05

Подавление эффекта Портевена–Ле Шателье импульсным током в сплаве АМг5

© М.А. Пахомов, В.В. Столяров

Институт машиноведения РАН им. А.А. Благонравова,
101000 Москва, Россия
e-mail: pakhomovmish@gmail.com

Поступило в Редакцию 17 декабря 2025 г.
В окончательной редакции 5 июня 2026 г.
Принято к публикации 31 августа 2026 г.

Исследовано влияние импульсного тока на растяжение холоднокатаного сплава АМг5 Н1. Импульсный ток амплитудной плотностью 100 A/mm^2 подавляет эффект Портевена–Ле Шателье, вызванный деформационным старением и закреплением дислокаций атомами магния, но снижает прочность. Деформация вызывает образование дисперсных частиц Al_6Mn, а ток способствует их частичному растворению и перераспределению легирующих элементов. Характер разрушения в процессе растяжения с током сохраняется хрупко-вязким, но повышение плотности тока увеличивает долю ямочного излома.

Ключевые слова: импульсный ток, деформация, алюминиевый сплав, электропластический эффект, эффект Портевена–Ле Шателье.

DOI: 10.61011/JTF.2026.12.64068.339-25

Введение

Сплавы Al–Mg серии 5xxx широко используются в различных промышленных приложениях благодаря своей высокой удельной прочности, хорошей свариваемости и устойчивости к коррозии [1], но демонстрируют пластическую нестабильность из-за присутствия дисперсных частиц [2–4]. Проявление нестабильности в виде зубцов напряжения на кривых деформации при одноосном растяжении принято называть „эффектом Портевена–Ле Шателье (ПЛШ)“. В [1] подробно анализируются форма и вид скачков, приводится классификация, причины скачков разных типов и их связь с особенностями структуры. ПЛШ-эффект приводит к неоднородности деформации, ухудшению качества поверхности и снижению пластичности сплавов, что существенно ограничивает применение сплавов Al–Mg серии 5xxx, например, в автомобилестроении [5,6]. За последнее время было опубликовано множество работ, посвященных различным видам обработок и эволюции микроструктуры в алюминиевых сплавах. К ним относятся влияние деформационной, термической, термомеханической [7–10] и электроимпульсной обработки, совмещенной с деформацией [11,12], а также влиянию микроструктуры и скорости деформации на механические свойства [13–15] и др.

Особенностью сплавов, легированных магнием, является проявление эффекта ПЛШ, заключающегося в динамическом взаимодействии движущихся дислокаций с атомами магния. Ранее опубликованные научные результаты и патентные исследования показывают, что воздействие импульсного тока может эффективно модифицировать микроструктуру и свойства металлических материалов [16–21]. Эффект обусловлен совокупностью электропластического и теплового механизмов, которые способны влиять на подвижность дислокаций, диффузионные процессы и, как следствие, на стабильность вторичных фаз. Предполагается, что аналогичная модификация структуры способна повысить прочность и пластичность алюминиевого сплава АМг5 Н1. Важно отметить возможное влияние исходного состояния сплава. В настоящем исследовании используется нагартованное состояние, тогда как в большинстве опубликованных работ рассматривается отожженный материал. Между тем именно нагартованные алюминиевые сплавы (в том числе деформируемые) часто применяются в промышленности.

Поскольку эффект ПЛШ ухудшает эксплуатационные свойства алюминиевых сплавов, его подавление, например, импульсным током, представляет практический и научный интерес с точки зрения влияния на динамическое деформационное старение (ДДС) [22,23]. При этом важную роль играют тип и режимы электрического тока (постоянный, импульсный, плотность, длительность импульса, скважность) [16,24,25]. Несмотря на прогресс в этом направлении, механизмы взаимодействия импульсного тока с элементами структуры в многофазных системах остаются недостаточно изученными. Критический пробел заключается в отсутствии систематических данных о влиянии разных режимов тока на растворение и выделение крупных частиц (Al_3Mg_2) в Al–Mg-сплавах и сопутствующие изменения прочности и пластичности. Важность такого исследования обусловлена тем, что именно частицы вторых фаз влияют на трещиностойкость, усталостные характеристики и сопротивление ползучести сплава.

