

Оригинальная статья

УДК 669.539.381.296

DOI: 10.57070/2304-4497-2025-3(53)-27-30

**РАЗВИТИЕ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ
В АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ СО СВАРНЫМ ШВОМ**

© 2025 г. Д. В. Орлова, В. В. Горбатенко, Т. С. Немлиенко, Н. Н. Сороков

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (Россия, 654055, Томск, пр. Академический, 2/4)

Аннотация. Создание соединений одно- и разнородных металлов является одним из приоритетных направлений в области получения специальных конструкционных материалов с уникальным сочетанием свойств. Помимо технологий получения неразъемных соединений металлов и сплавов, обладающих ограниченной свариваемостью, активно развиваются технологии аддитивного производства изделий с применением электронного пучка. В связи с развитием новых производственных процессов встает вопрос о влиянии структурно-фазовой неоднородности многослойных материалов на деформационное поведение. В частности, важной научной проблемой является влияние сформированной структурно-фазовой границы раздела в материале на процесс пластической деформации. Исследована кинетика фронтов деформации в алюминий-магний-сплаве со структурной неоднородностью в виде шва, полученного сваркой трением с перемешиванием. Установлено, что на кривой деформации в образцах в исходном состоянии и после термической обработки реализуется прерывистое пластическое течение. На кривой деформации в отожженных образцах появляется площадка текучести. При деформировании отожженных образцов область шва разделяет образец на участки основного металла, где происходит деформация Людерса, и зону перемешивания, где не происходит локализации деформации на участке текучести. На стадии прерывистого пластического течения процесс деформации в обоих состояниях происходит локализованно путем зарождения и периодического распространения фронтов деформации по всей рабочей площади образца. Кинетику фронтов можно описать в рамках автоволновой концепции пластической деформации аналогично однородным материалам.

Ключевые слова: автоволны, динамическое старение, сварка трением с перемешиванием, цифровая корреляция изображений

Финансирование. Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда, проект № 24-29-00580, <https://rscf.ru/project/24-29-00580/>

Для цитирования: Орлова Д.В., Горбатенко В.В., Немлиенко Т.С., Сороков Н.Н. Развитие локализованной деформации в алюминий-магний-сплаве со сварным швом. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2025;3(53):27–30. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-27-30](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-27-30)

**FEATURES OF LOCALIZED DEFORMATION IN ALUMINUM-MAGNESIUM ALLOY
WITH WELDED SEAM**

© 2025 D. V. Orlova, V. V. Gorbatenko, T. S. Nemlienko, N. N. Sorokov

Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS (Tomsk, Akademicheskoy Ave., 2/4, 654055, Russian Federation)

Abstract. Welding technologies for layer composite are among the research priorities for the development of special structural materials with unique property combinations. A novel technology for producing permanent joints of metals and alloys with limited weldability is electron beam additive manufacturing. The development of new production processes requires the study of the effect of structural and phase heterogeneity in multilayer materials on their deformation behavior. An important scientific topic in this regard is the influence of the formed interface in the material on the process of plastic deformation. The kinetics of deformation fronts in an aluminum-magnesium alloy with structural inhomogeneity in the form of a weld seam obtained by friction stir welding is

investigated. It is found that intermittent plastic flow is realized on the deformation curve in the samples in the initial state and after heat treatment. In addition, a yield plateau appears on the deformation curve in the annealed samples. During deformation of the annealed samples, the weld area divides the sample into sections of the base metal, where the Luders deformation occurs, and a stir zone, where localization of deformation in the yield plateau section does not occur. At the stage of intermittent plastic flow, the deformation process in both states occurs in a localized manner by nucleation and periodic propagation of deformation fronts over the entire working area of the sample. The kinetics of the fronts can be described within the framework of the autowave concept of plastic deformation similarly to homogeneous materials.

