величины деформации, температуры, а также от эволюции структуры материала. Исследованию данного явления посвящён цикл работ [1–12].

На сегодняшний день существует две наиболее распространённые точки зрения на механизмы локализации деформации: один из них есть следствие термопластической неустойчивости, которая реализуется при высоких скоростях деформации; другой связан с эволюцией структуры, которая может происходить в широком диапазоне скоростей нагружения. Наряду с термопластической неустойчивостью, существенную роль играют структурные переходы в ансамблях дефектов мезоуровня (микросдвигов и микротрещин). Качественные особенности структурно-обусловленного механизма локализации пластического сдвига (динамическая рекристаллизация) отмечаются в работах [9–11].

Целью данной работы является экспериментальное и теоретическое обоснование механизма локализации пластической деформации, связанного со скачкообразными процессами в дефектной системе материала [13].

2. Экспериментальные исследования

Проведено теоретическое и экспериментальное изучение механизмов локализации пластической деформации при статическом деформировании и динамическом нагружении на разрезном стержне Гопкинсона–Кольского (Рис. 1а) образцов из алюминиевого сплава АМг6, проявляющего «склонность» к неустойчивости пластического течения. Стержни Гопкинсона–Кольского и ударник изготовлены из высокопрочной стареющей стали. Диаметр стержней и ударника 25 мм, длина ударника 52,33 мм, скорость удара 42 м/с.

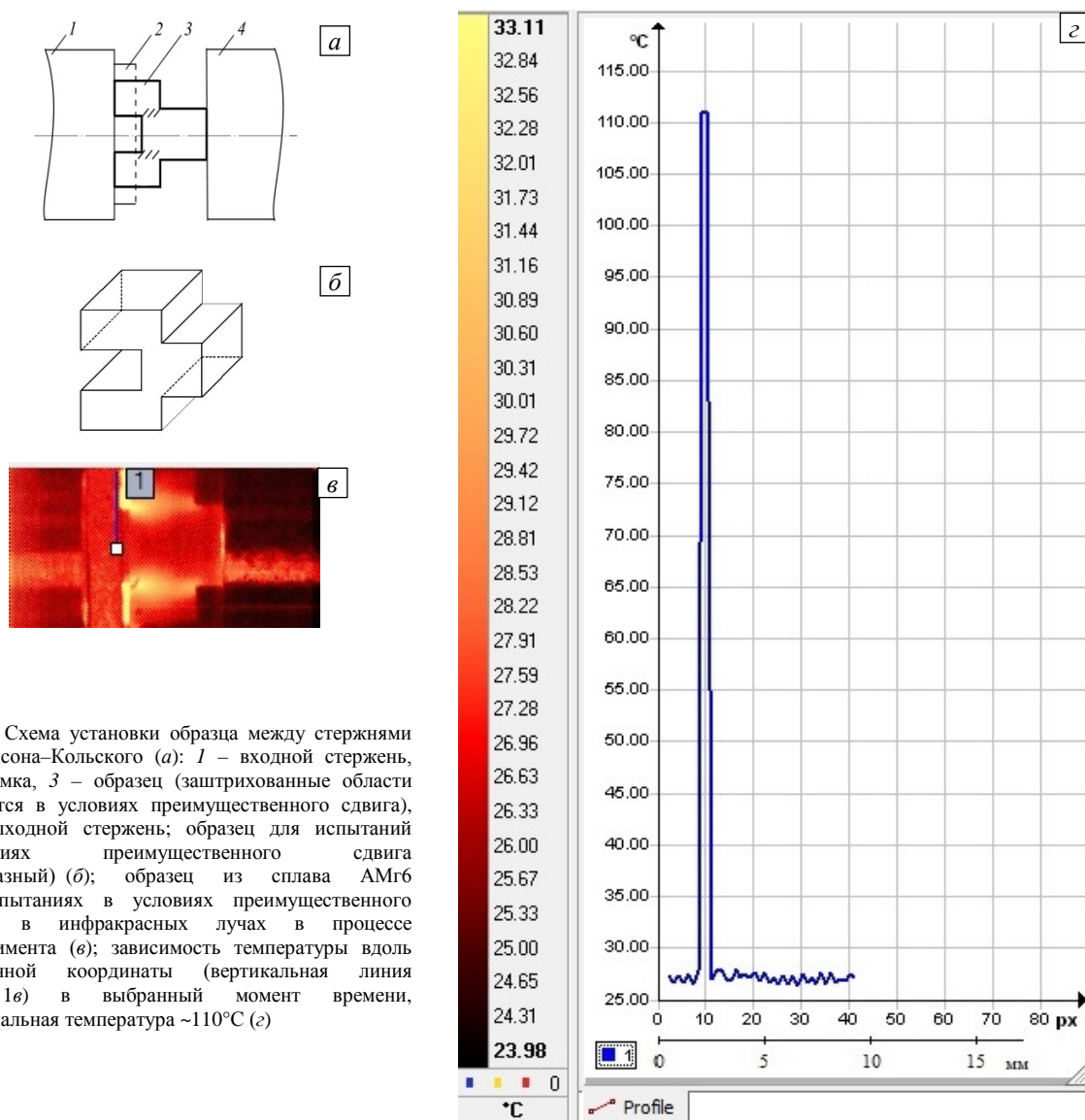


Рис. 1. Схема установки образца между стержнями Гопкинсона–Кольского (а): 1 – входной стержень, 2 – рамка, 3 – образец (заштрихованные области находятся в условиях преимущественного сдвига), 4 – выходной стержень; образец для испытаний в условиях преимущественного сдвига (П-образный) (б); образец из сплава АМг6 при испытаниях в условиях преимущественного сдвига в инфракрасных лучах в процессе эксперимента (в); зависимость температуры вдоль показанной координаты (вертикальная линия на Рис. 1в) в выбранный момент времени, максимальная температура ~110°C (г)

Для изучения процессов локализации пластической деформации в режиме преимущественного сдвига при динамическом нагружении на стержне Гопкинсона–Кольского были разработаны и запатентованы образцы специальной формы (П-образные) и оснастка, обеспечивающие реализацию плоского деформированного состояния [14]. Все сечения, параллельные боковым поверхностям и плоскости чертежа (Рис. 1б), находятся в близких напряженно-деформированных состояниях, что подтверждается результатами численного моделирования [15].

Термодинамика процесса деформирования с целью идентификации характерных стадий локализации деформации и развития разрушения локализованным сдвигом при динамическом нагружении исследовалась «in-situ» регистрацией температурных полей с использованием высокоскоростной инфракрасной камеры CEDIP Silver 450M (Рис. 1в). Основные технические характеристики камеры: чувствительность не менее 25 мК при 300 К, спектральный диапазон 3–5 мкм, максимальный размер кадра 320×240 точек [15]. Разрешение записи по координате («размер пиксела») ~0,2 мм, разрешение по времени ~0,25 мс.

В работе [15] показано, что при скоростях деформации $\sim 10^3 \text{ с}^{-1}$ и выше характерные времена теплопроводности для сплава АМгб существенно больше характерных времен процесса деформирования. Исследуя температурные поля на боковой поверхности в режиме реального времени, можно делать выводы о распределении температурных полей и пластических деформаций во всех сечениях, параллельных боковой поверхности. Результаты экспериментов приведены на рисунках 1в, з и 2.

