

Оригинальная статья

УДК 669.539.381.296

DOI: 10.57070/2304-4497-2026-2(56)-29-37

**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ОСОБЕННОСТИ РАСПРОСТРАНЕНИЯ
АВТОВОЛН ПЕРЕКЛЮЧЕНИЯ И ВОЗБУЖДЕНИЯ В СПЛАВЕ Al – Mg
СО СТРУКТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТЬЮ**

© 2026 г. Д. В. Орлова, В. И. Данилов, В. В. Горбатенко, Е. А. Сидоров

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

Аннотация. Исследовано влияние температуры испытания на кинетику локализованных фронтов пластичности в алюминий-магний-сплаве со структурной неоднородностью в виде сварного шва. Актуальность исследования обусловлена широким применением сварных конструкций из сплавов Al – Mg в сочетании с присущей этим материалам склонностью к эффекту Портевена – Ле Шателье (неустойчивости пластического течения, проявляющейся в виде скачкообразного изменения напряжения и локализации деформации). Исследования проводили в диапазоне температур от –20 до 30 °C при скорости деформирования 1 мм/мин. Методом цифровой корреляции изображений проанализированы поля локальных деформаций и кинетика распространения деформационных фронтов. Установлено, что при всех температурах на кривых деформации проявляется площадка текучести и прерывистое течение, при этом значения пределов текучести и прочности остаются неизменными. На площадке текучести от границ зоны перемешивания сварного шва монотонно распространяются фронты полос Людерса, представляющие собой автоволны переключения локализованной пластичности. При достижении напряжений, превышающих предел текучести, через образец начинают распространяться фронты локализованной деформации, являющиеся автоволнами возбуждения. Причем, повышение температуры до 30 °C сдвигает критическую деформацию начала эффекта Портевена – Ле Шателье в область более высоких напряжений и сокращает продолжительность площадки текучести вдвое. При всех температурах область сварного шва с упрочненными границами способствует делокализации деформации: накопленная деформация в зоне шва почти в два раза ниже, чем в основном металле.

Ключевые слова: алюминий-магний-сплавы, эффект Портевена – Ле Шателье, сварной шов, температура испытания, автоволны переключения, автоволны возбуждения, локализованная пластичность

Финансирование. Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема № FWRW-2026-0006.

Для цитирования: Орлова Д.В., Данилов В.И., Горбатенко В.В., Сидоров Е.А. Влияние температуры на особенности распространения автоволн переключения и возбуждения в сплаве Al – Mg со структурной неоднородностью. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2026;2(56):29–37. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-2\(56\)-29-37](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-2(56)-29-37)

Original article

**THE INFLUENCE OF TEMPERATURE ON THE PROPAGATION
CHARACTERISTICS OF SWITCHING AND EXCITATION AUTOWAVES IN
Al – Mg ALLOY WITH STRUCTURAL HETEROGENEITY**

© 2026 D. V. Orlova, V. I. Danilov, V. V. Gorbatenko, E. A. Sidorov

Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
(2/4 Akademicheskyy ave., Tomsk, 634055, Russian Federation)

Abstract. The effect of the test temperature on the kinetics of localized plasticity fronts in an aluminum-magnesium alloy with structural heterogeneity in the form of a weld is investigated. The relevance of the study is due to the

widespread use of welded structures made of Al – Mg alloys in combination with the inherent tendency of these materials to the Portevin effect. – Le Chatelier (instability of plastic flow, manifested as an abrupt change in stress and localization of deformation). The studies were carried out in the temperature range from –20 to 30 °C at a deformation rate of 1 mm/min. The fields of local deformations and the kinetics of propagation of deformation fronts are analyzed by the method of digital image correlation. It has been found that at all temperatures, the deformation curves exhibit a yield point and intermittent flow, while the values of yield strength and strength remain unchanged. At the yield point, the fronts of the Luders bands monotonously propagate from the boundaries of the mixing zone of the weld, representing autowaves of switching localized plasticity. When stresses exceeding the yield point are reached, localized deformation fronts, which are self-excitation waves, begin to propagate through the sample. Moreover, an increase in temperature to 30 °C shifts the critical deformation of the beginning of the Portevin effect – Le Chatelier enters the area of higher stresses and reduces the duration of the yield point by half. At all temperatures, the weld area with hardened boundaries contributes to the delocalization of deformation: the accumulated deformation in the seam area is almost two times lower than in the base metal.