Keywords: autowaves, dynamic strain aging, friction stir welding, digital image correlation

Funding. The study was supported by a grant from the Russian Science Foundation, project No. 24-29-00580, <https://rscf.ru/project/24-29-00580/>

For citation: Orlova D.V., Gorbatenko V.V., Nemlienko T.S., Sorokov N.N. Features of localized deformation in aluminum-magnesium alloy with welded seam. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2025;3(53):27–30. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-27-30](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-27-30)

Введение

Локализация пластического течения происходит в моно- и поликристаллических материалах на всех стадиях нагружения от упругоэластического перехода до разрушения и на всех пространственно-временных и структурных уровнях [1 – 4]. Наличие активных центров локализованного пластического течения на макроскопическом уровне, а также данные о закономерностях их зарождения и развития привели к введению представлений об автоволновой природе локализованного пластического течения [5 – 7]. Согласно этой модели развитие пластической деформации (начиная с упругоэластического перехода и вплоть до разрушения) представляет собой распространение различных автоволновых мод локализованной деформации, которое происходит в соответствие со стадиями кривой нагружения. Установлено, что если упругоэластический переход происходит путем формирования полосы (деформационная кривая содержит площадку текучести), то ему соответствует распространение автоволны переключения локализованной пластичности [5]. В работах [8; 9] было показано, что также как в железоуглеродистых материалах упругоэластический переход можно реализовать в отожженном алюминий-магний-магний сплав. В зависимости от скорости нагружения упругоэластический переход может быть монотонным или скачкообразным, то есть обусловленным как автоволной переключения, так и автоволной возбуждения.

Пробелом автоволновой концепции является ограниченное количество исследований по установлению механизмов развития локализации деформации в структурно-неоднородных материалах. Такой неоднородностью может служить

сварной шов в материале. В настоящее время сварка трением с перемешиванием (СТП) применяется к сплавам магния и алюминия, которые трудно соединяются традиционными методами сварки плавлением. СТП представляет собой способ соединения металлов в твердом состоянии, при котором две смежные пластины подвергаются интенсивной пластической деформации движущимся инструментом при температурах ниже температуры плавления [10 – 13]. На микроскопическом уровне в таком случае неизбежно формируется структурная и текстурная неоднородности в материале соединения [14 – 16]. В свою очередь, она будет влиять на характер деформирования образца или изделия, а также на формирование автоволн локализованной пластичности.

Целью настоящей работы является исследование кинетики локализованных фронтов пластичности в сплаве на основе алюминия со структурной неоднородностью в виде сварного шва.

Методы и принципы исследования

Исследования проводили на плоских образцах типа dog bone, вырезанных электроэрозионным способом из холоднокатаного листа сплава Al – 5Mg толщиной 2 мм. Размеры рабочей части образцов 50 × 10 мм. В процессе сварки трением с перемешиванием был осуществлен проход по основному металлу, имитирующий сварной шов, расположенный в центре рабочей части образца (рис. 1). Ширина зоны шва составляла 15 мм. Часть образцов подвергали отжигу при температуре T 673 К в течение 3 ч в воздушной печи. В таком случае на деформационной кривой растяжения проявляется площадка текучести.