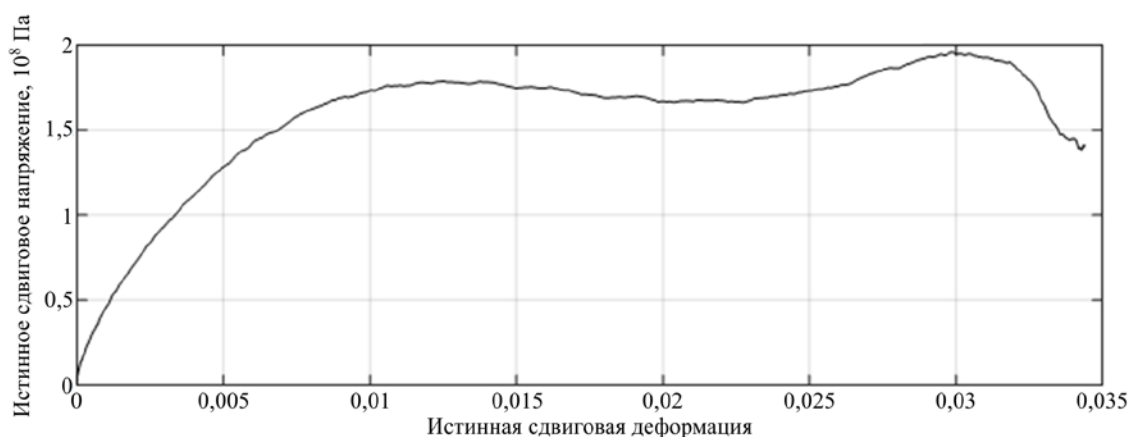


Рис. 2. Диаграмма деформирования «истинное сдвиговое напряжение–истинная сдвиговая деформация», полученная при испытаниях на стержне Гопкинсона–Кольского для образцов специальной формы из сплава АМгб; скорость удара 42 м/с

Данные, полученные в экспериментах с инфракрасной камерой, позволили сделать вывод о том, что температурное разупрочнение не играет решающей роли в механизме локализованного сдвига для сплава АМгб в данных условиях нагружения при средних скоростях деформирования $\sim 5000 \text{ с}^{-1}$. Именно такая скорость реализована при испытаниях образцов специальной формы. Значения скоростей деформации получены в результате численного моделирования.

Также на образцах, специально разработанных для изучения локализации пластической деформации из сплава АМгб, экспериментально определены поля деформаций в зоне локализации пластического сдвига при статическом деформировании на электромеханической испытательной машине Testometric и динамическом нагружении на стержне Гопкинсона–Кольского с применением системы StrainMaster для неинвазивного измерения формы и деформаций. Погрешности измерения полей перемещений и сдвиговых деформаций составили ~5%.

При статическом нагружении проводилась покадровая съёмка картин нанесённых точек, по которым затем определялись поля перемещений и деформаций. При динамическом нагружении образцов на стержне Гопкинсона–Кольского картины положения точек фиксировались до и после деформирования. Далее по изменению этих картин находились поля перемещений и деформаций. Результаты испытаний приведены ниже.

3. Численное моделирование

Полная система полевых уравнений для описания деформационного поведения материала имела следующий вид [15, 16]:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

$$\dot{p}_0 = \frac{\sqrt{\dot{\mathbf{p}} : \dot{\mathbf{p}}}}{\dot{\varepsilon}_c}, \quad (10)$$

где (1) — уравнения движения (здесь и далее точка над символом означает материальную производную), (2) — уравнения неразрывности, (3) — кинематическое соотношение, (4) — закон Гука в скоростной формулировке, (5), (6) — кинетические уравнения, (7) — выражения для неравновесной свободной энергии, (8) — уравнения теплопроводности, (9) — выражение для характерной скорости деформации. Приняты следующие обозначения: ρ — массовая плотность; \mathbf{v} — вектор скорости; $\boldsymbol{\sigma}$ — тензор напряжений; $\boldsymbol{\varepsilon}$ — тензор деформаций; \mathbf{D} и \mathbf{D}^{pl} — тензор деформации скорости и его пластическая составляющая; $(\boldsymbol{\sigma})^R$ — производная Грина–Нагди; $I_1(\cdot)$ — первый инвариант тензора; λ и G — упругие характеристики материала; \mathbf{p} — тензор плотности микросдвигов; n_p , n_e — 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 теплоёмкость; α — коэффициент теплопроводности; $\dot{\varepsilon}_c$ — параметр обезразмеривания, равный 1 c^{-1} .

Система уравнений (1)–(10) описывает деформационное поведение пластичных материалов (металлов и сплавов) в диапазоне скоростей деформации 10^{-4} – 10^3 c^{-1} с учётом кинетики дефектов и термического разупрочнения. Параметры модели определялись путём решения задачи минимизации невязки между экспериментальными и теоретическими диаграммами деформирования при различных скоростях деформации. Константы для сплава АМг6 были идентифицированы ранее [15, 16].

Численное моделирование экспериментов по нагружению образцов на стержне Гопкинсона–Кольского проводилось с применением метода конечных элементов. Результаты вычислений показаны на рисунке 3. Полученные в расчёте поля температур на поверхности образцов в процессе деформирования соответствуют экспериментальным данным с точностью $\sim 20\%$.

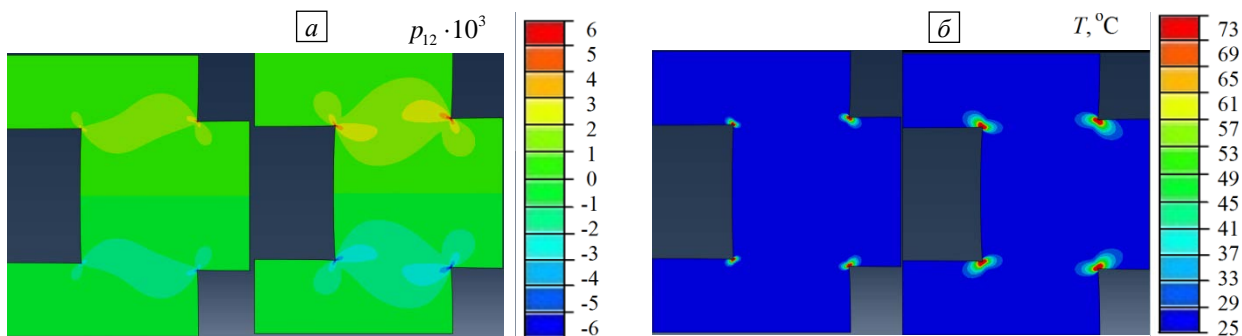


Рис. 3. Эволюция сдвиговой компоненты тензора плотности микродефектов p_{12} (а), (е) и полей распределения температуры (б), (з) во времени $t \times 10^5$, с: 1,1 (а), 2,3 (б), 3,5 (е), 4,7 (з), при испытаниях образца на рисунке 1 (2D-моделирование)