Keywords: aluminum-magnesium alloys, Portevin – Le Chatelier effect, welded joint, test temperature, switching autowaves, excitation autowaves, localized plasticity

Funding. The work was performed according to the Government research assignment for ISPMS SB RAS, project FWRW-2026-0006.

For citation: Orlova D.V., Danilov V.I., Gorbatenko V.V., Sidorov E.A. The influence of temperature on the propagation characteristics of switching and excitation autowaves in Al – Mg alloy with structural heterogeneity. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2026;2(56):29–37. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-2\(56\)-29-37](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-2(56)-29-37)

Введение

Известно, что алюминиево-магниево-магнелиевые сплавы склонны к неустойчивости пластического течения, известной как эффект Портевена – Ле Шателье (PLS) – неустойчивость пластической деформации, проявляющаяся в виде скачкообразного изменения напряжения при растяжении и сопровождающаяся локализацией деформации в узких полосах, распространяющихся по образцу [1 – 4]. Физическая природа этого явления связана с динамическим деформационным старением, которое заключается в диффузионном перемещении атомов растворенного вещества к подвижным дислокациям, их временным «запиранием» и последующим отрывом при достижении локального напряжения, достаточного для преодоления притяжения атмосферы примеси. Особый интерес представляет влияние температуры деформации на проявление PLC-эффекта в магниевых сплавах. Температура определяет диффузионную подвижность атомов растворенного элемента и, следовательно, кинетику динамического деформационного старения. Для алюминиево-магнелиевых сплавов установлено, что PLC-эффект наблюдается в широком диапазоне температур: от криогенных ниже –196 до 200 °C [5 – 7].

С другой стороны, большое внимание уделяется созданию соединений из алюминиево-магнелиевых сплавов посредством различных сварочных процессов, например, лазерной и электронно-лучевой сваркой, или сваркой трением с переме-

шиванием [8 – 11]. В связи с этим особую значимость приобретают исследования влияния структурной неоднородности в зоне сварного шва на процессы деформирования в разных температурных условиях. В работе [5] были исследованы прочностные свойства соединений из сплавов на основе магния и меди, полученных лазерной сваркой при одноосном нагружении при температурах –60, 20 и 85 °C. Выявлено, что нагрев подавляет эффект PLS и значительно снижает предельную деформацию сплава, содержащего магний, хотя в сварном соединении такого снижения не наблюдается. В работе [7] показано, что при испытании листов из сплава 1565ч с размером зерна 15 – 40 мкм при комнатной температуре наблюдаются скачки деформации, которые при температуре испытаний выше 100 – 150 °C исчезают.

В работах [12; 13] при комнатной температуре на образцах алюминиево-магнелиевого сплава в однородном состоянии и со сварным швом было показано, что скачки напряжения на деформационной кривой сопровождаются формированием фронтов деформации. Показано, что они могут двигаться дискретно или монотонно на всем этапе нагружения, в зависимости от соотношения времен динамического старения дислокаций t_a и их блокировки на препятствиях t_w . Если фронт деформации движется дискретно, он представляет собой автоволну возбуждения локализованной пластичности, период рефрактерности которой равен t_a . Если величина $t_a \gg t_w$, фронт

движется монотонно и является автоволной переключения локализованной пластичности. Распространение автоволн в структурно-неоднородном материале при температурных испытаниях остается открытым.

В связи с этим целью настоящей работы является исследование кинетики локализованных фронтов пластичности в сплаве на основе алюминия со структурной неоднородностью в виде сварного шва при изменении температуры испытания.

Методы и принципы исследования

Исследования проводили на плоских образцах типа “dog bone”, вырезанных электроэрозионным способом из холоднокатаного листа сплава Al – 5Mg (мас. %) 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 12 мм. Образцы подвергали отжигу при температуре $T = 673$ К в течение времени $t = 3$ ч в атмосферной печи. В таком случае на деформационной кривой растяжения проявляется площадка текучести.

Подготовленные образцы испытывали на универсальной испытательной машине Walter + Bai

AG серии LFM-125 при скорости перемещения подвижного захвата 1 мм/мин и температурах от -20 до 30 °С. 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 [14] или цифровой статистической спекл-фотографии [15], которая позволяла зафиксировать очаги локализованной пластичности и визуализировать кинетику их движения путем построения хронограмм.

