

УДК 621.791.725

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ ПОЛУЧЕННЫХ В РЕЗУЛЬТАТЕ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВО-ЛИТИЕВЫХ СПЛАВОВ НА НЕУСТОЙЧИВОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ

Е. В. Карпов, А. Г. Маликов*, А. М. Оришич*

Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, 630090 Новосибирск, Россия

* Институт теоретической и прикладной механики им. С. А. Христиановича СО РАН,
630090 Новосибирск, Россия

E-mails: evkarpov@mail.ru, smalik@ngs.ru, laser@itam.nsc.ru

Проведен анализ наблюдаемой в экспериментах эволюции неустойчивого пластического течения полученных в результате лазерной сварки образцов алюминиево-литиевых сплавов систем Al–6Mg–2Li, Al–1,6Cu–1,1Mg–1,8Li, Al–3,4Cu–0,66Mg–1,5Li при различных режимах термической обработки после сварки. Проведено сравнение параметров прерывистой текучести сплавов с различной концентрацией магния, меди и лития. Исследовано влияние меди на пространственную согласованность образующихся полос локализованного сдвига в алюминиево-литиевых сплавах при неустойчивом пластическом течении.

Ключевые слова: алюминиево-литиевый сплав, прерывистая текучесть, термообработка, фазовый состав, эффект Портевена — Ле Шателье.

DOI: 10.15372/PMTF20210617

Введение. При определенных температурах и скоростях нагружения пластическое течение металлов и сплавов может становиться неустойчивым, что сопровождается резким изменением скорости напряжений (при жестком нагружении) и скорости деформаций, приводящим к появлению на диаграммах нагружения зубцов и ступенек. Неустойчивость пластического течения обусловлена образованием подвижных или статичных зон локализованной пластичности, приводящим к ухудшению качества поверхности при механической обработке. Неустойчивое пластическое течение, или прерывистая текучесть, называется также эффектом Портевена — Ле Шателье (ЭПШ). Причиной неустойчивости пластического течения, по-видимому, является взаимодействие скользящих дислокаций с различными микропрепятствиями, такими как облака Коттрелла, границы зерен или дисперсные образования фаз в твердом растворе. Соответственно, характеристики ЭПШ зависят от атомной доли примесей, создающих облака Коттрелла, а также от параметров деформационной и термической обработки сплавов, изменяющей их зеренную и фазовую

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2021–2023 гг. (проекты № 1021060107169-4, 121030900259-0) с использованием оборудования центра коллективного пользования “Механика” (Институт теоретической и прикладной механики СО РАН).

© Карпов Е. В., Маликов А. Г., Оришич А. М., 2021

структуру. В [1, 2] приведены обзоры работ, посвященных экспериментальному исследованию неустойчивости пластического течения и его физических механизмов, а также построению макрофеноменологических и микроструктурных моделей этого явления.

Широко используемыми сплавами, в которых проявляется ЭПШ, являются сплавы Al–Mg. В [3–7] для сплавов Al–Mg изучена зависимость характеристик ЭПШ от атомных долей легирующих элементов, режимов отжига и механической обработки, в [8] проведен анализ сигналов акустической эмиссии, сопровождающих прерывистую текучесть в таком сплаве. В [9] изучена зависимость характеристик ЭПШ в сплаве Al–Mg–Sc от размера зерна. Исследована связь ЭПШ в алюминиево-магниево-скандиевых сплавах с эволюцией полей деформаций на поверхности образцов [10–12], а также с изменением температурных полей [13]. В [14] изучены характеристики неустойчивой текучести сплава Al–Cu, подвергнутого термической обработке при различных значениях температуры.

Прерывистая текучесть наблюдается при квазистатическом растяжении современных авиационных алюминиево-литиевых сплавов, таких как 1420, 1424 (система Al–Mg–Li), 1441 (система Al–Cu–Mg–Li), при $T \approx 20^\circ\text{C}$. У высокопрочных сплавов Al–Cu–Li, таких как В-1461, В-1469, прерывистая текучесть при данных условиях отсутствует, но появляется после некоторых видов термообработки. При проведении исследований с целью получения с помощью лазерной сварки высокопрочных соединений алюминиево-литиевых сплавов [15–18] была отмечена связь типа ЭПШ с режимом термообработки, а также с макромеханическими свойствами сплавов и сварных швов.

В данной работе проводится анализ различий неустойчивого пластического течения сплавов систем Al–Mg–Li, Al–Cu–Mg–Li, Al–Cu–Li и их соединений, полученных с помощью лазерной сварки, при различных видах термообработки, а также изучается зависимость типа и характеристик ЭПШ от степени деформирования материала.

1. Материалы и образцы. Исследовались следующие сплавы: сверхлегкий коррозионно-стойкий высокомодульный сплав 1420 (система Al–6Mg–2Li), среднепрочный высокоресурсный сплав 1441 (система Al–1,6Cu–1,1Mg–1,8Li) и высокопрочный высокомодульный сплав В-1469 (система Al–3,4Cu–0,66Mg–1,5Li). Изучалось поведение образцов сплавов в исходном состоянии, образцов с поперечным лазерным сварным швом и образцов со швом, подвергнутых термообработке после сварки. Сварка проводилась в аргоновой среде, мощность лазера составляла 3,5 кВт, скорость луча — 4 м/мин, излучение фокусировалось под поверхностью образца на расстоянии, равном 3 мм. Для сплава 1420 термообработка представляла собой закалку (выдержка в течение 30 мин при значениях температуры $T_q = 320 \div 560^\circ\text{C}$ с последующим охлаждением в воде) и искусственное старение, которое проводилось для образцов, закаленных при температуре $T_q = 490^\circ\text{C}$ (такая температура закалки является оптимальной для получения необходимых механических свойств). Для сплава 1441 закалка проводилась при значениях температуры $T_q = 450 \div 545^\circ\text{C}$, а для сплава В-1469 — при $T_q = 500 \div 530^\circ\text{C}$, старение обоих сплавов происходило после закалки, проведенной при $T_q = 530^\circ\text{C}$. Все термообработанные сварные соединения были равнопрочными, т. е. разрушение происходило по основному материалу. Испытания проводились на электромеханической универсальной испытательной машине Zwick/Roell Z100 при постоянной скорости перемещения захвата, равной 1 мм/мин, относительное удлинение измерялось внешним датчиком на измерительной базе длиной 20 мм, внутри которой располагался сварной шов шириной приблизительно 1 мм.

Исследованные сплавы представляют собой твердый раствор α -Al с включением легирующих элементов, образующих различные фазы вдоль границ зерен и внутри зерен. После сварки фазовый состав изменяется в шве и зоне термического влияния, а в процессе термообработки после сварки — во всем объеме материала. Основные и дополнительные фазы сплавов в различных состояниях приведены в табл. 1.