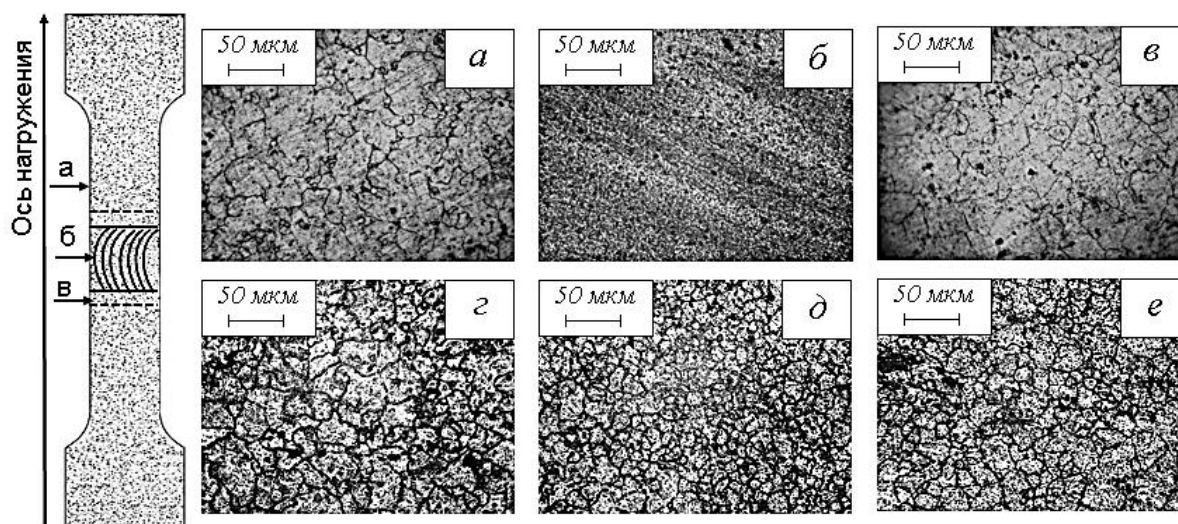


Рис. 1. Микроструктура исследуемого сплава со сварным швом в исходном состоянии (а – в) и после термической обработки (г – е)

Fig. 1. Microstructure of the investigated alloy with a weld in the initial state (a – в) and after heat treatment (г – е)

Подготовленные образцы испытывали на универсальной испытательной машине Walter + Bai AG серии LFM-125 при комнатной температуре и скоростях перемещения подвижного захвата 0,02 – 2,00 мм/мин. При указанных размерах образцов это соответствует скоростям деформирования в пределах от $6,67 \cdot 10^{-6}$ до $6,67 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. В процессе растяжения с помощью цифровой видеокамеры Point Grey FL3-GE-50S5M-C с разрешением 2448×2048 пиксел проводили последовательную запись цифровых спекл-изображений образца. Скорость записи можно было варьировать в интервале от 2 до 25 кадров в секунду. Апостериорную обработку последовательности цифровых изображений осуществляли методами DIC [17] или цифровой статистической спекл-фотографии [18], которая позволяла зафиксировать очаги локализованной пластичности и визуализировать кинетику их движения путем построения хронограмм.

Результаты и обсуждение

В процессе СТП формируется микроструктурная неоднородность, состоящая из зон перемешивания (ЗП), термомеханического воздействия (ЗТМВ) и основного металла (ОМ) (рис. 1, а – в). В зоне перемешивания материал подвергается высокой пластической деформации при достаточно высокой температуре (до $0,5T_{\text{пл}}$) [10 – 12]. В результате происходит измельчение зерна до нескольких микрометров и растворение частиц вторичных фаз за счет непрерывной динамической рекристаллизации [14].

Последующая термическая обработка образцов после СТП привела к огрублению структуры и росту зерна за счет статической рекристаллизации. На рис. 1, г – е представлена микроструктура характерных зон образца со сварным швом

после термической обработки в продольном сечении. Зона перемешивания представляет собой мелкозернистую структуру со средним размером зерна $15 \pm 7 \text{ мкм}$ (рис. 1, д). Зона основного металла представляет собой типичную структуру алюминиево-магниевого сплава, представляющую собой конгломерат хаотично распределенных равноосных зерен размером $30 \pm 8 \text{ мкм}$ (рис. 1, з). В зоне термомеханического влияния (области непосредственно прилегающей к зоне перемешивания) зерна в продольном сечении имеют размер $22 \pm 9 \text{ мкм}$ (рис. 1, е). В ЗТМВ материал подвергается небольшим деформациям при сравнительно низких температурах, в отличие от ЗП [11; 14]. Динамическая рекристаллизация в этой микроструктурной области протекает не в полной мере, материал характеризуется относительно высокой плотностью остаточных дислокаций.

Исследование микротвердости сварного соединения после термической обработки показало, что самая большая твердость (0,85 ГПа) соответствует зоне термомеханического влияния, что превышает значение в зоне перемешивания (примерно 0,80 ГПа). Основной металл при этом имеет твердость 0,75 ГПа.