Новизна настоящей работы определяется двумя факторами: во-первых, исследованием эффектов импульсно-

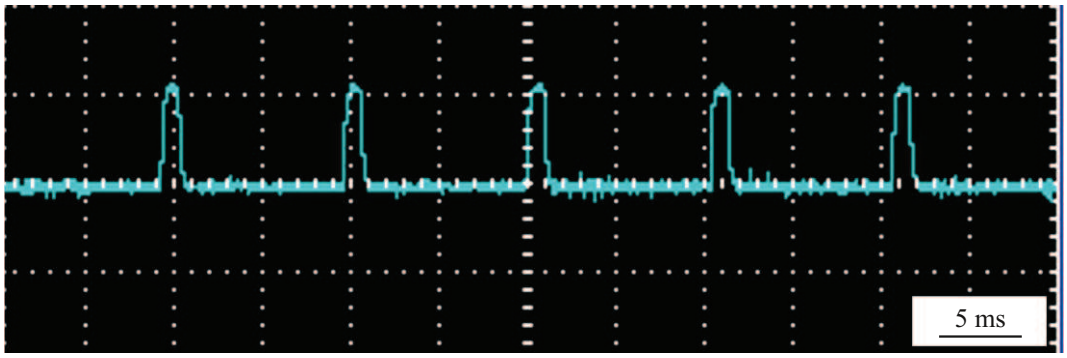


Рис. 1. Осциллограмма импульсного тока: длительность импульса 1000 μs, частота 100 Hz, скважность 10.

Таблица 1. Химический состав сплава АМг5 Н1 (weight %)

Mg	Mn	Fe	Si	Cu	Ti	Zn	Al
5.8	0.7	0.2	0.1	0.1	0.1	0.1	Остальное

го тока в нагартованном, а не отожженном сплаве; во-вторых, учетом такого кинетического параметра тока, как скважность импульсов. Таким образом, появляется возможность управлять процессом выделения или растворения частиц. Понимание механизмов растворения частиц под воздействием импульсного тока регулируемой скважности позволит разрабатывать новые подходы к улучшению свойств алюминиевых сплавов. Настоящая работа продолжает исследования других авторов о возможности подавления эффекта ПЛШ воздействием импульсным током в сплаве АМг5 Н1 в холоднодеформированном состоянии.

1. Материал и методы исследования

Для исследования использовали алюминиевый сплав АМг5 Н1 (зарубежный аналог AA5056), химический состав которого представлен в табл. 1. Исходным материалом служил лист толщиной 1 mm, полученный холодной прокаткой без последующей термообработки. Степень обжатия при холодной прокатке АМг5 Н1 составляла около 15%. Образцы для структурных исследований методом оптической металлографии вырезались и исследовались в плоскости прокатки, шлифовались на бумаге с последовательным понижением зернистости, полировались с помощью суспензии на основе оксида кремния и затем выполнялось оксидирование во фторборводородной смеси при напряжении 14 V в течение $\sim$ 30 s. Для механических испытаний на растяжение электроискровым методом вырезали плоские образцы вдоль направления прокатки размерами расчетной базы 1x2x18 mm.

Растяжение образцов выполняли на горизонтальной разрывной машине ИР-5081/20 при скорости растяжения 0.6 mm/min (скорость деформации $3 \cdot 10^{-4}\,\mathrm{s}^{-1}$) в условиях без тока и с импульсным током разной плотности. Растяжение начиналось после стабилизации температуры образца, вызванной нагревом током. Использовали импульсный ток скважностью $q = T/\tau = 10$, где T — период, τ — длительность импульса. Температуру контролировали прибором Digital Thermometers UT320 Series и хромель-алюмелевой термопарой в центре образца с точностью $\pm 5\,^{\circ}$C. Прямоугольную форму импульсов тока регистрировали осциллографом АКИМ — 4131/2 (рис. 1) Фрактографический анализ мест разрушения и микрорентгеноспектральный анализ выполняли на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA3.

2. Результаты

2.1. Микроструктура

На рис. 2 показаны изображения микроструктур в сплаве АМг5 Н1 для различных режимов импульсного тока.

Оптические изображения во всех исследованных состояниях демонстрируют микроструктуру сплава АМг5 Н1, состоящую из крупных, удлиненных в направлении прокатки зерен матричной α-фазы (твердый раствор легирующих элементов в алюминии) со средним размером $15 \times 65\,\mu$m и дисперсных частиц Al_6Mn размером $1-2\,\mu$m по границам и в теле зерен. В соответствии с равновесной диаграммой состояния системы Al–Mg–Mn, в структуре могут быть более крупные частицы кристаллизационного типа со средним размером $\sim 10-15\,\mu$m, они представляют собой примесные фазы β-Al_3Mg_2, формирующиеся при выплавке сплава. Вид структуры в зависимости от условий испытания отличается степенью удлинения зерен, количеством дисперсных частиц и частиц кристаллизационного типа.