Таблица 1

Фазовый состав сплавов в исходном состоянии, после сварки и термообработки

Состояние сплава	1420 (Al–5,2Mg–2,1Li)		1441 (Al–1,7Cu–0,9Mg–2Li)		B-1469 (Al–3,9Cu–0,3Mg–1,2Li)	
	Основные фазы	Дополнительные фазы	Основные фазы	Дополнительные фазы	Основные фазы	Дополнительные фазы
Исходный сплав	α -Al, δ' (Al ₃ Li)	S ₁ (Al ₂ MgLi)	α -Al, S' (Al ₂ MgCu), δ' (Al ₃ Li)	—	α -Al, T ₁ (Al ₂ CuLi)	—
Сварной шов	α -Al	S ₁ (Al ₂ MgLi)	α -Al, T ₂ (Al ₆ CuLi ₃)	—	α -Al	T ₁ (Al ₂ CuLi)
Закалка	α -Al*	S ₁ (Al ₂ MgLi), Mg, Li	α -Al*	δ' (Al ₃ Li)	α -Al*	—
Закалка и искусственное старение	α -Al, δ' (Al ₃ Li)	S ₁ (Al ₂ MgLi)	α -Al, δ' (Al ₃ Li)	S' (Al ₂ MgCu)	α -Al, T ₁ (Al ₂ CuLi)	—

* Пересыщенный твердый раствор.

2. Типы ЭПШ. Пластическое течение становится неустойчивым после достижения некоторого значения деформации (деформации активации ε_a) и представляет собой последовательность отдельных событий (появление подвижных или неподвижных областей локализованной пластической деформации, сопровождающееся изменением скорости напряжения и общей деформации при постоянной скорости движения захватов). На рис. 1, 2 приведены характерные для отдельных событий зависимости напряжений и деформаций от времени ($\sigma(t)$ — измеренное напряжение, $\varepsilon(t)$ — измеренная общая деформация, $\sigma_m(t)$ — среднее напряжение, отклонение от которого происходит при образовании областей локализованной пластичности, $\varepsilon_m(t)$ — средняя деформация при движении захватов с постоянной скоростью). События можно разделить на единичные (периодически повторяющиеся или обособленные однотипные события, каждое из которых представляет собой отклонение от средних значений напряжения и деформации и возвращение к ним) и групповые (группы единичных событий одного или нескольких типов, составляющие в совокупности более крупное событие другого типа).

Наблюдавшиеся в экспериментах разновидности единичных событий можно классифицировать следующим образом.

1. Сбросы (см. рис. 1, а). Под сбросом понимается сброс напряжения (участок *DE*) ниже среднего уровня, после чего происходит его восстановление (участок *EC*) со скоростью, в несколько раз меньшей скорости сброса. Сбросу напряжения соответствует скачок деформации (участок *AB*), восстановлению напряжения — медленное деформирование (участок *BC*).

2. Низкоскоростные сбросы. Низкоскоростные сбросы отличаются от обычных сбросов тем, что скорости сброса и восстановления напряжения приблизительно равны, а скорость скачков деформации на порядок меньше. Как правило, амплитуда низкоскоростных сбросов меньше амплитуды обычных сбросов, средней для текущего этапа деформирования.

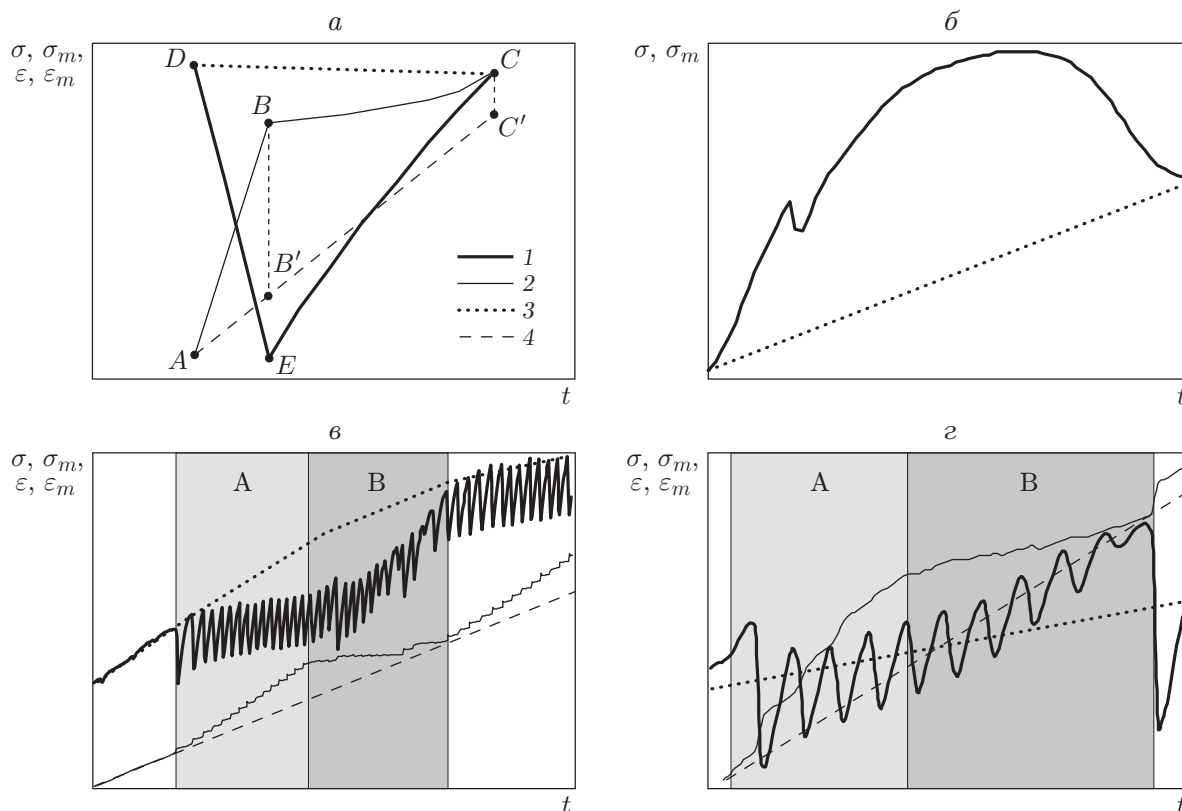


Рис. 1. Схемы прерывистой текучести, полученные в эксперименте:
 а — сброс, б — зубец, в — ступенька, г — комбинированный зубец; 1 — $\sigma(t)$, 2 — $\varepsilon(t)$,
 3 — $\sigma_m(t)$, 4 — $\varepsilon_m(t)$; А — область, в которой скорость деформации увеличивается,
 В — область, в которой скорость деформации уменьшается

Группы следующих друг за другом сбросов, не объединенных в групповые события, относятся к неустойчивости типа С и обусловлены хаотическим возникновением полос локализованной деформации по всей длине рабочей части образца. Эти полосы фиксируются в инфракрасном излучении за счет высокой скорости их образования (в области локализованного пластического течения тепло выделяется быстро, вследствие чего в этой области существенно увеличивается температура, прежде чем тепло рассеется в материале всего образца). В полосах локализации пластической деформации, соответствующих низкоскоростным сбросам, тепло выделяется медленнее, поэтому оно рассеивается в металле, не вызывая существенного увеличения локальной температуры.