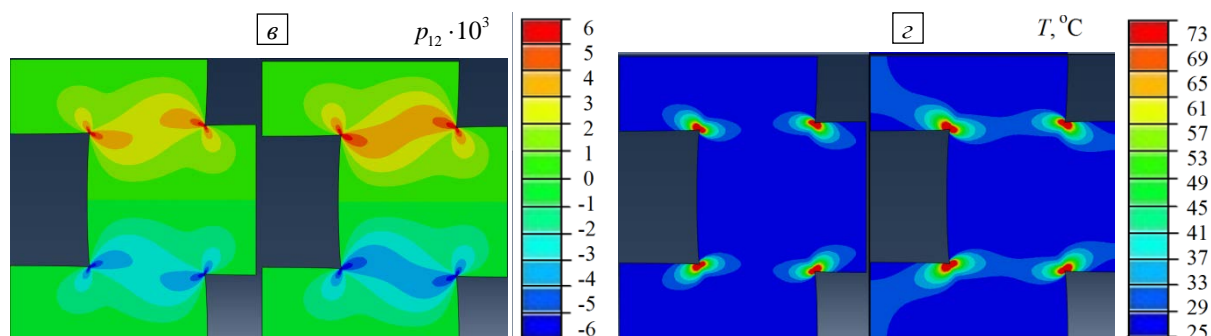
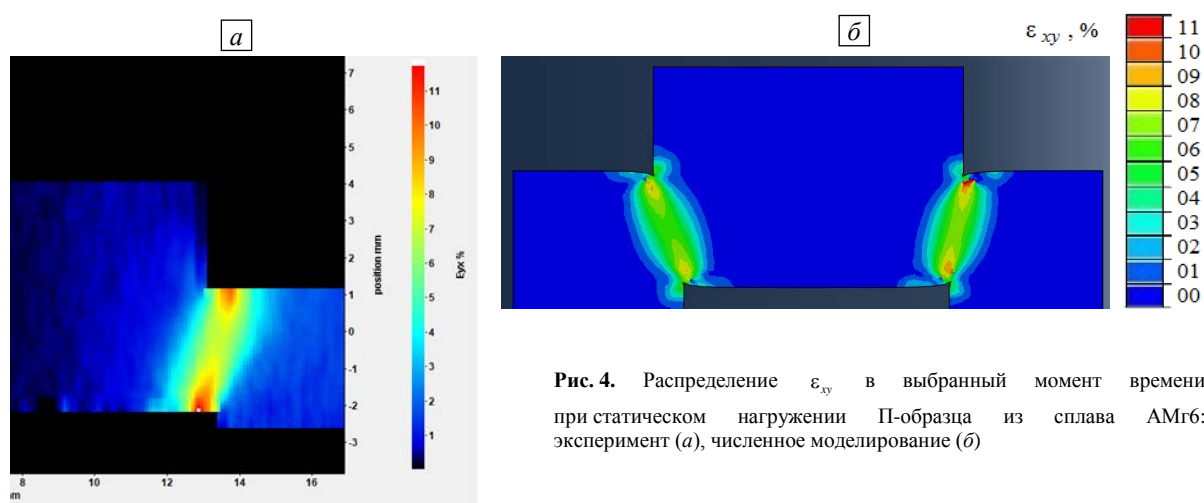
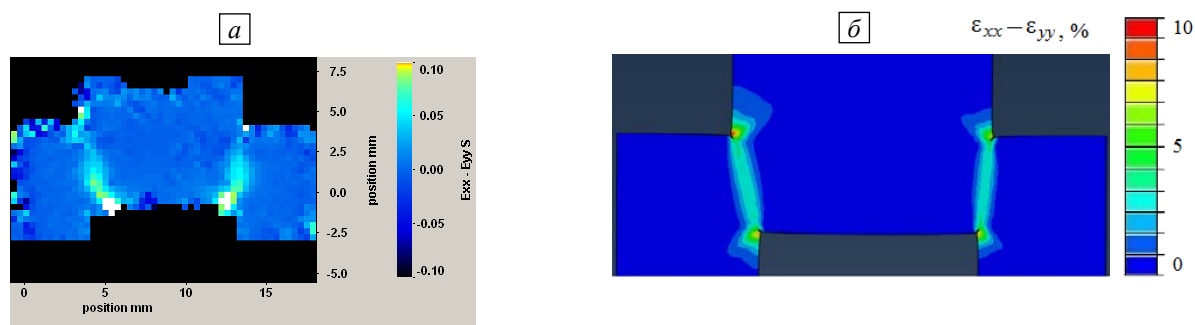


Рис. 3. Продолжение

Результаты численного моделирования экспериментов с образцами специальной формы из сплава АМг6 на электромеханической испытательной машине Testometric (при статическом деформировании) и на разрезном стержне Гопкинсона–Кольского (динамическом нагружении) с применением системы неинвазивного измерения формы, деформаций StrainMaster показаны на рисунках 4б, 5б. Полученные в расчете поля деформаций соответствуют экспериментальным данным с точностью $\sim 20\%$.

Рис. 4. Распределение ε_{xy} в выбранный момент времени при статическом нагружении П-образца из сплава АМг6: эксперимент (а), численное моделирование (б)Рис. 5. Распределение $|\varepsilon_{xx} - \varepsilon_{yy}|$ в конечный момент времени при динамическом нагружении П-образца из сплава АМг6: эксперимент (а), численное моделирование (б)

4. Исследование рельефа поверхности деформированных образцов

Соответствие теоретических предположений о ведущей роли многомасштабных механизмов структурной релаксации, обусловленных коллективным поведением ансамблей дефектов, развитием локализации пластического течения и разрушения исследовалось методами структурного анализа морфологии поверхностного рельефа с использованием оптического интерферометра-профилометра New View-5010 для последующего вычисления масштабного инварианта (показателя Хёрста) и пространственного масштаба области, на которой наблюдается коррелированное поведение микродвигов. Определение показателя Хёрста деформационных дефектных структур может дать физическое объяснение универсальности критических явлений в разных сценариях разрушения различных классов материалов и роли состояния структуры (в том числе формируемой динамическими воздействиями) на «пороговые» характеристики перехода пластически деформированного материала к разрушению.

Поверхностный рельеф деформированных образцов в области максимальных сдвиговых деформаций (Рис. 6а) регистрировался с помощью интерферометра-профилометра высокого разрешения New View (при увеличении $\times 500$) (Рис. 6б) и затем обрабатывался методами фрактального анализа для определения условий коррелированного поведения многомасштабных дефектных структур. В пределах каждого «окна» размером 284×213 мкм с разрешением $\sim 0,1$ нм по вертикали и $\sim 0,44$ мкм по горизонтали рассматривалось 12 одномерных «срезов», чем обеспечивалась представительность данных о структуре рельефа, индуцированного дефектами.

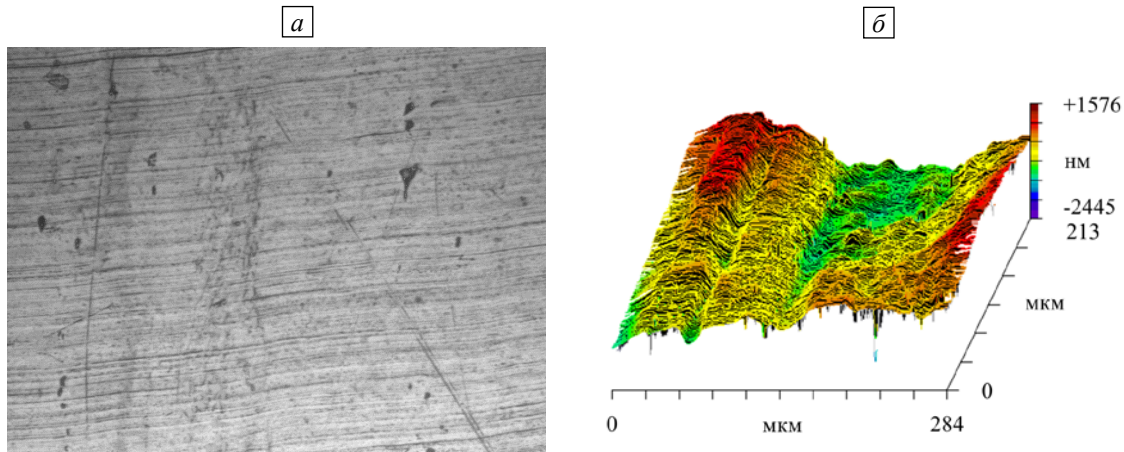


Рис. 6. Поверхность образца № 4 после динамического нагружения: её оптический вид(а) и 3D-образ (б)

По одномерным профилям рельефа поверхности разрушения (Рис. 6а) вычислялась функция $K(r)$ согласно формуле из [17]:

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

где $K(r)$ — усреднённая разность значений высот рельефа $z(x+r)$ и $z(x)$ в поверхностном окне размером r , H — показатель структурного скейлинга (показатель Хёрста).