В исходном состоянии (до растяжения) микроструктура сплава АМг5 Н1 характеризуется наименьшей плотностью дисперсных частиц Al_6Mn, сконцентрированных преимущественно на границах зерен (рис. 2, *a*). После растяжения без тока (рис. 2, *b*) в структуре сплава

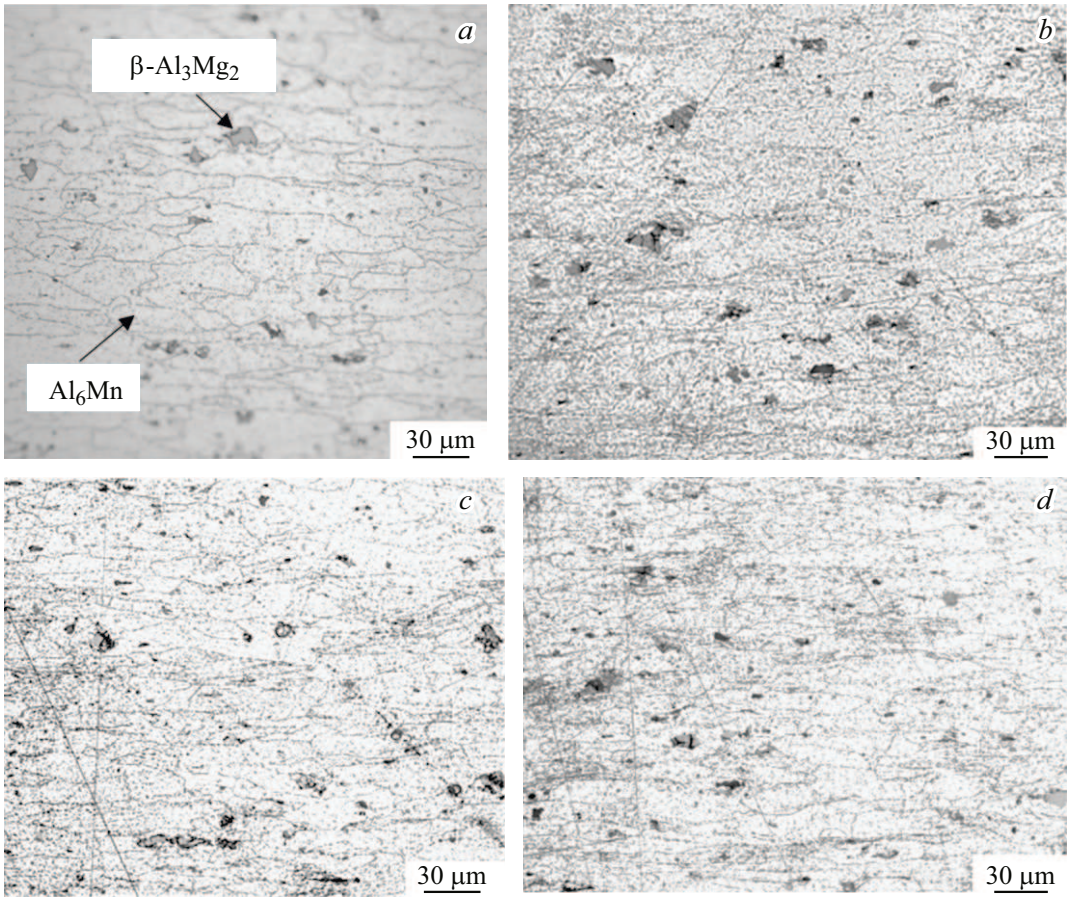


Рис. 2. Оптическая микроструктура в поперечном по отношению к оси растяжения сечении: до (*a*) и после (*b*–*d*) растяжения: *a* — исходное состояние; *b* — без тока; *c* — $j = 50\,\text{A/mm}^2$; *d* — $j = 100\,\text{A/mm}^2$.

наблюдается резкое увеличение количества дисперсных частиц Al_6Mn в теле зерен. Однако крупные частицы кристаллизационного типа β-Al_3Mg_2 остаются неизменными и сохраняют свою морфологию и распределение.