На рис. 2 представлены кривые нагружения исследуемого сплава со швом в исходном состоянии и после термической обработки со скоростью нагружения 0,2 мм/мин. В отожженном состоянии на диаграмме присутствует площадка текучести, которая сменяется стадией прерывистой текучести. Кинетику фронтов деформации на площадке текучести и прерывистой текучести изучали с использованием метода цифровой корреляции изображений (DIC). На рис. 3 представлены хронограммы движения фронтов деформации сплава

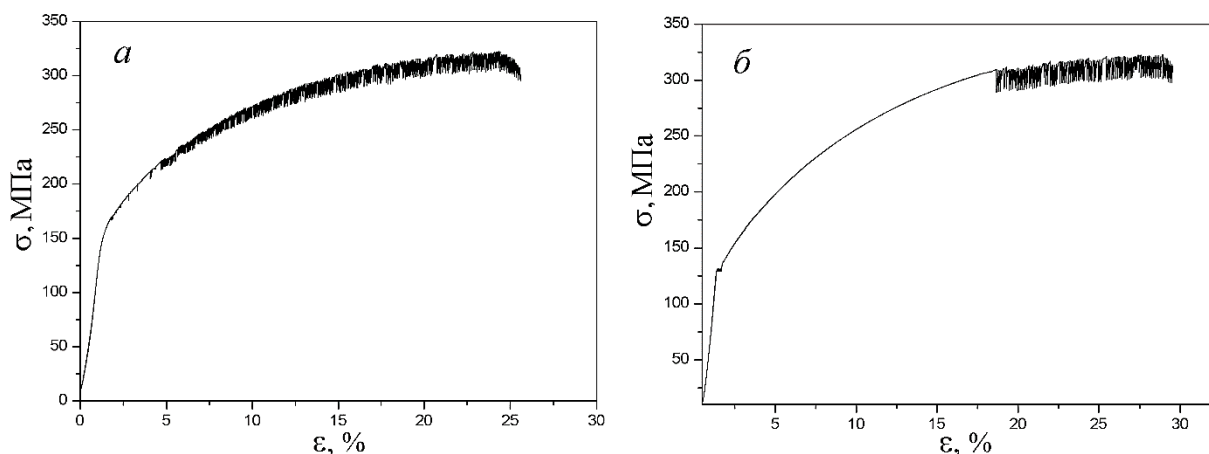


Рис. 2. Кривые деформации алюминиево-магниевого сплава в исходном состоянии (а) и после термической обработки (б)
Fig. 2. Deformation curves of aluminum-magnesium alloy in the initial state (a) and after heat treatment (б)

Al – Mg в исходном состоянии и после термической обработки.

В образце в исходном состоянии на стадии прерывистого течения процесс деформации происходит локально путем зарождения и распространения фронтов деформации (рис. 3, а). Видно, что фронты деформации периодически проходят через всю рабочую область образца, независимо от наличия структурной неоднородности в виде сварного шва. В рамках автоволновой концепции такое движение фронтов соответствует автоволне возбуждения [5; 9].

В момент времени примерно 40 с на границах сварного шва с координатами x_1 и x_2 (15 и 30 мм) возникают монотонно движущиеся фронты локализации деформации (рис. 3, б), которые перемещаются по основному металлу к захватам. Такое движение фронтов свойственно гладкой площадке текучести без осциллирующих скачков напряжений (рис. 2, б). В рамках автоволновой концепции движение фронтов на гладкой площадке текучести соответствует автоволне переключения [5; 9; 19]. Следует отметить, что распространения фронтов Людерса по всей площадке