3. Зубцы (см. рис. 1,б). Зубцы — увеличение напряжения выше среднего значения с последующим уменьшением до среднего значения или ниже. Такие зубцы относятся к неустойчивости типа А и обычно ассоциируются с образованием и равномерным распространением полосы локализованной пластической деформации. В этом смысле зубец можно назвать сверхсогласованным групповым событием, в котором согласованность последовательно образующихся полос сдвига настолько высока, что их возникновение воспринимается как непрерывное движение деформационной волны по образцу; на диаграмме нагружения $\sigma(t)$ зубец соответствует началу этого процесса.

Групповые события представляют собой пространственно согласованное образование неподвижных полос локализации. В работе [3] этот процесс описан для алюминиево-магниевого сплава. Зарождение группового события происходит в случае, если хаоти-

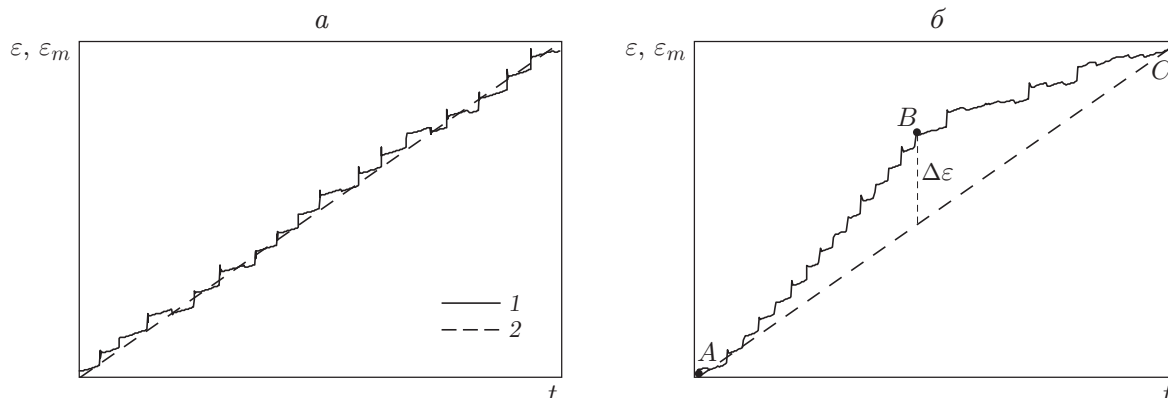


Рис. 2. Зависимости деформации от времени для последовательности единичных событий (а) и для группового события (б):

1 — $\varepsilon(t)$, 2 — $\varepsilon_m(t)$

чески образующиеся полосы локализации не распределяются равномерно по образцу, а сосредоточиваются в узкой области. Деформация материала в этой области становится больше средней деформации материала образца. Материал в ней упрочняется более существенно, чем остальной материал. После завершения формирования указанной области происходит пространственно согласованная группа одиночных событий (неустойчивость типа В): область возникновения последующих полос скачкообразно перемещается в одном направлении, создавая иллюзию движения полосы от упрочненной области к одному из концов образца. После этого полосы локализации образуются в упрочненной области или ее окрестности, что приводит к увеличению ее размеров. Затем процесс повторяется.

В проведенных испытаниях наблюдались следующие групповые события.

1. Ступеньки (ступенчатая неустойчивость типа В) (см. рис. 1, в). Группа сбросов с практически одинаковой амплитудой, верхняя огибающая которых образует плато, расположенное ниже кривой среднего напряжения, которая для всех рассмотренных сплавов описывается параболическим законом упрочнения. Этой группе соответствует увеличение средней скорости деформации (область А на рис. 1, в). Затем происходит уменьшение скорости деформации, амплитуда сбросов также уменьшается, а их верхняя огибающая приближается к кривой среднего напряжения (область В на рис. 1, в). В [3] показано, что начальная группа одинаковых сбросов соответствует последовательному согласованному возникновению статичных полос локализованной пластичности: каждая отдельная полоса статична, точка, в которой появляются новые полосы, движется от одного конца образца к другому. На следующей стадии (стадии уменьшения скорости деформации) новые полосы образуются хаотически в одной и той же области, амплитуда и скорость сбросов уменьшаются.

2. Комбинированные зубцы (см. рис. 1, з). Комбинированные зубцы — групповые события, при которых напряжение увеличивается не монотонно, как в случае зубца, а в виде последовательности сбросов со скачкообразным увеличением деформации (область А на рис. 1, з), переходящей в затухающую последовательность низкоскоростных сбросов с уменьшением скорости деформации (область В на рис. 1, з), после чего происходит финальный сброс, сопровождающийся скачком деформации. Если величина финального сброса близка к средней амплитуде сбросов на данном участке диаграммы, то комбинированные зубцы на диаграмме нагружения трудноразличимы, но их можно обнаружить на диаграмме деформирования, на которой, как и при любом групповом событии, образуется ступенька, высота которой превышает средний скачок деформации, соответствующий единичному

событию (см. рис. 2,б). Далее такие комбинированные зубцы называются малоразмерными, а комбинированные зубцы с большими финальными сбросами — крупноразмерными.

3. Неоднородные комбинированные зубцы. Данные зубцы отличаются от остальных тем, что для них область А можно разделить на две части. В первой части экстремумы $\sigma(t)$ со временем уменьшаются, а во второй — увеличиваются, при этом деформация в обеих частях области А скачкообразно увеличивается.

Комбинированные зубцы и ступеньки имеют два существенных различия: 1) наличие или отсутствие финального сброса; 2) отклонение от среднего напряжения в сторону уменьшения при образовании ступенек и в сторону увеличения при образовании комбинированных зубцов. Комбинированные зубцы состоят из тех же групп элементов, что и ступеньки, и аналогичным образом представляются на диаграмме $\varepsilon(t)$. Они имеют сходство с неустойчивостью типа А (напряжения увеличиваются до значений, превышающих среднее значение, а затем уменьшаются), вследствие чего в некоторых работах называются неустойчивостью типа А+В [3, 9]. Вероятно, это сходство обусловлено перемещением по образцу хаотически заполняемой полосами сдвига области (ей соответствует область В на рис. 1,в,г), от границы которой затем начинается “движение” согласованных полос. Об этом свидетельствует тот факт, что обычно ступеньки, для которых область, хаотически заполняемая полосами сдвига, неподвижна, вследствие чего плотность этих полос постоянно возрастает, образуются только до момента достижения общей деформации, приближенно равной $0,5\varepsilon_{\text{lim}}$, в то время как комбинированные зубцы могут образовываться до момента разрушения.