Воздействие импульсного тока плотностью $j = 50\,\text{A/mm}^2$ (рис. 2, *c*) приводит к уменьшению количества дисперсных частиц Al_6Mn, особенно в области границ зерен, а также к более равномерному их распределению в теле зерна, что свидетельствует о локальном характере воздействия импульсного тока, в большей степени влияющего на дисперсные фазы. При этом форма и количество частиц кристаллизационного типа β-Al_3Mg_2 не меняется. При двукратном увеличении плотности тока до $j = 100\,\text{A/mm}^2$ (рис. 2, *d*) наблюдается небольшое уменьшение количества дисперсных частиц Al_6Mn, равномерно распределенных в пределах зерен и по их границам.

2.2. Растяжение

На рис. 3 показаны кривые „напряжение–деформация“ при растяжении без тока и с током различной плотности. Механические свойства образцов представлены в табл. 2.

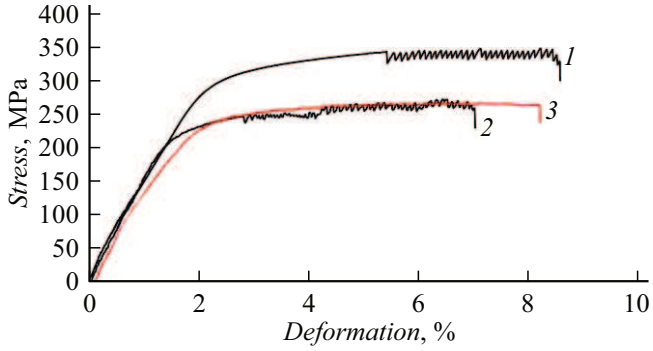


Рис. 3. Влияние плотности тока на деформационное поведение при растяжении: *1* — без тока; *2* — $j = 50\,\text{A/mm}^2$; *3* — $j = 100\,\text{A/mm}^2$.

Вид кривой растяжения и механические свойства образца, испытанного без тока (кривая *1*) типичны для данного сплава. Наблюдается деформационное упрочнение, отсутствие локализации деформации в шейке и скачки типа С [1]. Импульсный ток плотностью $j = 50\,\text{A/mm}^2$ (кривая *2*) привел к существенному снижению предела текучести и предела прочности, соответственно,

Таблица 2. Механические свойства

Режим испытания	j, A/mm^2	T, °C	Механические свойства			ПЛШ	
			σ_B, MPa	σ_{02}, MPa	ε, %	$\Delta\sigma$, MPa	Тип
Без тока	–	25	350	260	9	10	C
С током	50	30	272	185	5	3	B
	100	60	265	220	8	Нет	Нет

на 75 и 78 MPa и снижению относительного удлинения на 4 %, эффект ПЛШ сохранился, однако вид скачков изменился и соответствует типу B [1]. Повышение плотности тока до $j = 100$ A/mm^2 (кривая *3*) привело к снижению предела прочности до 265 МПа и повышению предела текучести до 220 MPa и относительного удлинения до 8 %, что на 3 % превышает значение для кривой *2*, но на 1 % ниже кривой *1*, эффект ПЛШ исчез.

Зазубренность на кривой *3* практически исчезает по сравнению с кривыми растяжения *1* и *2*. Таким образом, повышение плотности тока не только влияет на механические свойства сплава, но и подавляет возникновение зазубренности на деформационной кривой, обусловленных эффектом ПЛШ.

2.3. Фрактография

На рис. 4 представлены изображения поверхности разрушения в растровом электронном микроскопе при растяжении сплава АМг5 Н1 без тока (рис. 4, *a*) и с током низкой скважности и разной плотности (рис. 4, *b,c*).

Видно, что характер разрушения для всех режимов растяжения является хрупко-вязким, в котором присутствует разная доля чашечного и ямочного излома. Излом в форме овальных чашек (размером до 25–30 μm) является сдвиговым и связан с присутствием на их дне относительно крупных включений неправильной формы белого цвета (размером до 5–10 μm). Ямки отрыва размером 1–2 μm располагаются на гребнях чашек и