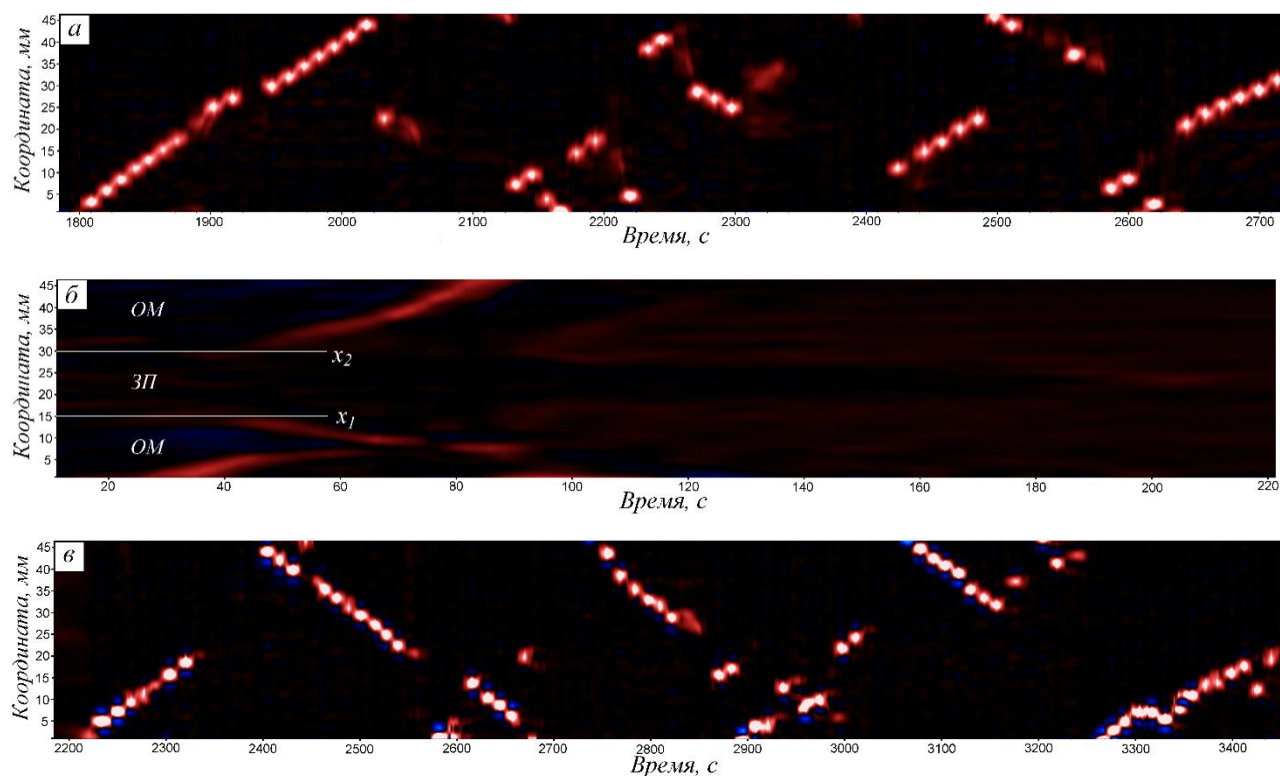


Рис. 3. Хронограммы фронтов в сплаве в исходном состоянии (а), в отожженном состоянии на площадке текучести (б) и при прерывистом пластическом течении (в)
Fig. 3. Chronograms of fronts in the alloy in the initial state (a), in the annealed state on the yield plateau (б) and on the serrated plastic flow (в)

текучести в зоне перемешивания не происходит. На стадии прерывистого течения границы деформации сварного шва перестают влиять на формирование фронтов, они начинают распространяться по всей рабочей части образца (рис. 3, в) аналогично исходному состоянию.

Таким образом, кинетика деформационных фронтов сплава на основе алюминия со структурной неоднородностью в виде сварного шва аналогична однородному состоянию. В работах [8; 20] было показано, что деформация Людерса в сплаве Al – Mg на микроскопическом уровне контролируется термически активируемым движением дислокаций, где в качестве барьеров выступают неподвижные дислокации «леса», а также дополнительным закреплением дислокаций за счет диффузионного осаждения на них примесных атомов замещения магния. Кинетика фронтов Людерса контролируется параметрами t_w и t_a , которые являются соответственно временем остановки дислокаций на барьерах и динамического деформационного старения остановленных дислокаций. Движение фронтов деформации становится дискретным, когда скоростные условия обеспечивают сравнимые значения t_w и t_a ; в противном случае их движение является монотонным. Если фронт деформации движется дискретно, он представляет собой автоволну возбуждения локализованной пластичности, период рефрактерности которой равен t_a . Если $t_a \gg t_w$, тогда фронт движется монотонно и является автоволной переключения локализованной пластичности.

Выводы

Термическая обработка ($T = 673$ К в течение 3 ч) образцов алюминиево-магниевого сплава со структурной неоднородностью в виде шва, полученного сваркой трением с перемешиванием, приводит к появлению площадки текучести на деформационной кривой. В то время, как в исходном состоянии на диаграмме $\sigma - \epsilon$ реализуется только прерывистое пластическое течение.