Процесс неоднородного пластического деформирования исследованных образцов можно представить как комбинацию единичных и групповых событий описанных типов, характеризуемую двумя константами: деформацией активации ЭПШ ε_a и деформацией при разрушении ε_{lim} (табл. 2), а также несколькими эволюционирующими параметрами единичных и групповых событий, изменяющимися по мере увеличения общей деформации рабочей части образца.

3. Экспериментальные данные. Каждое единичное событие включает стадии увеличения (участок АВ на рис. 1,а) и уменьшения (участок ВС на рис. 1,а) скорости деформации. Первая стадия характеризует само событие, т. е. образование локализованной полосы пластического сдвига, а вторая — реакцию системы на него. В результате единичного события типа сброса локальное относительное удлинение оказывается больше среднего относительного удлинения, задаваемого движением захватов. Возникает невязка $\Delta\varepsilon$ (участок ВВ' на рис. 1,а), которая компенсируется при последующем уменьшении скорости деформации. В групповых событиях на этапе роста группы согласованных сбросов невязка, возникшая в результате единичного сброса, не успевает полностью компенсироваться до начала следующего сброса, поэтому она частично сохраняется (расстояние между точками С и С' на рис. 1,а) и происходит ее накопление.

Каждое групповое событие также включает две стадии: стадию накопления невязки (участок АВ на рис. 2,б) и стадию ее компенсации (участок ВС на рис. 2,б). Стадия компенсации начинается после достижения некоторого критического значения невязки $\Delta\varepsilon$ (см. рис. 2,б).

Таким образом, возможны два механизма компенсации невязки: один реализуется при каждом единичном событии, второй активируется при достижении критического значения накопленной невязки $\Delta\varepsilon$. На рис. 3 приведены характерные зависимости $\Delta\varepsilon$ от общей деформации ε . Значения $\Delta\varepsilon(\varepsilon)$ образуют либо одну группу, которую можно аппроксимировать функцией вида $\Delta\varepsilon = v_1\varepsilon + \text{const}$, либо две группы, которые можно аппроксимировать функциями $\Delta\varepsilon = v_1\varepsilon + \text{const}$ и $\Delta\varepsilon = v_2\varepsilon + \text{const}$. В табл. 3 приведены параметры этих зависимостей для сплавов 1420, 1441, В-1469 в различных состояниях.

Таблица 2

Значения деформации активации ε_a и деформации разрушения ε_{lim} при различных режимах термообработки (ТО)

Сплав	Закалка			Искусственное старение			
	$T_q, ^\circ\text{C}$	ε_a	ε_{lim}	$T_a, ^\circ\text{C}$	$t, \text{ч}$	ε_a	ε_{lim}
1420	Исходный сплав	1,94	14,34	120	16	1,06	6,72
	Сварное соединение без ТО	0,41	2,46		24	1,32	7,43
	400	0,35	6,85	150	16	2,12	4,49
	450	0,32	9,52		24	2,28	4,43
	490	0,46	13,39	175	8	1,54	2,97
	530	0,45	14,18		24	2,89	3,64
	560	0,60	3,42	200	8	—	4,26
					16	—	4,22
					24	—	4,79
1441	Исходный сплав	2,45	14,32	150	32	7,90	8,51
	Сварное соединение без ТО	0,47	1,98	175	32	6,13	7,80
	450	0,48	14,78	200	32	—	8,05
	490	2,73	15,14				
	530	2,85	15,55				
	545	3,16	17,53				
В-1469	Исходный сплав	—	10,40	160	24	1,07	12,12
	Сварное соединение без ТО	0,38	0,93		32	1,50	12,63
	500	0,36	19,73		40	—	6,99
	530	0,36	18,58	180	24	—	4,79

Примечание. T_a — температура искусственного старения.

Параметры чередующихся единичных событий имеют значительный разброс, в силу того что ЭПШ является результатом сложного взаимодействия множества подсистем низкого масштабного уровня с большим числом степеней свободы. Однако совокупности точек, соответствующих определенным параметрам, позволяют выделить основные закономерности и сгруппировать события по некоторым признакам.

На рис. 4 представлены четыре характерных типа совокупностей точек, соответствующих значениям амплитуды $\Delta\sigma$, скорости сброса напряжения и амплитуды скачков деформации при сбросах напряжения, для единичных событий, происходящих при различных значениях общей деформации ε . В табл. 4 приведены значения параметров, характеризующих совокупности точек, соответствующих значениям $\Delta\sigma$ для исходных сплавов и образцов сварных соединений, подвергнутых различным видам термообработки после сварки. Аналогичные данные для амплитуды скачков деформации можно получить, умножив значение $\Delta\sigma$ на масштабный коэффициент, который равен $4 \cdot 10^{-3} \text{ \%}/\text{МПа}$. Для скорости сбросов напряжения аналогичный коэффициент равен 4 с^{-1} .

Если скорости сброса в большинстве случаев увеличиваются по мере увеличения общей деформации и могут достигать $100 \text{ МПа}/\text{с}$, то скорость восстановления в течение всего испытания либо колеблется вблизи значения, равного $10 \text{ МПа}/\text{с}$ (для событий со средней амплитудой), либо стремится к этому значению.

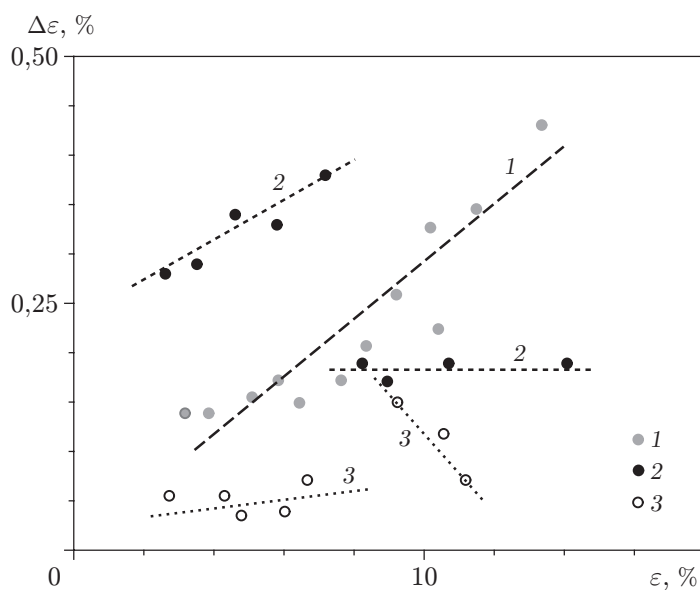


Рис. 3. Характерные зависимости критического значения невязки групповых событий $\Delta\varepsilon$ от величины общей деформации ε :

точки — экспериментальные значения, линии — линейные аппроксимации для групп точек; 1 — совокупность событий с увеличивающейся невязкой, 2 — распад совокупности событий на две группы с увеличивающейся и постоянной невязкой, 3 — распад совокупности событий на две группы с увеличивающейся и уменьшающейся невязкой

Как правило, совокупность точек, соответствующих определенным значениям амплитуд $\Delta\sigma$, включает относительно узкую плотную область и одну (см. рис. 4, а) или две (нижнюю и верхнюю) (см. рис. 4, б) разреженные области. Точки плотных областей (среднеамплитудные события) соответствуют единичным сбросам, финальным сбросам малоразмерных комбинированных зубцов или сбросам, имеющим место на стадии накопления невязки групповых событий, т. е. согласованным группам. Точки нижней разреженной области (низкоамплитудные события) соответствуют низкоскоростным сбросам, имеющим место на стадии компенсации невязки групповых событий, т. е. хаотическим пространственно локализованным группам. Точки верхней разреженной области (высокоамплитудные события) соответствуют финальным сбросам крупноразмерных комбинированных зубцов.