Результаты испытаний образца специальной формы (профиль поверхности) приведены на рисунке 7а. Представление функции $K(r)$ в логарифмических координатах для них (Рис. 7б) позволяет провести оценку показателя Хёрста, как пространственного инварианта, через величину постоянного наклона зависимости $\log_2 K(r)$ от $\log_2 r$ в диапазоне пространственных масштабов от минимального — l_{sc} , до максимального — L_{pz} .

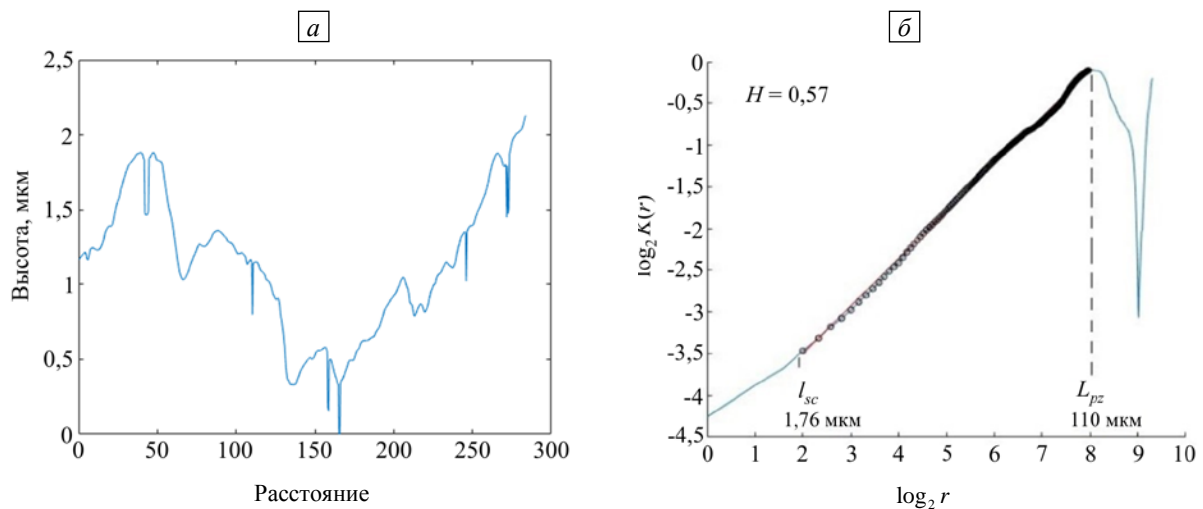


Рис. 7. Характерный одномерный профиль поверхности образца № 4 после деформирования (а) и соответствующий вид зависимости $\log_2 K(r)$ от $\log_2 r$ (б)

Определены значения масштабных инвариантов и соответствующих им структурных масштабов в терминах показателя Хёрста для статически и динамически нагруженных образцов (Табл. 1). Для образцов, подвергнутых динамическому деформированию, установлено увеличение показателя Хёрста ($H \sim 0,6$) по сравнению с недеформированными образцами ($H \sim 0,5$). Последнее обуславливается интенсивной фрагментацией при образовании дислокационных ансамблей в ходе динамического нагружения и связано с формированием упорядоченной системы. Влияние интенсивного динамического нагружения на значения масштабных инвариантов и пространственных масштабов, в соответствии с работами авторов [15], предполагается использовать для исследования кинетических закономерностей роста усталостной трещины и оценки ресурса материалов авиационного моторостроения при комбинированном динамическом и усталостном нагружении.

Таблица 1. Значения показателя Хёрста и пространственных масштабов

№ образца*	До деформирования			После деформирования		
	H	l_{sc} , мкм	L_{pc} , мкм	H	l_{sc} , мкм	L_{pc} , мкм
1*	0,46±0,04	4,2±1,5	66,8±12,4	0,59±0,03	3,0±1,4	41,8±7,7
2*	0,36±0,04	7,1±2,0	30,4±3,4	0,50±0,03	2,3±0,7	85,0±12,3
3*	0,49±0,03	4,4±2,2	34,1±2,3	0,52±0,02	2,8±0,8	29,9±4,4
4**	0,36±0,04	4,6±0,9	20,9±2,3	0,56±0,03	2,7±1,2	103,7±17,7
5**	0,51±0,03	2,9±2,1	42,2±5,9	0,47±0,03	8,1±3,2	57,8±9,7
6**	0,43±0,03	4,2±1,5	46,1±10,7	0,61±0,02	6,6±2,3	83,8±9,2

Примечание: * образцы нагружались статически; ** образцы нагружались динамически

5. Структурные исследования

Перед проведением металлографических исследований П-образные образцы запрессовывали в токопроводящий бакелит на станке CitoPress-10 (Struers), далее заготовку полировали на станке Tegamin-30 (Struers); при грубых режимах зачистки в качестве лубриканта (смазки) выступала дистиллированная водная среда, на финальных этапах — лубрикант с высокодисперсными частицами оксидов кремния. Травление выполняли реактивом Келлера в течение 5–10 секунд при температуре 65–70°C.

Электронно-микроскопические исследования структуры осуществляли до и после испытаний на электромеханической машине Testometric (при статическом деформировании) и на разрезном стержне Гопкинсона–Кольского (при динамическом нагружении). Опытные образцы П-типа из сплава разрезались поперек, срезы рассматривались и фотографировались с помощью сканирующего электронного микроскопа FEI PHENOM G2 ProX при ускоряющем электрическом поле 15 кВ и увеличении 2000–15000 крат.

Исходная структура сплава АМг6 у образцов № 1–6 представляла собой совокупность зерен α -фазы, ориентированных вдоль направления прокатки. Зерна в диаметре составляли порядка 8–18 мкм. Отмечалось также присутствие вторых фаз в виде расположенных в теле зерна ячеистых конгломератов; присутствие вторых фаз было характерным для всех образцов без исключения.

Далее приведена исходная структура образцов, испытанных затем динамически (Рис. 8) и статически (Рис. 9).