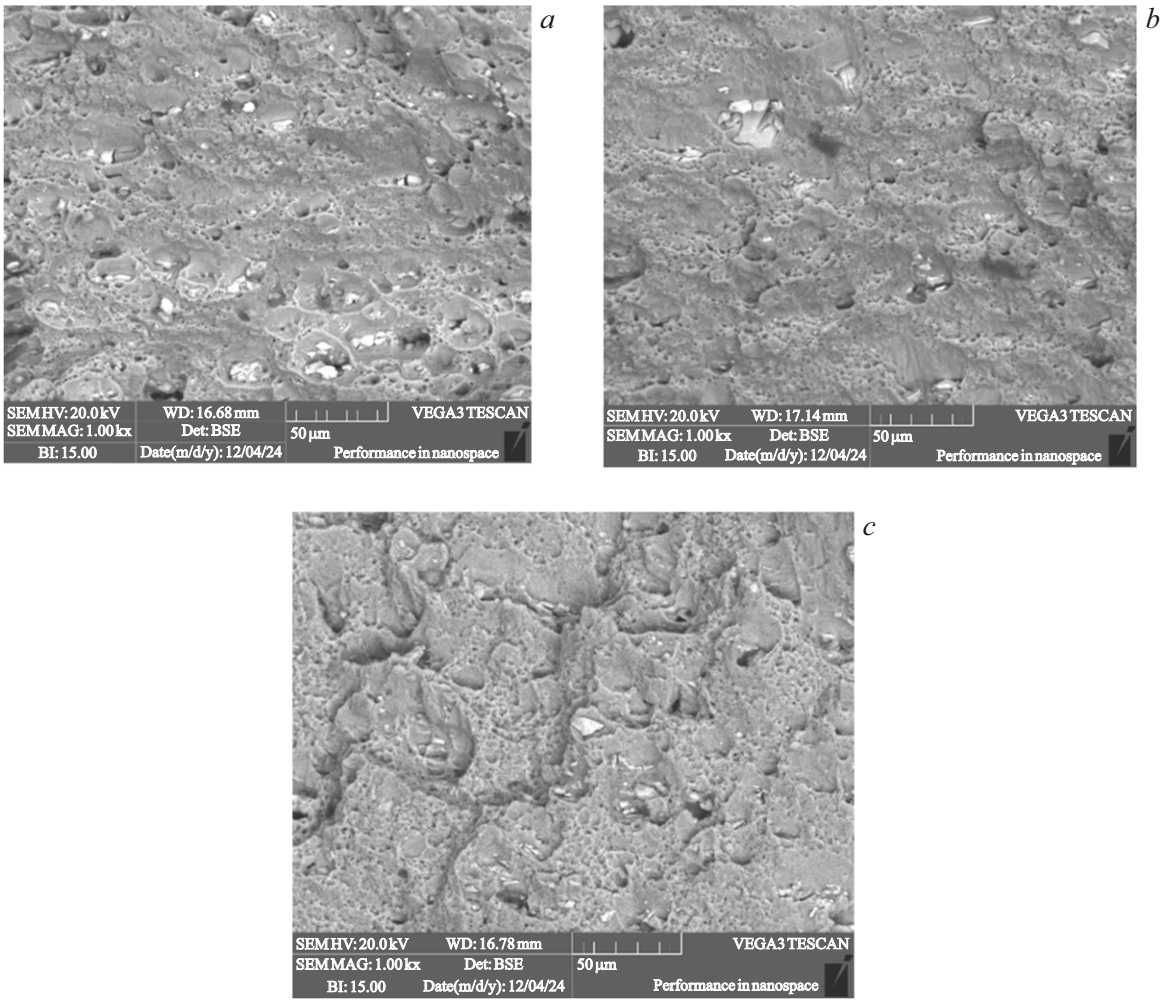


Рис. 4. Вид разрушения в растровом электронном микроскопе: *a* — без тока; *b* — $j = 50$ A/mm^2; *c* — $j = 100$ A/mm^2.