На микроскопическом уровне в образцах после термической обработки формируется структурная неоднородность, состоящая из зон перемешивания, термомеханического воздействия и основного металла. Микротвердость 0,85 ГПа, соответствующая зоне термомеханического влияния, превышает значение (примерно 0,80 ГПа) в зоне перемешивания. Основной металл при этом имеет твердость 0,75 ГПа.

На макроскопическом уровне при деформировании отожженных образцов область шва разделяет их на участки основного металла, где протекает деформация Людерса, и зону перемешивания, где не происходит локализации деформации на участке площадки текучести. Зоны термомеханического влияния, обладающие повышенной микротвердо-

стью по сравнению с основным металлом и зоной перемешивания, являются источниками деформационных фронтов Людерса.

На стадии прерывистого пластического течения процесс деформации в обоих состояниях происходит локализовано зарождением и периодическим распространением фронтов деформации по всей рабочей поверхности образца.

Деформационные фронты могут двигаться дискретно (прерывистое течение) или монотонно (площадка текучести) на всем этапе нагружения. Формирование автоволн локализованной деформации переключения или возбуждения, которые реализуют движения фронтов, определяется соотношением характерного времени динамического деформационного старения. Если фронт деформации движется дискретно, он представляет собой автоволну возбуждения локализованной пластичности, период рефрактерности которой равен t_a . Если $t_a \gg t_w$, тогда фронт движется монотонно и является автоволной переключения локализованной пластичности.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Шибков А.А., Золотов А.Е., Михлик Д.В., Желтов М.А., Шуклинов А.В., Аверков В.А., Денисов А.А. Кинетика и морфология полос деформации на начальной стадии потери устойчивости пластического течения сплава АМг6. *Деформация и разрушение материалов*. 2009;8:23–30.
2. Панин В.Е., Дерюгин Е.Е. Мезомеханика формирования полосовых структур на мезо- и макромасштабных уровнях. *Физика металлов и металловедение*. 2003;6:1–15.
3. Benallal A., Berstad T., Børvik T., Hopperstad O.S., Koutiri I., Nogueira de Codes R. An experimental and numerical investigation of the behaviour of AA5083 aluminium alloy in presence of the Portevin–Le Chatelier effect. *International Journal of Plasticity*. 2008;24:1916–1945. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2008.03.008>
4. Трусов П.В., Чечулина Е.А. Прерывистая текучесть: физические механизмы, экспериментальные данные, макрофеноменологические модели. *Вестник ПНИПУ*. 2014;3:186–232. <https://doi.org/10.15593/perm.mech/2014.3.10>
5. Зуев Л.Б., Хон Ю.А., Горбатенко В.В. *Физика неоднородного пластического течения*. Москва: Физматлит, 2024:320.
6. Zuev L. B., Barannikova S. A., Danilov V. I., Gorbatenko V. V. Plasticity: from Crystal Lattice to Macroscopic Phenomena. *Progress in Physics of Metals*. 2021;22:3–57. <https://doi.org/10.15407/ufm.22.01.003>
7. Зуев Л.Б. *Автоволновая пластичность. Локализация и коллективные моды*. Москва: Физматлит, 2018:208.