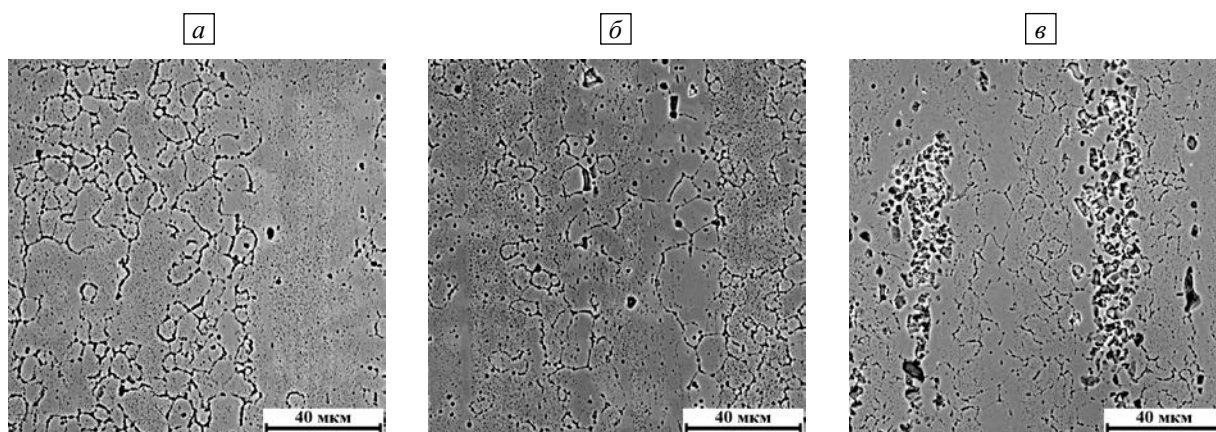


Рис. 8. Исходная структура сплава АМг6 (динамика); образец № 1 (а), (з), (ж); образец № 2 (б), (д), (з); образец № 3 (в), (е), (и); увеличение (а)–(в) $\times 2000$, (з)–(е) $\times 8000$, (ж)–(и) $\times 15000$