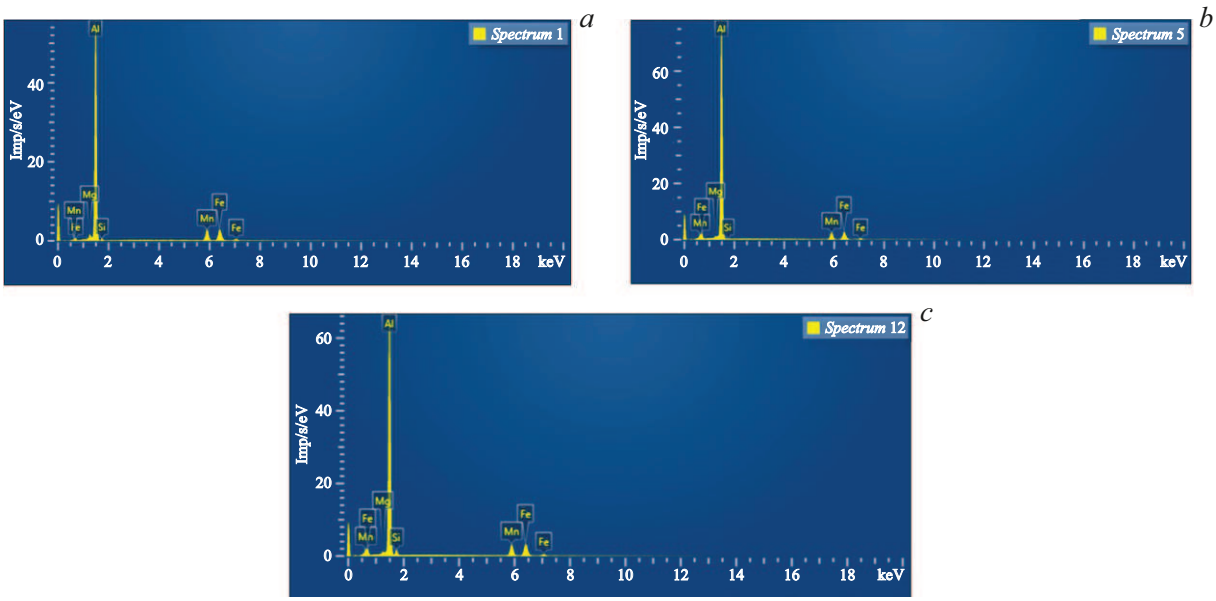


Рис. 5. Энергодисперсионный спектр сплава в месте разрушения образца, испытанного без тока (a), с током $j = 50\,\text{A/mm}^2$ (b) и с током $j = 100\,\text{A/mm}^2$ (c).

Таблица 3. Содержание элементов в крупных частицах (weight %)

Область	j, A/mm^2	Al	Mg	Mn	Fe	Si
Матрица	0	91.3	6	0.7	0.5	0.2
	50	92.4	5.9	1	0.5	0.2
	100	93.4	6.4	0	0	0.2
Частица	0	67.7	1.3	14.2	15.7	1
	50	67.5	0.5	13.6	15.6	2.8
	100	75.7	0.3	11	12.9	0.1

представляют собой глубокие микропоры, образующиеся в момент разрушения. На рис. 4, a при растяжении без тока хорошо различимы формирующиеся цепочки микропор, как предвестников образующихся микротрещин. Введение импульсного тока плотностью $50\,\text{A/mm}^2$ привело к уменьшению количества включений и способствовало слиянию микропор и образованию микротрещин (рис. 4, b). Дальнейшее повышение плотности тока до $100\,\text{A/mm}^2$ принципиально не влияло на характер разрушения, хотя доля ямочного излома при этом возросла (рис. 4, c).

Химический анализ матрицы и крупных включений, проведенный с помощью энергодисперсионных (EDS) спектров, показал, что кроме алюминия и магния они содержат атомы марганца, кремния и железа (рис. 5) в соотношении, указанном в табл. 3.

Видно, что введение импульсного тока приводит к количественному изменению состава матрицы и крупных частиц. Так, матрица обогащается атомами алюминия и магния, но обедняется атомами марганца и железа. Крупные частицы обогащаются алюминием и обедняются остальными примесными элементами. Как в матрице, так и в частицах этот процесс происходит более интенсивно с повышением плотности тока.

3. Обсуждение

3.1. Оптическая микроскопия

Оптическая микроскопия сплава АМг5 Н1 при растяжении образца в отсутствие тока свидетельствует о появлении в структуре множества дисперсных частиц (рис. 1, b), образование которых связано с типичным деформационным старением в процессе изготовления листа [24]. Вследствие деформационного старения сплав демонстрирует максимальные значения прочностных характеристик (табл. 2) и проявляет эффект ПЛШ на стадии пластического течения в виде скачков напряжения вниз амплитудой около 3 MPa (рис. 3, кривая *1*). В соответствии с [1] данные скачки можно отнести к типу C.

Наблюдаемое в оптическом микроскопе значительное увеличение количества дисперсных частиц вторых фаз Al_6Mn при растяжении без тока (рис. 2, b) подтверждает действие механизма ДДС в проявлении эффекта ПЛШ. Однако такое же растяжение в сопровождении импульсного тока снижает количество этих частиц (рис. 2, c,d), что можно трактовать как их растворение. Это коррелирует с результатами микрорентгеноспектрального анализа, показывающими повышение содержания алюминия в матрице с увеличением плотности тока (табл. 3).