Результаты и обсуждение

Известно, что при сварке трением с перемешиванием (СТП) возникает характерная микроструктурная неоднородность, включающая зоны перемешивания (ЗП), термомеханического воздействия (ЗТМВ) и основной металл (ОМ). В зоне перемешивания материал подвергается интенсивной пластической деформации при нагреве до температур, достигающих $0,5 T_{пл}$ [8 – 11]. Это приводит к измельчению зерна до нескольких микрометров и растворению частиц вторичных фаз за счет непрерывной динамической рекристаллизации [9].

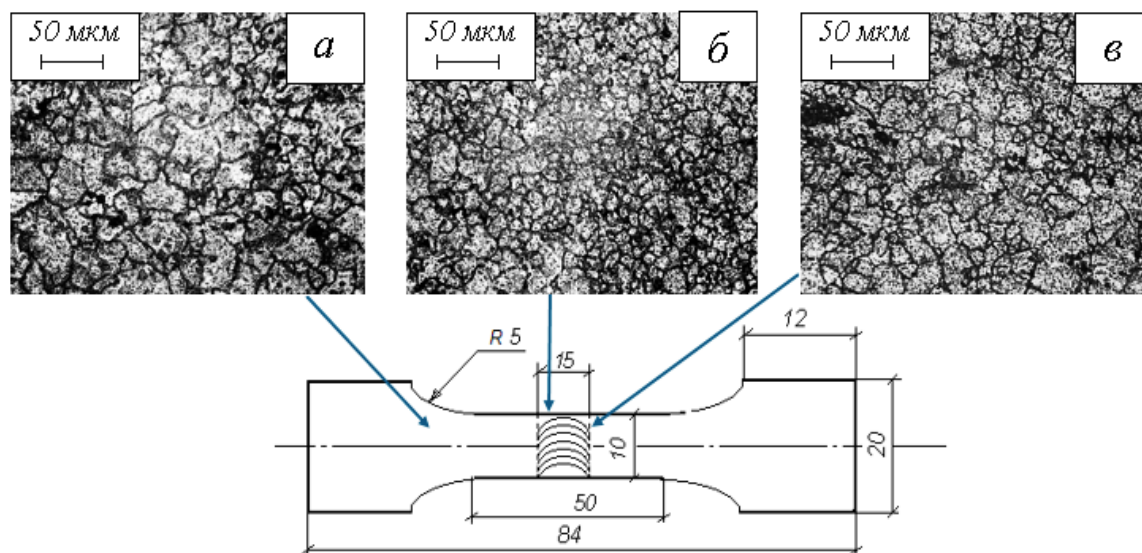


Рис. 1. Микроструктура исследуемого сплава со сварным швом после термической обработки
Fig. 1. Microstructure of the studied alloy with a weld seam after heat treatment

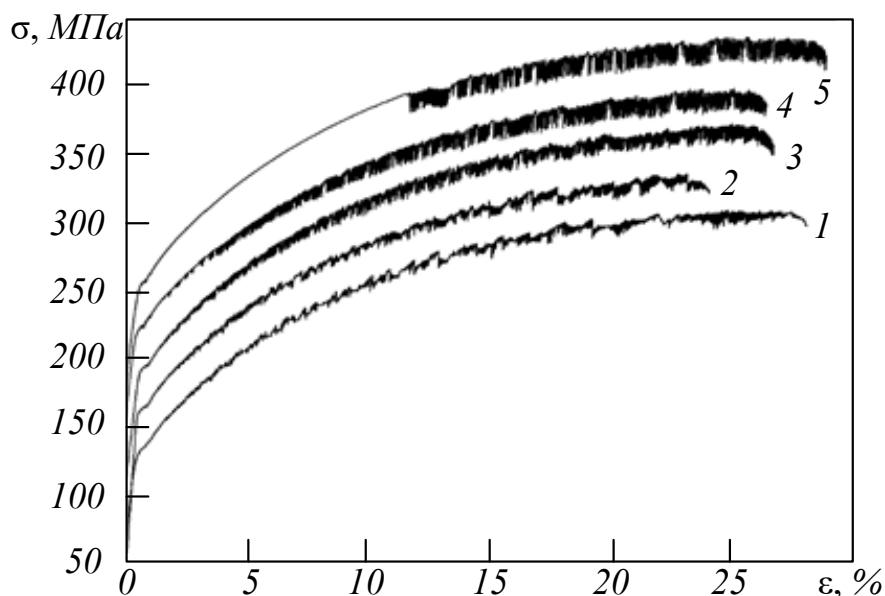


Рис. 2. Кривые деформации алюминиево-магниевого сплава при разных температурах испытания:

1 – 5 – -20; -12; 0; 20; 30 °C

Fig. 2. Stress-strain curves of aluminum-magnesium alloy at different test temperatures:

1 – 5 – -20; -12; 0; 20; 30 °C

Последующая термическая обработка образцов после СТП приводит к огрублению структуры и росту зерна за счет статической рекристаллизации. На рис. 1, а – в 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 ± 7 мкм (рис. 1, б). Зона основного металла представляет собой типичную структуру алюминиево-магниевого сплава, представляющую собой конгломерат хаотично распределенных равноосных зерен размером 30 ± 8 мкм (рис. 1, а). В зоне термомеханического влияния, области непосредственно прилегающей к зоне перемешивания, зерна в продольном сечении имеют размер 22 ± 9 мкм (рис. 1, в). В ЗТМВ материал подвергается небольшим деформациям при сравнительно низких

температурах, в отличие от ЗП [8; 11]. 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 соответствует зоне термомеханического влияния 0,85 ГПа, что превышает значение (примерно 0,80 ГПа) в зоне перемешивания. Основной металл при этом имеет значение твердости 0,75 ГПа.

На рис. 2 представлены кривые нагружения исследуемого сплава со швом, полученные при скорости деформирования 1 мм/мин в различных температурных условиях. Механические свойства представлены в таблице.

Механические свойства исследуемого сплава

Mechanical properties of the studied alloy

Температура, °C	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	Продолжительность площадки текучести, Δε
-20	132 ± 5	306 ± 10	29 ± 5	1,43 – 1,73
-12	134 ± 5	303 ± 10	25 ± 5	0,62 – 1,00
0	134 ± 4	309 ± 10	27 ± 3	1,24 – 1,54
20	133 ± 5	305 ± 10	27 ± 3	1,50 – 1,75
30	134 ± 3	313 ± 10	30 ± 3	2,50 – 2,67