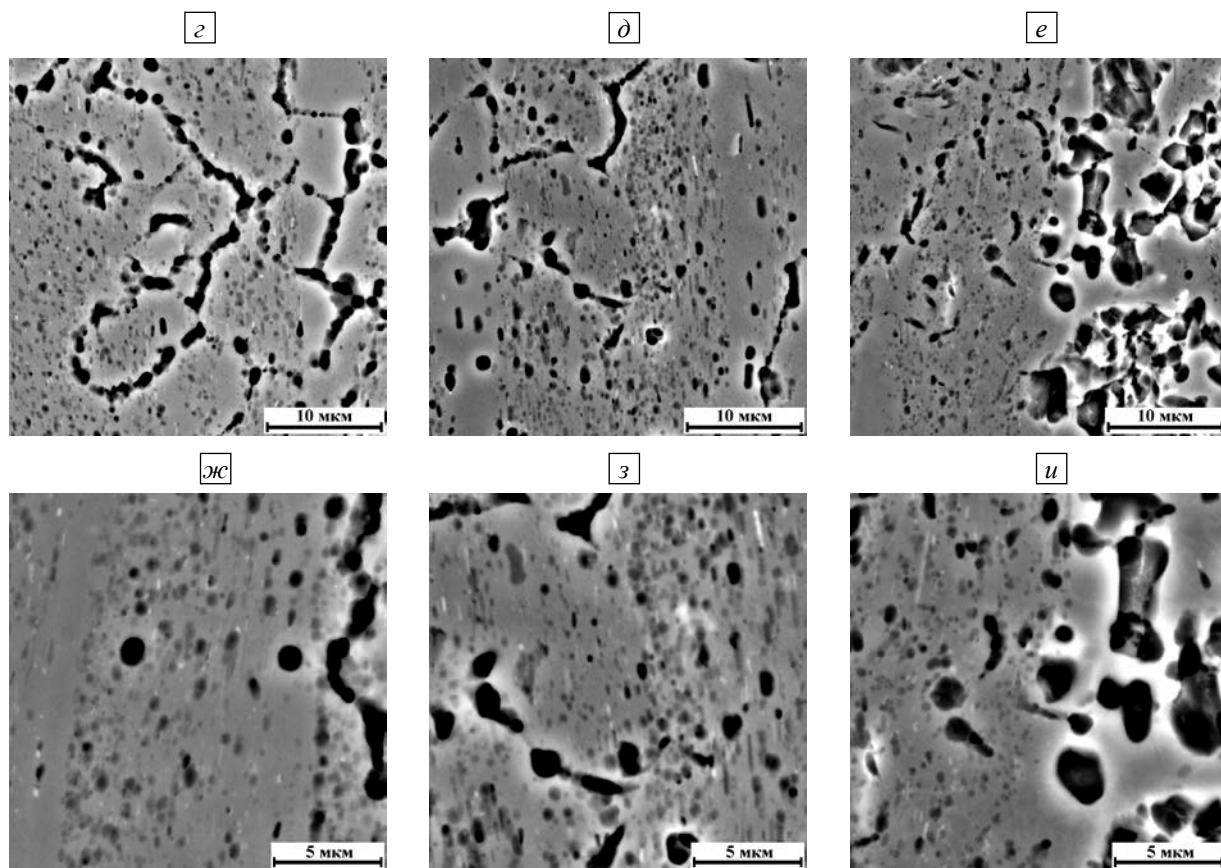


Рис. 8. Продолжение

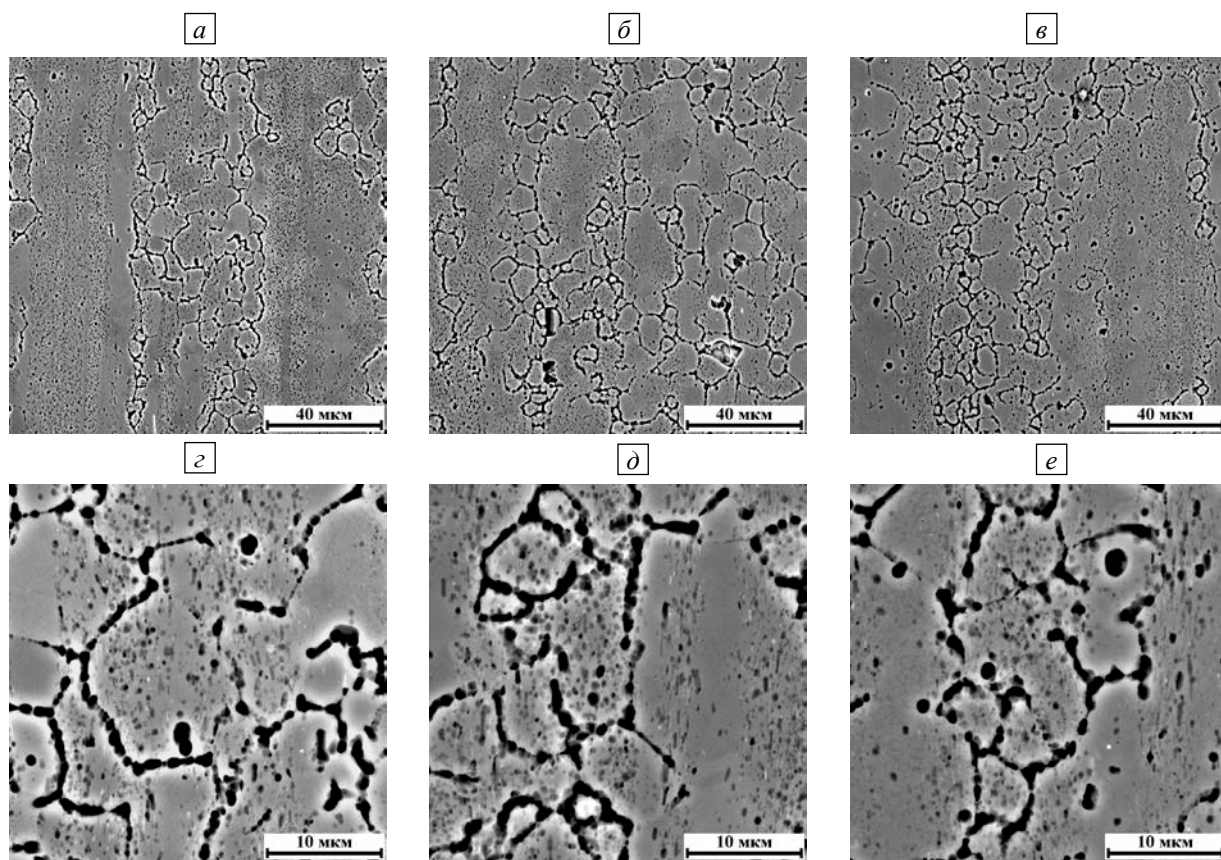


Рис. 9. Исходная структура сплава АМгб (статика); образец № 1 (а), (г), (ж); образец № 2 (б), (д), (з); образец № 3 (в), (е), (и); увеличение (а)–(в) $\times 2000$, (г)–(е) $\times 8000$, (ж)–(и) $\times 15000$

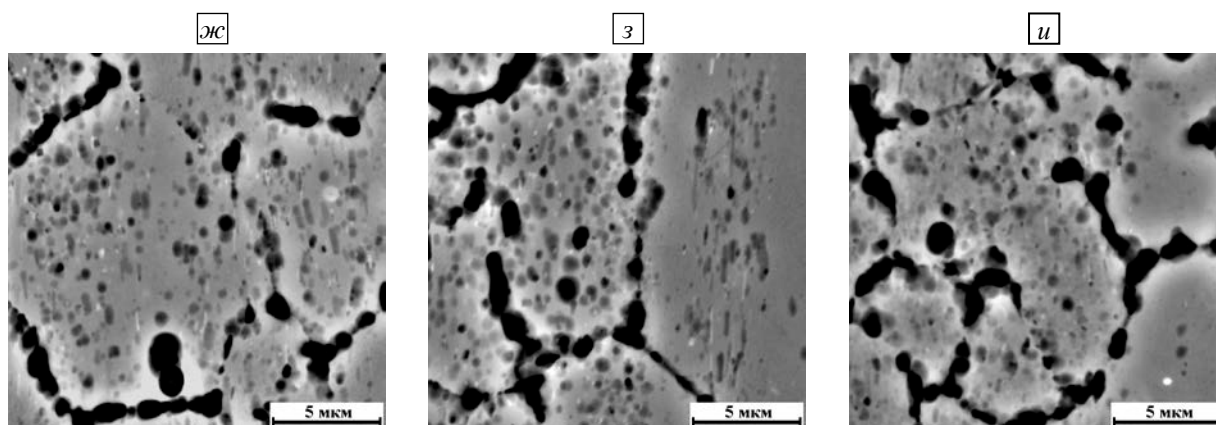


Рис. 9. Продолжение

Статические и динамические испытания во всех без исключения образцах П-типа в той или иной степени приводят к проявлению локализации пластической деформации в местах с геометрической особенностью формы. Образцы после испытания показаны на рисунках 10, 11. Геометрические концентраторы напряжений выделены кружками (см. Рис 10а и 11а, области 1–4).

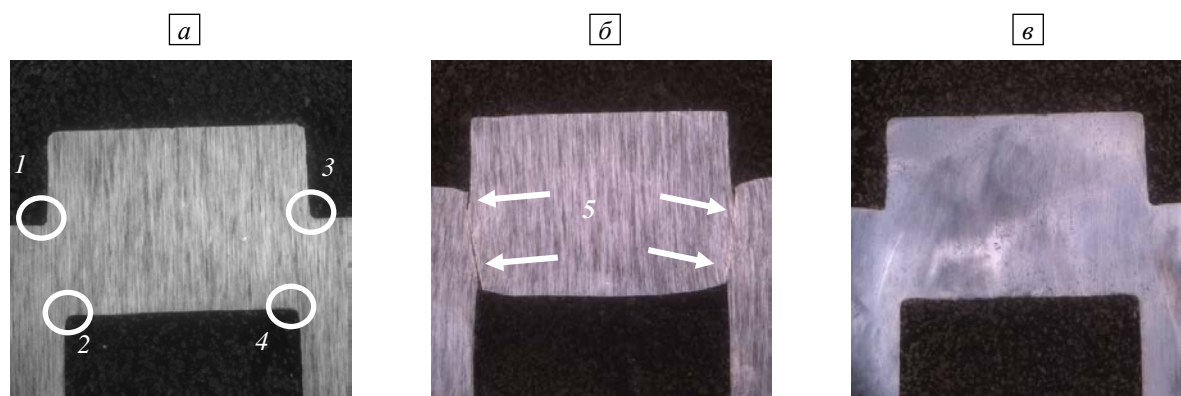


Рис. 10. Фрагменты разных образцов П-типа из сплава АМг6 после динамических испытаний: № 4 (а), № 5 (б) и № 6 (в); области 1–4 – места локализации пластической деформации в геометрических концентраторах напряжений; 5 – места локализации пластической деформации и среза в образце № 5; увеличение $\times 20$

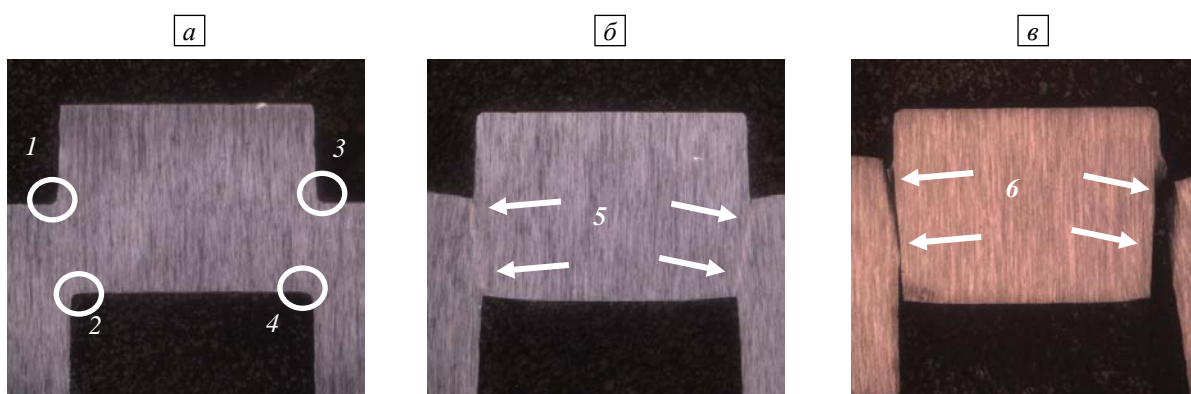


Рис. 11. Фрагменты разных образцов П-типа из сплава АМг6 после статических испытаний: № 1 (а), № 2 (б) и № 3 (в); области 1–4 – места локализации пластической деформации в геометрических концентраторах напряжений; 5 – места локализации пластической деформации в образце № 2; 6 – места обнаружения локализации пластической деформации и среза в образце № 3, $\times 20$

Исследование структуры в областях 1–4, выделенных на рисунках 10, 11, позволило установить, что при среднем и максимальном уровнях нагрузки характерно образование полосовых структур локализованного сдвига в местах концентрации напряжений вследствие особенностей геометрии (см. Рис. 12а–е). На рисунке 12 стрелки указывают на полосы локализованного сдвига.