8. Danilov V.I., Orlova D.V., Gorbatenko V.V., Danilova L.V. Effect of temperature on the kinetics of localized plasticity autowaves in Lüders deformation. *Metals*. 2023;13:773. <https://doi.org/10.3390/met13040773>
9. Danilov V.I., Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Orlova D.V., Danilova L.V. Autowave description of the Lüders and Portevin-Le Chatelier phenomena *Russian Physics Journal*. 2022;65(7):1411–1418. <https://doi.org/10.1007/s11182-023-02784-9>
10. Гусарова А.В., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А., Бакшаев В.А., Никитин Ю.В. Влияние направления проката АМг5 на микроструктуру и свойства сварных соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием. *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. 2020;22(4):124–136. <https://doi.org/10.17212/1994-6309-2020-22.4-124-136>
11. Калинин А.А., Миронов С.Ю., Высоцкий И.В., Малафеев С.С. Влияние режима сварки трением с перемешиванием на термическую стабильность сплава АД33. *Frontier Materials and Technologies*. 2022;1:31–39. <https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-1-31-39>
12. Tarasov S.Y., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. A proposed diffusion-controlled wear mechanism of alloy steel friction stir welding (FSW) tools used on an aluminum alloy. *Wear*. 2014;318:130–134. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2014.06.014>
13. Kumar K., Kailas Satish V. The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation. *Materials Science and Engineering: A*. 2008;485(1-2):367–374. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.08.013>
14. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction Stir Welding and Processing. *Materials Science and Engineering: Reports*. 2005;50:1–78. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2005.07.001>
15. Jacquina D., Guillemot G. A review of microstructural changes occurring during FSW in aluminium alloys and their modelling. *Journal of Materials Processing Technology*. 2021;288:16706. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.116706>
16. Rigney D.A Transfer, mixing and associated chemical and mechanical processes during the sliding of ductile materials. *Wear*. 2000;245(1-2):1–9. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(00\)00460-9](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(00)00460-9)
17. Sutton M.A., Orteu J.-J., Schreier H.W. *Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements-Basic Concepts, Theory and Applications*. Berlin: Springer; 2009:317. <https://doi.org/10.1007/978-0-387-78747-3>
18. Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Pavlichev K.V. Elaboration of speckle photography techniques for plastic flow analyses. *Measurement Science and Technology*. 2010;21(5):054014. <https://doi.org/10.1088/0957-0233/21/5/054014>
19. Данилов В.И., Смирнов А.Н., Горбатенко В.В., Орлова Д.В., Данилова Л.В. Деформация Людерса в сварных соединениях. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2018;61(2):128–134.
20. McCormick P.G. A Model for the Portevin-Le Chatelier Effect in Substitutional Alloys. *Acta Metallurgica*. 1972;20(3):351–354. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(72\)90028-4](https://doi.org/10.1016/0001-6160(72)90028-4)

REFERENCES

1. Shibkov A.A., Zolotov A.E., Mikhlik D.V., Zhelotov M.A., Shuklinov A.V., Averkov V.A., Denisov A.A. Kinetics and morphology of deformation bands at the initial stage of loss of plastic flow stability of AMg6 alloy. *Deformatsiya i razrusheniye materialov*. 2009;8:23–30. (In Russ.).
2. Panin V.E., Deryugin E.E. Mesomechanics of formation of band structures at meso- and macroscale levels. *Fizika metallov i metallurgiya*. 2003;6:1–15. (In Russ.).
3. Benallal A., Berstad T., Børvik T., Hopperstad O.S., Koutiri I., Nogueira de Codes R. An experimental and numerical investigation of the behaviour of AA5083 aluminium alloy in the presence of the Portevin-Le Chatelier effect. *International Journal of Plasticity*. 2008;24:1916–1945. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2008.03.008>
4. Trusov P.V., Chechulina E.A. Intermittent yielding: physical mechanisms, experimental data, macrophenomenological models. *Vestnik PNIPU*. 2014;3:186–232. (In Russ.). <https://doi.org/10.15593/perm.mech/2014.3.10>
5. Zuev L.B., Khon Yu.A., Gorbatenko V.V. *Physics of Inhomogeneous Plastic Flow*. Moscow: Fizmatlit, 2024:320. (In Russ.).
6. Zuev L.B., Barannikova S. A., Danilov V. I., Gorbatenko V.V. Plasticity: from Crystal Lattice to Macroscopic Phenomena. *Progress v fizike metallov*. 2021;22:3–57. (In Russ.). <https://doi.org/10.15407/ufm.22.01.003>
7. Zuev L.B. *Autowave Plasticity. Localization and Collective Modes*. Moscow: Fizmatlit, 2018:208. (In Russ.).
8. Danilov V.I., Orlova D.V., Gorbatenko V.V., Danilova L.V. Effect of temperature on the kinetics of localized plasticity autowaves in Lüders deformation. *Metals*. 2023;13:773. <https://doi.org/10.3390/met13040773>
9. Danilov V.I., Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Orlova D.V., Danilova L.V. Autowave description of the Lüders and Portevin-Le Chatelier phenomena. *Russian Physics Journal*. 2022;65(7):1411–1418. <https://doi.org/10.1007/s11182-023-02784-9>
10. Gusarova A.V., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A., Bakshaev V.A., Nikitin Yu.V. Influence of the