Единичные события имеют стадии ускоренного деформирования различной длительности, но распределение значений длительности по множеству событий не удовлетворяет закону нормального распределения. Из общего числа событий можно выделить три основные группы, стадии ускоренного деформирования которых имеют одинаковую длительность: 1) $0,21 \div 0,22$ с; 2) $0,10 \div 0,11$ с; 3) $0,32 \div 0,33$ с. В табл. 5 приведены доли этих групп в общем множестве событий для исходных сплавов 1420, 1441 и В-1469, их сварных соединений и сварных соединений, подвергнутых закалке при различных значениях температуры.

Для сплава 1420 в группу 1 входят среднеамплитудные события, в группы 2 и 3 — низкоамплитудные события. В исходном сплаве число событий в группе 1 приблизительно в четыре раза больше, чем в группе 2, в сварном шве число событий в обеих группах одинаково. По мере увеличения температуры закалки число событий в группе 1 уменьшается, а в группе 2 — увеличивается.

Для сплава 1441 в группу 1 входят средне- и высокоамплитудные события, а в группы 2 и 3 — низкоамплитудные события. Суммарная доля числа событий в группах 2 и 3

Таблица 3

Параметры групповых событий ЭПШ рассматриваемых сплавов в различных состояниях

Сплав	Закалка				Искусственное старение				
	$T_q, ^\circ\text{C}$	v_1	v_2	k	$T_a, ^\circ\text{C}$	$t, \text{ч}$	v_1	v_2	k
1420	Исходный сплав	0,021	0	9	120	16	0,011	—	8
	Сварное соединение без ТО	0,016	–0,252	7		24	0,002	—	20
	400	0,028	—	20	150	16	0,035	—	8
	450	0,009	–0,062	9		24	—	–0,015	2
	490	0,028	—	12					
	530	0	–0,038	9					
	560	0,011	0	16					
1441	Исходный сплав	0,018	—	12	175	32	—	–0,019	2
	450	0,018	—	31					
	490	0,031	–0,122	14					
	530	0,032	—	15					
	545	0,049	—	18					
В-1469	500	0,009	—	18	160	24	0,109	–0,060	5
	530	0,094	–0,012	6		32	0,107	—	3
	560	0,028	—	7					

Примечание. k — количество групповых событий, v_1, v_2 — коэффициенты пропорциональности линейных аппроксимирующих функций для групп событий.

в общем числе событий практически не зависит от температуры закалки. При всех значениях температуры закалки число событий в группе 1 больше, чем в остальных группах. В сварном шве число событий в группе 1 равно числу событий в группах 2 и 3.

Для сплава В-1469 после закалки при $T_q = 500 ^\circ\text{C}$ распределение длительностей событий практически такое же, как для сплава 1420 после закалки при $T_q = 490 ^\circ\text{C}$. При больших значениях температуры закалки количество событий становится недостаточным для распределения по группам, а сами события имеют другую природу.

4. Анализ экспериментальных данных. Ниже проводится анализ полученных экспериментальных данных.

4.1. *Исходные сплавы.* Для исходного сплава 1420 ЭПШ с момента активации до момента, которому соответствует деформация $\varepsilon \approx 0,5\varepsilon_{\text{lim}}$, представляет собой последовательность ступенек с возрастающей критической невязкой $\Delta\varepsilon$, переходящую затем в последовательность сбросов с отдельными малоразмерными комбинированными зубцами (кривая 2 на рис. 5), частота возникновения которых уменьшается с увеличением общей деформации ε . Отношение числа низкоскоростных низкоамплитудных событий к числу среднеамплитудных событий равно 1,0 : 4,6. Скорость восстановления напряжения после среднеамплитудных сбросов сохраняется на уровне 10 МПа/с.