Важной особенностью структурообразования полос локализованного сдвига после динамических и статических испытаний при максимальных уровнях нагружения является образование пакетов кристаллов

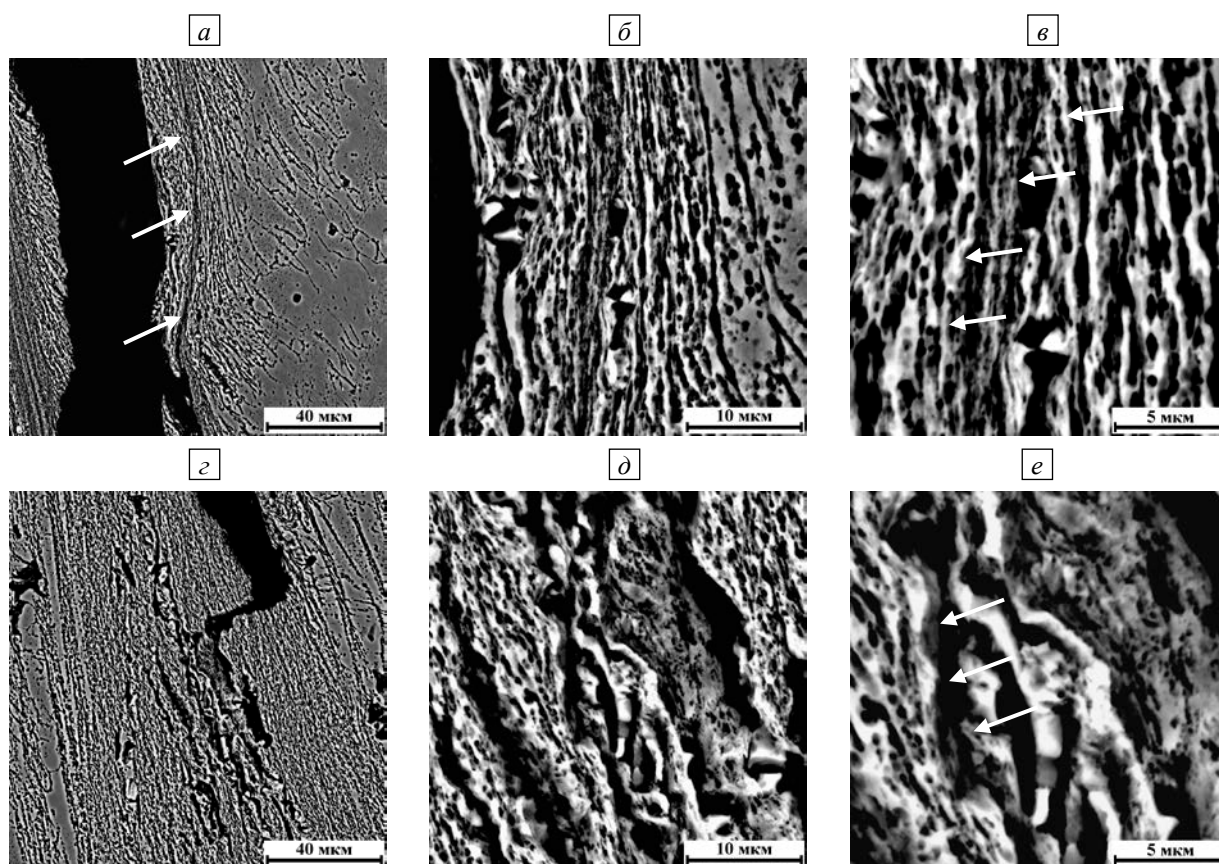


Рис. 12. Структура локализации пластической деформации в геометрических концентраторах напряжений образца после динамических испытаний с максимальным уровнем нагрузки (а)–(е) и после статических испытаний (з)–(е); (а)–(е) – область 2 на Рис. 10а; увеличение: (а), (з) – $\times 2000$; (б), (д) – $\times 8000$; (е), (е) – $\times 15000$

полосовой структуры системного характера. Кроме того, в местах, где полосовая структура имеет пакетный характер, чаще всего кристаллы локализованного сдвига демонстрируют явные признаки полигонизации. Размеры полигонов не превышают 1–1,5 мкм. На рисунке 12в, е стрелки указывают на полигоны в полосах локализованного сдвига.

Также стоит отметить, что полосы локализованного сдвига, полученные при динамических испытаниях с максимальным уровнем нагружения, расположены в меньших объемах материала, чем при статических испытаниях. Так, при динамических испытаниях ширина участка, в котором произошла локализация пластической деформации, составляет 30–50 мкм, а по направлению из участков с геометрической концентрацией напряжений (1 и 2, 3 и 4) к их центральной точке схождения ширина участка с локализацией пластической деформации расширяется и составляет 50–70 мкм. При статических испытаниях ширина участка с локализацией пластической деформации составляет 100–140 мкм, при этом по направлению

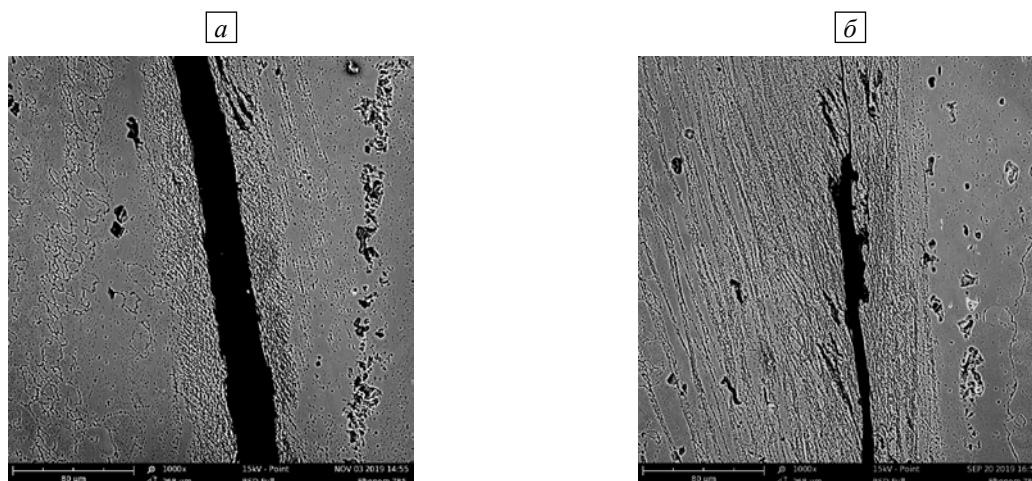


Рис. 13. Структура сплава АМг6 в области деформационной полосы после динамических (а) и статических (б) испытаний; увеличение $\times 1000$

из участков с геометрической концентрацией напряжений (1 и 2, 3 и 4) к их центральной точке схождения ширина участка с локализацией пластической деформации расширяется до 250–300 мкм и более. Стрелки на рисунке 12 указывают на структурные объемы, в которых протекали процессы локализации пластической деформации при динамическом (Рис. 13а) и статическом (Рис. 13б) нагружениях.