- rolling direction of AMg5 on the microstructure and properties of welded joints obtained by friction stir welding. *Metalloobrabotka (tekhnologiya, oborudovaniye, instrument)*. 2020;22(4):124–136. (In Russ.). <https://doi.org/10.17212/1994-6309-2020-22.4-124-136>
11. Kalinenko A.A., Mironov S.Yu., Vysotsky I.V., Malafeev S.S. Influence of the friction stir welding mode on the thermal stability of the AD33 alloy. *Frontier Materials and Technologies*. 2022;1:31–39. <https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-1-31-39>
 12. Tarasov S.Y., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. A proposed diffusion-controlled wear mechanism of alloy steel friction stir welding (FSW) tools used on an aluminum alloy. *Wear*. 2014;318:130–134. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2014.06.014>
 13. Kumar K., Kailas Satish V. The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation. *Materials Science and Engineering: A*. 2008;485(1-2):367–374. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.08.013>
 14. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction Stir Welding and Processing. *Materials Science and Engineering: Reports*. 2005;50:1–78. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2005.07.001>
 15. Jacquin D., Guillemot G. A review of microstructural changes occurring during FSW in aluminum alloys and their modeling. *Journal of Materials Processing Technology*. 2021;288:16706. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.116706>
 16. Rigney D.A. Transfer, mixing and associated chemical and mechanical processes during the sliding of ductile materials. *Wear*. 2000;245(1-2):1–9. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(00\)00460-9](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(00)00460-9)
 17. Sutton M.A., Orteu J.-J., Schreier H.W. *Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements-Basic Concepts, Theory and Applications*. Berlin: Springer; 2009:317. <https://doi.org/10.1007/978-0-387-78747-3>
 18. Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Pavlichev K.V. Elaboration of speckle photography techniques for plastic flow analyses. *Measurement Science and Technology*. 2010;21(5):054014. <https://doi.org/10.1088/0957-0233/21/5/054014>
 19. Danilov V.I., Smirnov A.N., Gorbatenko V.V., Orlova D.V., Danilova L.V. Luders deformation in welded joints. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya*. 2018;61(2):128–134. (In Russ.).
 20. McCormick P.G. A Model for the Portevin- Le Chatelier Effect in Substitutional Alloys. *Acta Metallurgica*. 1972;20(3):351–354. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(72\)90028-4](https://doi.org/10.1016/0001-6160(72)90028-4)
- Сведения об авторах:**
Дина Владимировна Орлова, к.ф.-м.н., научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
ORCID: 0000-0003-0068-2542
E-mail: dvo@ispms.ru
- Вадим Владимирович Горбатенко**, к.ф.-м.н., старший научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
ORCID: 0000-0001-6464-6159
E-mail: gvv@ispms.ru
- Тимур Сергеевич Немлиенко**, студент, инженер-исследователь лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
ORCID: 0009-0005-2203-7351
E-mail: tsn4@tpu.ru
- Николай Николаевич Сороков**, студент, лаборант-исследователь лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
ORCID: 0009-0009-9901-9089
E-mail: sorokov105@gmail.com
- Information about the authors:**
Dina V. Orlova, Cand. Sci. (Phys.-math.), Researcher of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0003-0068-2542
E-mail: dvo@ispms.ru
- Vadim V. Gorbatenko**, Cand. Sci. (Phys.-math.), Senior Researcher of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0001-6464-6159
E-mail: gvv@ispms.ru
- Timur S. Nemlienko**, student, research engineer of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0009-0005-2203-7351
E-mail: tsn4@tpu.ru
- Nikolay N. Sorokov**, student, laboratory research assistant of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0009-0009-9901-9089
E-mail: sorokov105@gmail.com
- Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
The authors declare that there is no conflict of interest.*

Поступила в редакцию 02.04.2025
После доработки 29.05.2025
Принята к публикации 02.06.2025

Received 02.04.2025
Revised 29.05.2025
Accepted 02.06.2025