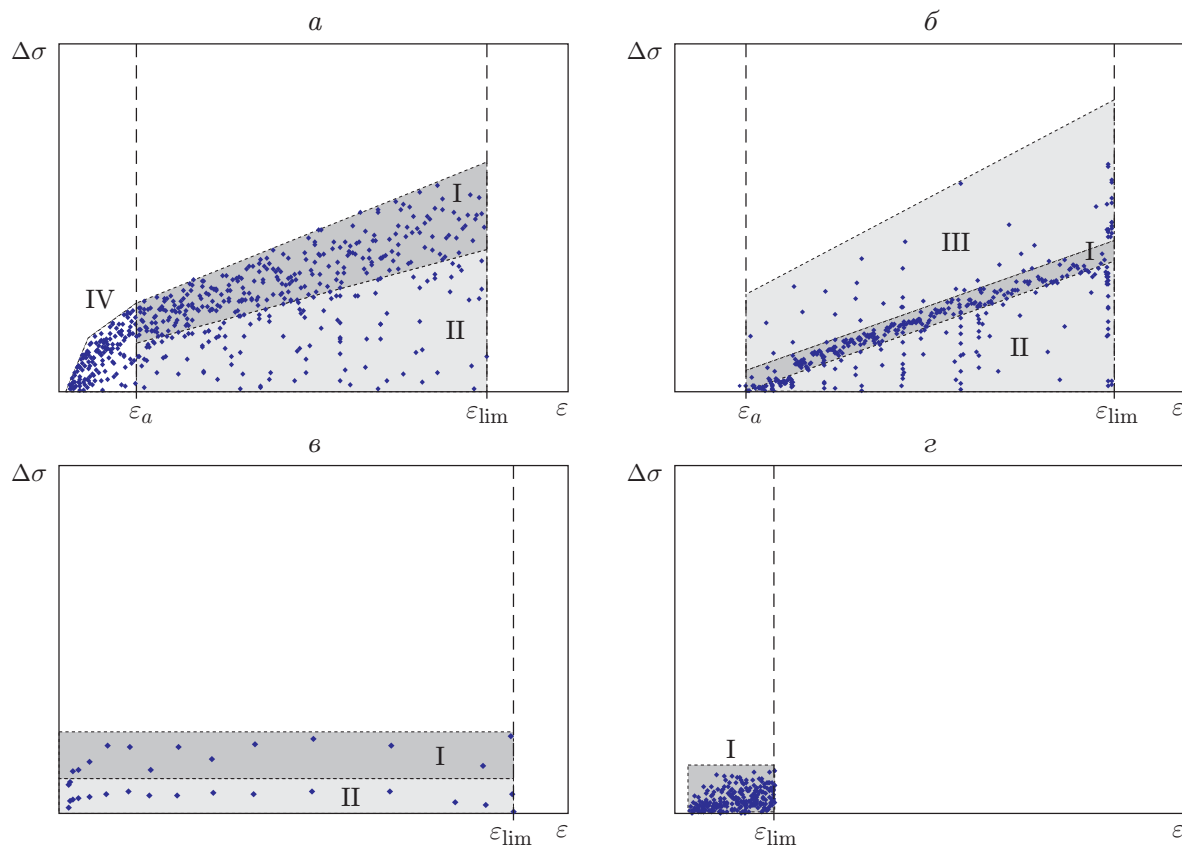


Рис. 4. Характерные типы совокупностей точек, соответствующих значениям амплитуды $\Delta\sigma$ единичных событий, происходящих при различных значениях общей деформации ε :

a — тип 1, $б$ — тип 2, $в$ — тип 3, $г$ — тип 4; I — совокупность среднеамплитудных событий, II — совокупность низкоамплитудных событий, III — совокупность высокоамплитудных событий, IV — совокупность событий ЭПШ для сварного шва

Для исходного сплава 1441 ЭПШ с момента активации до момента разрушения представляет собой последовательность крупноразмерных комбинированных зубцов (кривая 3 на рис. 5), для которых скорость увеличения невязки уменьшается с увеличением ε . Отношение числа низкоскоростных низкоамплитудных событий к числу среднеамплитудных событий равно 1,0 : 5,3. Скорость восстановления напряжения после среднеамплитудных сбросов увеличивается начиная со значения, равного 5 МПа/с, и стремится к значению 10 МПа/с.

Для обоих сплавов амплитуда и скорость среднеамплитудных сбросов, как и величина соответствующих скачков деформации, увеличиваются пропорционально ε . Разброс амплитуд среднеамплитудных событий для сплава 1441 существенно меньше, чем для сплава 1420, и незначительно меняется при увеличении ε .

Для сплава В-1461 в исходном состоянии при рассмотренных условиях нагружения ЭПШ отсутствует.

4.2. Необработанные сварные швы. Результаты исследования структуры и фазового состава сварных швов позволяют сделать следующие выводы [15–18].

В лазерных сварных швах в сплаве 1420 исчезает основная упрочняющая фаза сплава (наноразмерная фаза δ' (Al_3Li)), а дополнительная фаза S_1 (Al_2MgLi) представляет собой относительно равномерно распределенные дисперсные микровключения, частично собранные в линейные скопления, которые ориентированы произвольным образом.

Таблица 4

Параметры совокупностей точек, соответствующих значениям амплитуды $\Delta\sigma$, для единичных событий, происходящих при различных значениях общей деформации ε

Сплав	Закалка						Искусственное старение						
	$T_q, ^\circ\text{C}$	C	H	K	$\sigma_{\min}$	$\sigma_{\max}$	$T_a, ^\circ\text{C}$	t, ч	C	H	K	$\sigma_{\min}$	$\sigma_{\max}$
1420	Исходный сплав	1	–	292	6	21	120	16	1	+	164	6	10
	Сварное соединение без ТО	1	+	56	6	6		24	4	–	338	1	1
	400	1	+	203	6	15	150	16	1	–	63	6	9
	450	1	+	321	6	13		24	1	–	57	6	9
	490	1	+	473	6	13	175	8		0	23	6	8
	530	1	+	559	6	11		24		0	14	7	8
	560	4	–	236	1	1	200	8	–	–	0	–	–
								16	–	–	0	–	–
								24	–	–	0	–	–
1441	Исходный сплав	2	–	310	3	12	150	32	2	–	6	–	–
	Сварное соединение без ТО	4	–	20	1	1	175	32	2	0	33		
	450	2	+	579	3	9	200	32	–	–	0	–	–
	490	2	–	367	0	9							
	530	2	–	414	0	9							
	545	2	–	403	0	9							
В-1469	Исходный сплав	–	–	0	–	–	160	24	3	–	55	3	3
	Сварное соединение без ТО	4	–	13	1	1		32	3	–	66	1	1
	500	1	+	641	6	14		40	–	–	0	–	–
	530	3	–	115	4	4	180	24	–	–	0	–	–
	560	3	–	96	4	4							

Примечание. С — тип совокупности точек (см. рис. 4), Н — наличие точек в области IV (см. рис. 4), K — общее количество точек, $\sigma_{\max}$, $\sigma_{\min}$ — максимальное и минимальное средние значения $\Delta\sigma$ в области I (см. рис. 4).

Таблица 5

Доли φ трех основных групп единичных событий в общем количестве единичных событий ЭПШ для сплавов 1420, 1441 и 1469 в различных состояниях

Сплав	Группа единичных событий	φ , %								
		В сплаве	В шве	При закалке при T_q , °C						
				400	450	490	500	530	545	560
1420	1	41,2	41,1	46,7	49,7	46,7	—	40,4	—	29,0
1420	2	8,9	39,3	14,6	20,3	26,8	—	28,0	—	63,6
1420	3	0,3	0	11,1	2,9	1,7	—	1,1	—	1,3
1441	1	65,6	26,3	—	53,0	65,9	—	68,8	63,6	—
1441	2	12,5	15,8	—	27,2	8,6	—	10,2	9,5	—
1441	3	3,3	36,8	—	2,1	13,0	—	11,5	10,8	—
B-1469	1	—	—	—	—	—	47,81	—	—	—
B-1469	2	—	—	—	—	—	26,25	—	—	—
B-1469	3	—	—	—	—	—	1,41	—	—	—

В лазерных сварных швах в сплаве 1441 исчезают основные упрочняющие фазы S' (Al_2MgCu), δ' (Al_3Li), а вместо них появляется фаза T_2 (Al_6CuLi_3), образующая на границах зерен разрывные дендритные структуры. Практически вся медь переходит из твердого раствора в эти структуры, а магний, содержащийся в фазе S' (Al_2MgCu), наоборот, переходит в твердый раствор.

В лазерных сварных швах в сплаве B-1469 основной упрочняющей фазой является фаза T_1 (Al_2CuLi), сначала представляющая собой равномерно распределенные мелкодисперсные включения, а затем — расположенные на границах зерен сплошные дендритные структуры, в которых содержится практически вся медь, выделившаяся из твердого раствора.

Во всех трех сплавах предел текучести материала необработанных сварных швов меньше, чем в основном материале, и разрушение в шве происходит до того момента, когда основной материал достигает деформации, при которой происходит активация ЭПШ, тогда как активация прерывистой текучести в самих швах начинается практически одновременно с началом пластической деформации.