Подавление ПЛШ под действием тока можно объяснить комплексным влиянием последнего на кинетику процессов выделения и растворения дисперсных частиц Al_6Mn, а также на поведение более крупных и стабильных частиц Al_3Mg_2.

При растяжении образца в сопровождении тока минимальной плотности количество дисперсных частиц Al_6Mn визуально уменьшается, в структуре появляются светлые участки (рис. 1, *c*). Снижение плотности дисперсных частиц в сплаве, по-видимому, связано с их растворением, которое способствует заметному разупрочнению сплава и снижению амплитуды скачков до 1 MPa (рис. 3, кривая *2*). Отметим, что в этом случае начало прерывистого течения сдвигается в область меньших деформаций.

Двукратное повышение плотности тока не повлияло на микроструктуру (рис. 2, *d*) и незначительно снизило предел прочности с 272 до 265 MPa, однако привело к повышению предела текучести с 185 до 220 MPa и относительного удлинения с 5 % до 8 %. При этом скачки напряжения полностью исчезли (рис. 3, кривая *3*), что свидетельствует о подавлении эффекта ПЛШ.

Предполагается, что наиболее интенсивное растворение дисперсных частиц Al_6Mn, являющихся причиной эффекта ПЛШ, происходит при критическом значении плотности тока. Это подтверждается снижением амплитуды и последующим исчезновением скачков при повышении плотности импульсного тока. При этом импульсный ток действует по механизму *in situ*, поскольку дисперсные частицы вновь выделяются при его отключении (рис. 2, *d*).

Таким образом, растворение дисперсных частиц Al_6Mn (ключевых для ПЛШ) под действием комбинации теплового и электропластического эффектов импульсного тока и предположительное изменение химического состава крупных частиц Al_3Mg_2 может привести к уменьшению количества эффективных центров закрепления дислокаций.

3.2. Фрактографическое исследование

Фрактографическое исследование показало независимый от режима тока смешанный характер разрушения, в котором вязкая составляющая (ямки отрыва) связана с матричной структурой сплава, а хрупкая составляющая (чашки) обусловлена присутствием включений кристаллизационного типа. Тем не менее повышение плотности тока способствовало увеличению доли вязкого излома.

Выборочный анализ химического состава матрицы и крупных частиц Al_3Mg_2 показал, что импульсный ток вызывает изменение соотношения основного и легирующих элементов, особенно при наибольшей плотности тока. Повышение содержания алюминия и уменьшение содержания магния, марганца и железа свидетельствует о частичном растворении крупных частиц под действием тока. Это подтверждается одновременным обогащением матрицы сплава этими же легирующими элементами.

Заключение

1. Сплав АМг5 Н1 в холоднодеформированном состоянии при растяжении проявляет эффект ПЛШ, который подавляется при введении импульсного тока плотностью $j = 100\,\mathrm{A/mm^2}$, $q = 10$. При этом предел прочности, предел текучести и относительное удлинение сплава снижаются по сравнению с растяжением без тока.

2. Деформация растяжением без тока вызывает интенсивное появление дисперсных частиц в микроструктуре, образование которых связанно с деформационным старением. Введение импульсного тока при растяжении приводит к уменьшению количества дисперсных частиц вследствие их частичного растворения.

3. Введение импульсного тока при растяжении способствует обогащению матрицы и обеднению кристаллизационных частиц легирующими элементами тем сильнее, чем выше плотность тока.

4. Характер разрушения образцов при растяжении независимо от режима тока является хрупко-вязким. Повышение плотности тока способствует увеличению доли ямочного излома.

Благодарности

Авторы выражают благодарность сотрудникам кафедры „Технология металлов и авиационное материаловедение“ Института авиационной и ракетно-космической техники Самарского национального исследовательского университета имени академика С.П. Королева за помощь в проведении исследований структуры материалов.