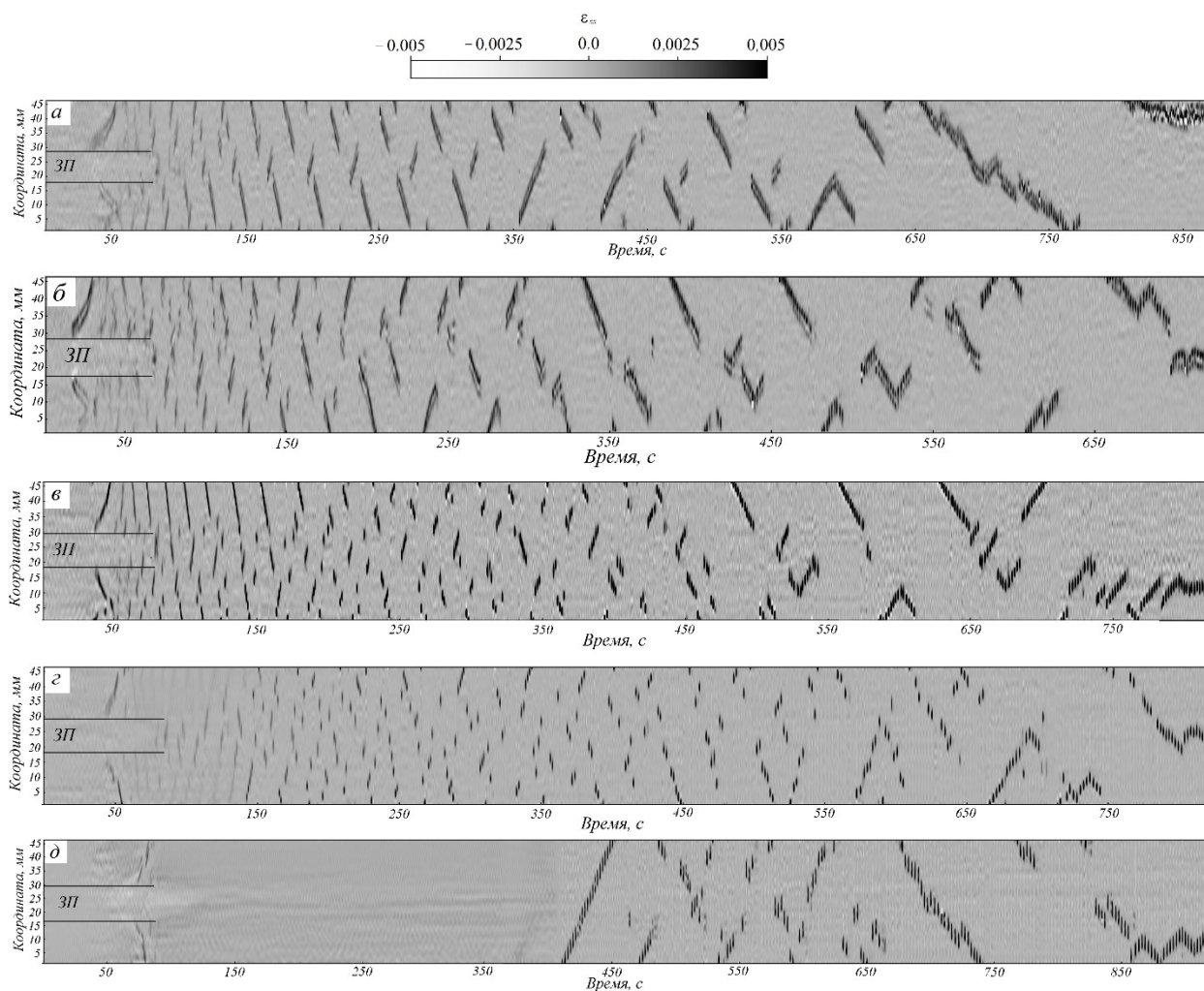


Рис. 3. Хронограммы фронтов в сплаве при температуре -20 (а); -12 (б); 0 (в); 20 (г); 30 °C (д); линиями обозначена зона перемешивания

Fig. 3. Chronograms of fronts in the alloy under temperature -20 (a); -12 (б); 0 (в); 20 (г); 30 °C (д); the lines indicate the mixing zone

Предел текучести и прочности не изменяется с температурой. Видно, что на всех кривых нагружения присутствует площадка текучести, которая сменяется стадией прерывистой текучести. Однако при температуре T выше комнатной (30 °C) скачкообразность начинается при более высоких критических значениях напряжения, а продолжительность площадки текучести уменьшается практически в два раза.

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 Al – Mg при скорости деформирования 1 мм/мин и разных температурах. В образцах при рассматриваемой условиях испытаний на участке площадки текучести на границах сварного шва возникают монотонно движущиеся фронты локализации деформации, которые перемещаются по основному металлу к границам рабочей части.

Рассмотрим подробнее движение фронтов на упругопластическом переходе в образце при температуре испытания -20 °C (рис. 4). В момент времени $t = 40$ с от начала нагружения в координатах $x_1 = 18$ мм и $x_2 = 30$ мм на границах зоны

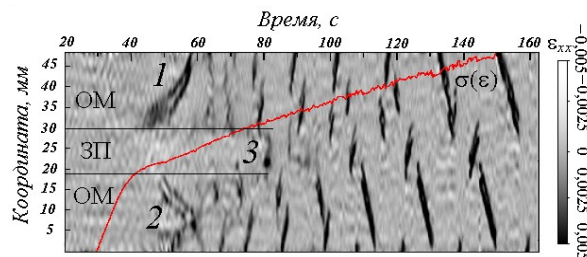


Рис. 4. Участок хронограммы фронтов в сплаве Al – Mg при температуре -20 °C:

1, 2 – фронты Людерса; 3 – PLS

Fig. 4. Section of the chronogram of fronts in the Al – Mg alloy at a temperature of -20 °C:

1, 2 – Luders fronts; 3 – PLS

перемешивания сварного шва возникают монотонно движущиеся деформационные фронты Людерса, которые перемещаются по основному металлу к захватам. На однородных образцах [13] такое движение фронтов свойственно гладкой площадке текучести без осциллирующих скачков напряжений. В рамках автоволновой концепции движение фронтов Людерса на гладкой площадке текучести соответствует автоволне переключения [16 – 20].