5. Выводы

Изучение процесса локализации пластической деформации методами инфракрасной термографии, определение полей деформаций образцов при статическом и динамическом нагружениях с применением системы измерения деформаций StrainMaster, данные численного моделирования, проведенного с учётом особенностей кинетики накопления мезодефектов в материале, изучение рельефа поверхности деформированных образцов, структурные исследования, проведенные с помощью сканирующего электронного микроскопа, позволяют предполагать, что при реализованных скоростях нагружения один из механизмов локализации пластической деформации в сплаве АМгб обусловлен скачкообразными процессами в его дефектной структуре. Полученные результаты дают основание полагать, что характер разрушения образцов при реализованных режимах статического и динамического нагружения обусловлен различными сценариями поведения дефектных подсистем.

Авторы благодарят ведущего инженера ИМСС УрО РАН, к.ф.-м.н. Б.П. Иванова за проведение статических испытаний образцов на электромеханической машине Testometric.

Исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда (грант №21-79-30041).

Литература

1. *Giovanola 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)
2. *Burns T.J.* Does a shear band result from a thermal explosion? // *Mech. Mater.* 1994. Vol. 17. P. 261-271. [https://doi.org/10.1016/0167-6636\(94\)90064-7](https://doi.org/10.1016/0167-6636(94)90064-7)
3. *Nemat-Nasser S., Li Y.F., Isaacs J.B.* Experimental/computational evolution of flow stress at high strain rates with application to adiabatic shear banding // *Mech. Mater.* 1994. Vol. 17. P. 111-134. [https://doi.org/10.1016/0167-6636\(94\)90053-1](https://doi.org/10.1016/0167-6636(94)90053-1)
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. P. 155-164. [https://doi.org/10.1016/0167-6636\(94\)90056-6](https://doi.org/10.1016/0167-6636(94)90056-6)
5. *Grady D.E.* Dynamic of adiabatic shear // *J. Phys. IV France.* 1991. Vol. 1. P. C3-653-C3-660.
6. *Belytschko T., Krongauz Y., Organ D., Fleming M., Krysl P.* Meshless methods: An overview and recent developments // *Comput. Meth. Appl. Mech. Eng.* 1996. Vol. 139. P. 3-47. [https://doi.org/10.1016/S0045-7825\(96\)01078-X](https://doi.org/10.1016/S0045-7825(96)01078-X)
7. *Wright T.W., Ravichandran G.* Canonical aspects of adiabatic shear bands // *Int. J. Plast.* 1997. Vol. 13. P. 309-325. [https://doi.org/10.1016/S0749-6419\(97\)80002-2](https://doi.org/10.1016/S0749-6419(97)80002-2)
8. *Medyanik S.N., Liu W.K., Li S.* On criteria for dynamic adiabatic shear band propagation // *J. Mech. Phys. Solid.* 2007. Vol. 55. P. 1439-1461. <https://doi.org/10.1016/j.jmps.2006.12.006>
9. *Rittel D., Ravichandran G., Venkert A.* The mechanical response of pure iron at high strain rates under dominant shear // *Mater. Sci. Eng.* 2006. Vol. 432. P. 191-201. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.05.154>
10. *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>
11. *Rittel D., Landau P., Venkert A.* Dynamic recrystallization as a potential cause for adiabatic shear failure // *Phys. Rev. Lett.* 2008. Vol. 101. 165501. <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.101.165501>
12. *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)
13. *Наймарк О.Б.* Коллективные свойства ансамблей дефектов и некоторые нелинейные проблемы пластичности и разрушения // *Физ. мезомех.* 2003. Т. 6, № 4. С. 45-72.
14. 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., Чудинов В.В. № 2011114711/28; заявл. 14.04.2011; опубл. 20.05.2013, Бюл. № 14. 13 с.
15. *Билалов Д.А., Сокоиков М.А., Чудинов В.В., Оборин В.А., Баяндин Ю.В., Терехина 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>
16. *Билалов Д.А., Сокоиков М.А., Чудинов В.В.* Многомасштабные механизмы локализации пластической деформации при пробивании преград // *Деформация и разрушение материалов.* 2017. № 5. С. 43-47.
17. *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>

References

1. Giovanola 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)
2. Burns T.J. Does a shear band result from a thermal explosion? *Mech. Mater.*, 1994, vol. 17, pp. 261-271. [https://doi.org/10.1016/0167-6636\(94\)90064-7](https://doi.org/10.1016/0167-6636(94)90064-7)
3. Nemat-Nasser S., Li Y.F., Isaacs J.B. Experimental/computational evolution of flow stress at high strain rates with application to adiabatic shear banding. *Mech. Mater.*, 1994, vol. 17, pp. 111-134. [https://doi.org/10.1016/0167-6636\(94\)90053-1](https://doi.org/10.1016/0167-6636(94)90053-1)
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, pp. 155-164. [https://doi.org/10.1016/0167-6636\(94\)90056-6](https://doi.org/10.1016/0167-6636(94)90056-6)
5. Grady D.E. Dynamic of adiabatic shear. *J. Phys. IV France*, 1991, vol. 1, pp. C3-653-C3-660.
6. Belytschko T., Krongauz Y., Organ D., Fleming M., Krysl P. Meshless methods: An overview and recent developments. *Comput. Meth. Appl. Mech. Eng.*, 1996, vol. 139, pp. 3-47. [https://doi.org/10.1016/S0045-7825\(96\)01078-X](https://doi.org/10.1016/S0045-7825(96)01078-X)
7. Wright T.W., Ravichandran G. Canonical aspects of adiabatic shear bands. *Int. J. Plast.*, 1997, vol. 1, pp. 309-325. [https://doi.org/10.1016/S0749-6419\(97\)80002-2](https://doi.org/10.1016/S0749-6419(97)80002-2)
8. Medyanik S.N., Liu W.K., Li S. On criteria for dynamic adiabatic shear band propagation. *J. Mech. Phys. Solid.*, 2007, vol. 55, pp. 1439-1461. <https://doi.org/10.1016/j.jmps.2006.12.006>
9. Rittel D., Ravichandran G., Venkert A. The mechanical response of pure iron at high strain rates under dominant shear. *Mater. Sci. Eng.*, 2006, vol. 432, pp. 191-201. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.05.154>
10. 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>
11. Rittel D., Landau P., Venkert A. Dynamic recrystallization as a potential cause for adiabatic shear failure. *Phys. Rev. Lett.*, 2008, vol. 101, 165501. <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.101.165501>
12. 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)
13. 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.
14. 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.
15. 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>
16. 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.
17. 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>

Поступила в редакцию 14.04.2021; после доработки 09.06.2021; принята к опубликованию 10.06.2021

Сведения об авторах

Сокоиков Михаил Альбертович, кфмн, доц., снс, Институт механики сплошных сред УрО РАН (ИМСС УрО РАН), 614018, г. Пермь, ул. Академика Королёва, д. 1; e-mail: sokovikov@icmm.ru

Симонов Михаил Юрьевич, ктн, зав. лаб., Пермский национальный исследовательский политехнический университет (ПНИПУ), 614990, г. Пермь, Комсомольский пр., д. 29а; e-mail: simonov@pstu.ru

Оборин Владимир Александрович, б/с, вед. инж., ИМСС УрО РАН; e-mail: oborin@icmm.ru

Чудинов Василий Валерьевич, б/с, инж., ИМСС УрО РАН; e-mail: chudinov@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