Финансирование работы

Работа выполнена за счет средств Государственного задания научной темы, присвоенной учредителем FFGU−2026−0003.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

[1] F. Bakare, L. Schieren, B. Rouxel, L. Jiang, T. Langan, A. Kupke, M. Weiss, T. Dorin. Mater. Sci. Eng. A, **811**, 141040 (2021). DOI: 10.1016/j.msea.2021.141040

[2] Y. Wang, B. Yang, M. Gao, E. Zhao, R. Guan. Mater. Des., **220**, 110849 (2022). DOI: 10.1016/j.matdes.2022.110849

[3] D.S. D'Antuono, J. Gaies, W. Golumbfskie, M.L. Taheri. Scr. Mater., **76**, 81 (2014). DOI: 10.1016/j.scriptamat.2014.01.003

[4] F. Bakare, L. Jiang, T. Langan, M. Weiss, Th. Dorin. Mater. Sci. Eng. A, **875**, 145108 (2023). DOI: 10.1016/j.msea.2023.145108

[5] J. Niemann. Prog. Org. Coat., **21** (2−3), 189 (1992). DOI: 10.1016/0033-0655(92)87004-T

[6] Z.-T. Liu, B.-Y. Wang, Ch. Wang, M. Zha, G.-J. Liu, Zh.-Zh. Yang, J.-G. Wang, J.-H. Li, H.-Yu. Wang. J. Mater. Sci. Technol., **41**, 178 (2020). DOI: 10.1016/j.jmst.2019.08.053
[7] Y. Wang, Y. Fu, B. Yang, M. Gao, R. Guan. Mater. Sci. Eng. A, **882**, 145461 (2023). DOI: 10.1016/j.msea.2023.145461
[8] T. Sakai, A. Belyakov, R. Kaibyshev, H. Miura, J.J. Jonas. Prog. Mater. Sci., **60**, 130 (2014). DOI: 10.1016/j.pmatsci.2013.09.002
[9] D. Yuzbekova, A. Mogucheva, Yu. Borisova, R. Kaibyshev. J. Alloys Compd., **868**, 159135 (2021). DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.159135
[10] A. Yilmaz. Sci. Technol. Adv. Mater., **12**, 063001 (2011). DOI: 10.1088/1468-6996/12/6/063001
[11] D. Ma, Ch. Xu, Ya. Lu, Sh. Sui, J. Tian, F. Zeng, S. Remennik, D. Shechtman, Zh. Zhang, C. Guo, Yu. Qi. Materials, **18**, 751 (2025). DOI: 10.3390/ma18040751
[12] T. Huang, F. Yang, B.-H. Xing, K.-X. Song, N. Xiang, Y.-M. Zhang, X.-W. Chen, J.-Q. Guo. Mater. Res. Express, **11**, 032003 (2024). DOI: 10.1088/2053-1591/ad35a9
[13] Ya. Song, Yu. Wu, J. Lu, M. Mei, L. Xie, Ch. Hao. Metals, **13**, 944 (2023). DOI: 10.3390/met13050944
[14] X.N. Du, S.M. Yin, S.C. Liu, B.Q. Wang, J.D. Guo. J. Mater. Res., **23** (6), 1570 (2008). DOI: 10.1557/JMR.2008.0204
[15] J.H. Song, S.G. Choi. Appl. Mech. Mater., **709**, 399 (2014). DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.709.399
[16] А.А. Шибков, А.А. Денисов, М.А. Желтов, А.Е. Золотов, М.Ф. Гасанов, В.И. Иволгин. ФТТ, **57** (6), 1046 (2015).
[17] C. Yan, N. Li, H. Jiang, D. Wang, L. Liu. Mater. Sci. Eng. A, **638**, 69 (2015). DOI: 10.1016/j.msea.2015.04.058
[18] А.А. Шибков, М.Ф. Гасанов, А.А. Денисов, А.Е. Золотов, В.И. Иволгин. ЖТФ, **87** (4), 631 (2017).
[19] Патент RU 2720289 C1, 2020
[20] Патент RU 2852666 C1, 2025
[21] M.-J. Kim, M.-G. Lee, K. Hariharan, S.-T. Hong, I.-S. Choi, D. Kim, K.H. Oh, H.N. Han. Int. J. Plasticity, **94**, 148 (2017). DOI: 10.1016/j.ijplas.2016.09.010
[22] L.P. Kubin, Y. Estrin. J. Phys. III, **1** (6), 929 (1991).
[23] А.А. Шибков, А.Е. Золотов, М.А. Желтов, А.А. Денисов, М.Ф. Гасанов. Кристаллография, **60** (6), 929 (2015).
[24] A.A. Shibkov, A.A. Denisov, M.A. Zheltov, A.E. Zolotov, M.F. Gasanov. Mater. Sci. Eng. A, **610**, 338 (2014).
[25] K. Zhao, R. Fan, L. Wang. J. Mater. Eng. Perform., **25**, 781 (2016).