После окончания площадки текучести начинается стадия прерывистой текучести (эффект Портевена – Ле Шателье). На этой стадии процесс деформирования тоже происходит локализованно путем зарождения и распространения деформационных фронтов (формируется автоволна возбуждения) [16 – 20]. В течение времени 50 с, несмотря на наличие скачкообразного течения деформации, распространение фронтов в зоне перемешивания сварного шва не происходит (рис. 4). В момент времени $t = 80$ с границы деформации сварного шва перестают влиять на формирование фронтов, они начинают распространяться по всей рабочей части образца (рис. 4). Каждому скачку на деформационной кривой соответствует прохождение деформационного фронта по образцу. Аналогичное распространение автоволн переключения и возбуждения наблюдается на образцах при температурах $-12, 0, 20$ °C (рис. 3, б – г). Следует отметить, что при повышении температуры испытания деформационный характер после окончания площадки текучести меняется. Критическая деформация начала эффекта PLS смещается в область более высоких напряжений. Например, при величине $T = 30$ °C это происходит при 275 МПа (рис. 2, 1). На хронограмме (рис. 3, д) рассматриваемой деформации соответствует момент времени $t = 400$ с, когда происходит зарождение у подвижного захвата скачкообразно движущегося фронта, который проходит сразу через все рабочее пространство образца, включая область сварного шва.

На рис. 5 представлено распределение накопленной деформации ε_{xx} в течение всего времени испытания образцов при температурах -20 и 30 °C. Видно,

что в зоне перемешивания сварного шва в обоих образцах накопленная локальной деформации составило порядка 0,1, в то время, как в основном металле это значение было на уровне 0,20 – 0,25. Максимальные (примерно 0,35) накопленные деформации соответствуют областям с координатами $x_1 = 42$ мм (рис. 5, а) и $x_2 = 8$ мм (рис. 5, б), где в дальнейшем произошло разрушение.

Выводы

Проанализированы особенности кинетики локализованных фронтов пластичности в алюмини-ево-магниево-м сплаве со структурной неоднородностью в виде сварного шва при изменении температуры испытания от -20 до 30 °C.

Установлено, что при всех значениях температуры на кривых деформации в образцах проявляется площадка текучести и прерывистое течение, при этом значения пределов текучести и прочности не меняются. При заданной скорости деформирования (1 мм/мин) на площадке текучести от границ зоны перемешивания сварного шва монотонно распространяются фронты полос Людерса (автоволны переключения). Область сварного шва с упрочненными границами способствует делокализации деформации, разделяя образец на участки основного металла, где протекает деформация, и зону перемешивания, где деформация на участке площадки текучести не происходит. Область сварного шва начинается деформироваться при более высоких значениях напряжения путем прохода через весь образец фронтов локализованной деформации (автоволн возбуждения). Накопленная в течение всего процесса деформирования деформации ε_{xx} в области шва меньше, чем в основном металле практически в два раза.

Показано, что повышение температуры испытания от -20 до 20 °C не меняет общего вида распределений локальных деформаций, но рост температуры до 30 °C сдвигает критическую деформацию начала эффекта Портевена – Ле Шателье к более высоким напряжениям, а продолжительность площадки текучести уменьшается практически в два раза.

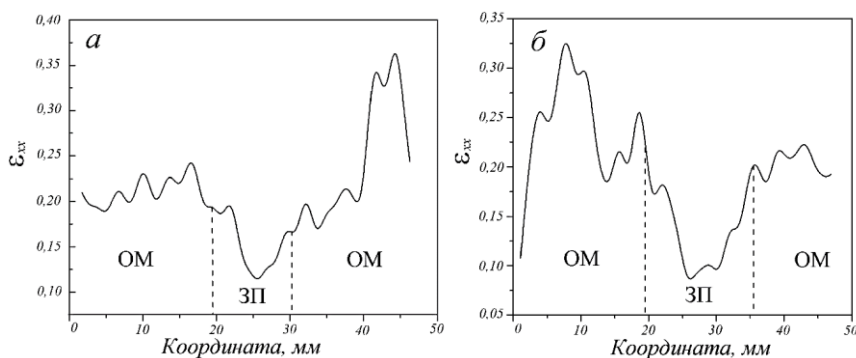


Рис. 5. Распределение накопленной деформации ε_{xx} по образцу при температуре -20 (а) и 30 °C (б)

Fig. 5. Distribution of accumulated strain ε_{xx} over the sample at a temperature of -20 (a) and 30 °C (b)