В швах в сплаве 1420 ЭПШ проявляется в виде разделенных участками устойчивого деформирования групп сбросов, имеющих признаки групповых событий, т. е. пространственной согласованности. Число сбросов в них увеличивается с ростом ε . При деформации, которая на 1 % меньше деформации разрушения, происходит слияние разрозненных групп в непрерывную последовательность сбросов, составляющую несколько групповых событий типа комбинированных зубцов. В работе [19] показано, что такое проявление ЭПШ, отличающееся от проявления ЭПШ в основном сплаве, обусловлено распределением выделений упрочняющей фазы. Холодное прессование шва, в результате которого хаотическая ориентация линейных скоплений агломератов упрочняющей фазы сменяется ориентацией вдоль оси образца, позволяет добиться того, что предел текучести материала шва, деформация активации ЭПШ и проявление ЭПШ становятся такими же, как в основном сплаве. На швы в сплавах систем Al–Mg–Cu–Li и Al–Cu–Li прессование не оказывает существенного влияния.

В швах в сплаве 1441 ЭПШ проявляется в виде разделенных участками устойчивого деформирования единичных низкоскоростных сбросов, которые к моменту разрушения становятся сдвоенными и строеными, но признаков пространственной согласованности не имеют. Деформация при разрыве составляет $0,8\varepsilon_{lim}$ для сварного шва в сплаве 1420.

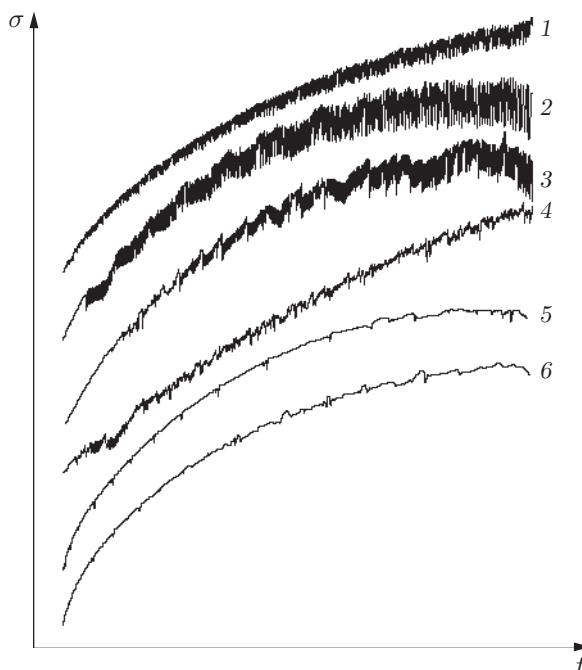


Рис. 5. Основные типы прерывистой текучести рассматриваемых сплавов:

1 — последовательность единичных сбросов, чередующихся с малоразмерными комбинированными зубцами, 2 — последовательность ступенек, переходящая в последовательность сбросов, 3 — последовательность крупноразмерных комбинированных зубцов, 4 — последовательность малоразмерных комбинированных зубцов, 5, 6 — последовательность одиночных и парных сбросов с растущим периодом, переходящая в последовательность зубцов

В швах в сплаве В-1469 ЭПШ проявляется в виде нескольких сбросов с увеличивающейся амплитудой без признаков пространственной согласованности. Деформация при разрыве составляет $0,4\epsilon_{\text{lim}}$ для сварного шва в сплаве В-1420.

4.3. *Влияние закалки.* При закалке сплавов в общем случае происходит растворение образовавшихся упрочняющих фаз и насыщение твердого раствора легирующими элементами. В работах [16–18] установлено, что в алюминий-литиевых сплавах, содержащих медь, при низких температурах закалки ($320 \div 400$ °С) на границах зерен может происходить образование дисперсных включений фаз, содержащих легирующие элементы. При увеличении температуры закалки количество и размер включений уменьшаются и происходит гомогенизация структуры.

Для сварных образцов сплава В-1420 после закалки в диапазоне $T_q = 400 \div 530$ °С при значениях ϵ , меньших значения ϵ_a для исходного сплава, ЭПШ проявляется аналогично ЭПШ для необработанного сварного шва, но с меньшей амплитудой единичных сбросов и большим их количеством. При увеличении T_q амплитуда сбросов уменьшается, а их количество увеличивается. При значениях ϵ , больших значения ϵ_a для исходного сплава, ЭПШ проявляется в виде последовательности единичных сбросов (неустойчивость типа С), чередующихся с малоразмерными комбинированными зубцами (кривая 1 на рис. 5). При увеличении температуры T_q пропорционально уменьшается скорость роста амплитуды сбросов при увеличении общей деформации и увеличивается количество событий, а также деформация при разрыве. При этом уменьшается отношение числа среднеамплитудных сбросов (среди которых неустойчивости типа С, а также сбросы, объединенные в пространственно согласованные группы) к числу низкоскоростных сбросов, которые входят в групповые

события и соответствуют хаотически образующимся полосам сдвига, заполняющим узкие области.

С увеличением температуры закалки до значения $T_q = 490^\circ\text{C}$ увеличивается величина $\Delta\varepsilon$, т. е. количество элементов в группах пространственно согласованных сбросов. В совокупности с уменьшением количества среднеамплитудных сбросов это означает, что увеличивается количество пространственно согласованных сбросов по сравнению с количеством хаотических среднеамплитудных сбросов (неустойчивости типа С). При $T_q = 530^\circ\text{C}$ количество элементов в группах пространственно согласованных сбросов резко уменьшается. При $T_q = 560^\circ\text{C}$ в несколько раз уменьшается деформация при разрыве, а также количество единичных событий при возникновении ЭПШ, существенно меняется характер прерывистой текучести. ЭПШ проявляется в виде последовательности комбинированных зубцов малой амплитуды, состоящих из низкоскоростных сбросов (кривая 4 на рис. 5), среди которых хаотически локализованных сбросов в два раза меньше, чем пространственно согласованных. Такие изменения, по-видимому, являются результатом пережога сплава.

Для сварных образцов сплава 1441 после закалки при $T_q = 450^\circ\text{C}$ имеются те же признаки прерывистой текучести в шве, что и для сплава 1420. При увеличении температуры закалки они исчезают (ЭПШ в шве либо исчезает, либо проявляется так же, как в основном материале), а деформация активации становится больше, чем в основном сплаве, и растет с увеличением температуры T_q . При значениях ε , больших значения ε_a для исходного сплава, ЭПШ во всем диапазоне значений T_q проявляется так же, как в исходном сплаве (кривая 3 на рис. 5). В сплаве 1441 увеличение T_q оказывает значительно меньшее влияние на скорость роста амплитуд сбросов и деформацию при разрыве, чем в сплаве 1420. При изменении T_q количество единичных событий, происходящих при значениях ε , больших значения ε_a в исходном сплаве, практически не меняется. При этом увеличиваются число элементов в групповых событиях и доля событий, объединенных в пространственно согласованные группы.