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Fressengeas C., Beaudoin A. J., Lebyodkin M., Kubin L.P., Estrin Y. Dynamic strain aging: a coupled dislocation – solute dynamic model. *Materials Science and Engineering: A*. 2005;400:226–230. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.02.073>
2. 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.
3. Yuzbekova D., Mogucheva A., Zhemchuzhnikova D., Lebedkina T., Lebyodkin M., Kaibyshev R. Effect of microstructure on continuous propagation of the Portevin – Le Chatelier deformation bands. *International Journal of Plasticity*. 2017;96:1–17. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2017.05.004>
4. Chmelik F., Klose F.B., Dierke H., Šachl J., Neuhaus H., Lukáč P. Investigating the Portevin – Le Chatelier effect in strain rate and stress rate controlled tests by the acoustic emission and laser extensometry techniques. *Materials Science and Engineering: A*. 2007;462:55–63. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.01.169>
5. Karpov E.V., Malikov A.G., Orishich A.M., Annin B.D. Temperature Effect on the Fracture of Laser Welded Joints of Aviation Aluminum Alloys. *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*. 2018;59(5):934–940. <https://doi.org/10.1134/S002189441805022X>
6. Hörnqvist M., Karlsson B. Temperature and strain rate dependence of the dynamic strain aging effect in an Al–Zn–Mg alloy. *Materials science and technology*. 2006;22(2):213–222. <https://doi.org/10.1179/174328406X74284>
7. Дриц А.М., Овчинников В.В., Поляков Д.А. Свойства при повышенных температурах основного металла и сварных соединений сплава 1565ч, выполненных сваркой трением с перемешиванием. *Технология легких сплавов*. 2021;4:38–49.
8. 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>
9. 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>
10. 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(1-2):130–134. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2014.06.014>
11. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering: R: Reports*. 2005;50(1-2):1–78. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2005.07.001>
12. Данилов В.И., Горбатенко В.В., Данилова Л.В., Орлова Д.В. Особенности автоволн переключения локализованной пластичности в ГЦК-сплаве. *Известия вузов. Физика*. 2021;64(3):27–32. <https://doi.org/10.17223/00213411/64/3/27>
13. 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.
14. 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>
15. 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>
16. Хакен Г. *Информация и самоорганизация. Макроскопический подход к сложным системам. Серии URSS. Синергетика: от прошлого к будущему*. Москва: URSS. 2014:317.
17. Зуев Л.Б. *Автоволновая пластичность. Локализация и коллективные моды*. Москва: Физматлит. 2018:208.
18. 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(1):3–57. <https://doi.org/10.15407/ufm.22.01.003>
19. Зуев Л.Б., Хон Ю.А. Автоволновая физика неоднородного пластического течения. *Физическая мезомеханика*. 2024;27(5):5–33.
20. Зуев Л.Б., Баранникова С.А., Лунев А.Г. *От макро к микро. Масштабы пластической деформации*. Новосибирск: Наука. 2018:132.

REFERENCES

1. Fressengeas C., Beaudoin A. J., Lebyodkin M., Kubin L. P., Estrin Y. Dynamic strain aging: a coupled dislocation – solute dynamic model.

- Materials Science and Engineering: A*. 2005;400:226–230.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.02.073>
2. Shibkov A.A., Zolotov A.E., Mikhlik D.V., Zheltov M.A., Shuklinov A.V., Averkov V.A., Denisov A.A. Kinetics and morphology of deformation bands at the initial stage of loss of stability of plastic flow of AMg6 alloy. *Deformatsiya i razrushenie materialov*. 2009;8:23–30. (In Russ.).
 3. Yuzbekova D., Mogucheva A., Zhemchuzhnikova D., Lebedkina T., Lebyodkin M., Kaibyshev R. Effect of microstructure on continuous propagation of the Portevin – Le Chatelier deformation bands. *International Journal of Plasticity*. 2017; 96:1–17.
<https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2017.05.004>
 4. Chmelik F., Klose F.B., Dierke H., Šachl J., Neuhauser H., Lukáč P. Investigating the Portevin – Le Châtelier effect in strain rate and stress rate controlled tests by the acoustic emission and laser extensometry techniques. *Materials Science and Engineering: A*. 2007;462:55–63.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.01.169>
 5. Karpov E.V., Malikov A.G., Orishich A.M., Annin B.D. Temperature Effect on the Fracture of Laser Welded Joints of Aviation Aluminum Alloys. *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*. 2018;59(5):934–940.
<https://doi.org/10.1134/S002189441805022X>
 6. Hörnqvist M., Karlsson B. Temperature and strain rate dependence of the dynamic strain aging effect in an Al–Zn–Mg alloy. *Materials science and technology*. 2006;22(2):213–222.
<https://doi.org/10.1179/174328406X74284>
 7. Drits A.M., Ovchinnikov V.V., Polyakov D.A. Elevated temperature properties of base metal and welded joints of alloy 1565ch made by friction stir welding. *Tekhnologiya legkikh splavov*. 2021;4:38–49. (In Russ.).
 8. Gusarova A.V., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A., Bakshaev V.A., Nikitin Yu.V. The influence of the direction of AMg5 rolling on the microstructure and properties of welded joints obtained by friction stir welding. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)*. 2020;22(4):124–136. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17212/1994-6309-2020-22.4-124-136>
 9. Kalinenko A.A., Mironov S.Yu., Vysotskii I.V., Malafeev S.S. The influence of friction stir welding mode on the thermal stability of AD33 alloy. *Frontier Materials and Technologies*. 2022;1:31–39. (In Russ.).
<https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-1-31-39>
 10. 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(1-2):130–134.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2014.06.014>
 11. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction Stir Welding and Processing, *Materials Science and Engineering: R: Reports*. 2005;50(1-2):1–78.
<https://doi.org/10.1016/j.mser.2005.07.001>
 12. Danilov V.I., Gorbatenko V. V., Danilova L.V., Orlova D.V. Features of localized plasticity switching autowaves in an FCC alloy. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2021;64(3):27–32. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17223/00213411/64/3/27>
 13. 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.).
 14. 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>
 15. 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>
 16. Khaken G. *Information and Self-Organization: A Macroscopic Approach to Complex Systems. Series URSS. Synergetics: From the Past to the Future?* Moscow. 2014:317. (In Russ.).
 17. Zuev L.B. *Autowave plasticity. Localization and collective modes*. Moscow: Fizmatlit. 2018:208. (In Russ.).
 18. 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(1):3–57.
<https://doi.org/10.15407/ufm.22.01.003>
 19. Zuev L.B., Khon Yu.A. Autowave physics of non-uniform plastic flow. *Fizicheskaya mezomekhanika*. 2024;27(5):5–33. (In Russ.).
 20. Zuev L.B., Barannikova S.A., Lunev A.G. *From Macro to Micro. Scales of Plastic Deformation*. Novosibirsk: Nauka. 2018:132. (In Russ.).

Сведения об авторах

Дина Владимировна Орлова, к.ф.-м.н., научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
E-mail: dvo@ispms.ru
ORCID: 0000-0003-0068-2542
SPIN-код: 3125-6450

Владимир Иванович Данилов, д.ф.-м.н., проф., главный научный сотрудник лаборатории физики

прочности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН.

E-mail: dvi@ispms.ru

ORCID: 0000-0002-5741-7574

SPIN-код: 6723-7902

Вадим Владимирович Горбатенко, к.ф.-м.н., старший научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: gvv@ispms.ru

ORCID: 0000-0001-6464-6159

SPIN-код: 1011-3258

Евгений Алексеевич Сидоров, младший научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: eas@ispms.ru

ORCID: 0009-0009-2665-7514

SPIN-код: 7358-4032

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

E-mail: dvo@ispms.ru

ORCID: 0000-0003-0068-2542

SPIN-код: 3125-6450

Vladimir I. Danilov, Dr. Phd, Professor, Chief Researcher, Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

E-mail: dvi@ispms.ru

ORCID: 0000-0002-5741-7574

SPIN-код: 6723-7902

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

E-mail: gvv@ispms.ru

ORCID: 0000-0001-6464-6159

SPIN-код: 1011-3258

Evgeny A. Sidorov, Junior Researcher, Laboratory of Local Metallurgy in Additive Technologies, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

E-mail: eas@ispms.ru

ORCID: 0009-0009-2665-7514

SPIN-код: 7358-4032

Поступила в редакцию 24.04.2026

После доработки 26.05.2026

Принята к публикации 30.05.2026

Received 24.04.2026

Revised 26.05.2026

Accepted 30.05.2026