Для сварных образцов сплава В-1469 после закалки при $T_q = 500^\circ\text{C}$ ЭПШ проявляется практически так же, как в сварных образцах сплава 1420, закаленного при температуре $T_q = 490^\circ\text{C}$, но деформация при разрыве составляет $1,4\varepsilon_{\text{lim}}$ для сварного образца сплава 1420. Аналогично увеличивается количество единичных событий для сплава В-1469 по сравнению со сплавом 1420. При более высокой температуре закалки характер проявления ЭПШ в сварных образцах сплава В-1469 существенно меняется (кривые 5, 6 на рис. 5). При $T_q = 530, 560^\circ\text{C}$ ЭПШ проявляется в виде пар сброс — низкоскоростной сброс, разделенных участками устойчивого деформирования. По мере роста общей деформации протяженность этих участков на диаграмме $\sigma-\varepsilon$ увеличивается с 0,4 до 1,0 %, после чего пары сбросов сменяются зубцами (неустойчивость типа А), т. е. происходит образование и непрерывное распространение волн пластической деформации. На диаграмме деформирования $\varepsilon(t)$ им соответствуют гладкие ступеньки, подобные составным ступенькам групповых событий (см. рис. 2, б). Их размер увеличивается при увеличении общей деформации. При увеличении температуры увеличивается деформация, при которой возникает неустойчивость типа А.

4.4. Влияние искусственного старения. В сварных образцах сплава 1420 после закалки при $T_q = 490^\circ\text{C}$ и искусственного старения при $T_a = 120^\circ\text{C}$ в течение 16 ч в два раза уменьшается деформация при разрыве и в 2,3 раза увеличивается деформация активации ЭПШ по сравнению с закаленными образцами, а также увеличивается скорость роста амплитуды сбросов при увеличении общей деформации. При этом ЭПШ проявляется так же, как для закаленных образцов, но количество пространственно согласованных сбросов уменьшается по сравнению с количеством хаотически расположенных низкоскоростных сбросов. При увеличении времени искусственного старения до 24 ч в два раза увеличива-

ется количество низкоамплитудных сбросов, а ЭПШ проявляется в виде последовательности комбинированных зубцов, размеры которых не зависят от общей деформации. При увеличении температуры искусственного старения увеличивается деформация активации ЭПШ, уменьшается деформация при разрыве, ЭПШ при $T_a = 150^\circ\text{C}$ проявляется в виде последовательности ступенек, при $T_a = 175^\circ\text{C}$ — в виде комбинированных зубцов, а при $T_a = 200^\circ\text{C}$ исчезает.

В сварных образцах сплава 1441 после закалки при $T_q = 530^\circ\text{C}$ и искусственного старения при $T_a = 150, 175^\circ\text{C}$ в течение 32 ч ЭПШ проявляется только непосредственно перед разрушением в виде нескольких пространственно согласованных сбросов или неустойчивости типа А, а при $T_a = 200^\circ\text{C}$ исчезает.

В сварных образцах сплава В-1469 после закалки при $T_q = 530^\circ\text{C}$ и искусственного старения при $T_a = 160^\circ\text{C}$ в течение 24 ч ЭПШ проявляется так же, как в закаленных образцах, но амплитуда парных сбросов и количество зубцов уменьшаются с увеличением времени старения. ЭПШ исчезает при времени старения 40 ч, а также при увеличении температуры искусственного старения.

Заключение. Исследованы проявления ЭПШ для сплавов систем Al–6Mg–2Li, Al–1,6Cu–1,1Mg–1,8Li, Al–3,4Cu–0,66Mg–1,5Li и их сварных соединений при различных режимах обработки после сварки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Трусов П. В., Чечулина Е. А. Прерывистая текучесть: физические механизмы, экспериментальные данные, макрофеноменологические модели // Вестн. Перм. нац. исслед. политехн. ун-та. Механика. 2014. № 3. С. 186–232.
2. Трусов П. В., Чечулина Е. А. Прерывистая текучесть: модели, основанные на физических теориях пластичности // Вестн. Перм. нац. исслед. политехн. ун-та. Механика. 2017. № 1. С. 134–163.
3. Ait-Amokhtar H., Boudrahem S., Fressengeas C. Spatiotemporal aspects of jerky flow in Al–Mg alloys, in relation with the Mg content // Scripta Materialia. 2006. V. 54. P. 2113–2118.
4. Ait-Amokhtar H., Fressengeas C., Boudrahem S. On the effects of the Mg content on the critical strain for the jerky flow of Al–Mg alloys // Materials Sci. Engng: A. 2015. V. 631. P. 209–213.
5. Ziani L., Boudrahem S., Ait-Amokhtar H., et al. Unstable plastic flow in the Al — 2 % Mg alloy, effect of annealing process // Materials Sci. Engng: A. 2012. V. 631. P. 239–243.
6. Ma P. S., Zhang D., Zhuang L.-Z., Zhang J.-S. Effect of alloying elements and processing parameters on the Portevin — Le Chatelier effect of Al–Mg alloys // Intern. J. Minerals Metall. Materials. 2015. V. 22, N 2. P. 175–183.
7. Horvath G., Chinh N. Q., Gubicza J., Lendvai J. Plastic instabilities and dislocation densities during plastic deformation in Al–Mg alloys // Materials Sci. Engng: A. 2007. V. 445/446. P. 186–192.
8. Shashkov I. V., Lebyodkin M. A., Lebedkina T. A. Multiscale study of acoustic emission during smooth and jerky flow in an AlMg alloy // Acta Materialia. 2012. V. 60. P. 6842–6850.
9. Mogucheva A., Yuzbekova D., Kaibyshev R., et al. Effect of grain refinement on jerky flow in an Al–Mg–Sc alloy // Metall. Materials Trans.: A. 2016. V. 47. P. 2093–2106.
10. Tretyakova T. V., Wildemann V. E. Study of spatial-time inhomogeneity of serrated plastic flow Al–Mg alloy: using DIC-technique // Frattura Integrita Strutturale. 2014. V. 27. P. 83–97.
11. Третьякова Т. В., Вильдеман В. Э. Закономерности и схематизация процессов локализации пластического течения при испытании плоских образцов алюминиево-магниевого сплава // Физ. мезомеханика. 2017. Т. 20, № 2. С. 71–78.

12. **Benallal A., Berstad T., Borvik T., et al.** An experimental and numerical investigation of the behaviour of AA5083 aluminium alloy in presence of the Portevin — Le Chatelier effect // Intern. J. Plasticity. 2008. V. 24. P. 1916–1945.
13. **Tretyakova T. V., Wildemann V. E.** Influence the loading conditions and the stress concentrators on the spatial-time inhomogeneity due to the yield delay and the jerky flow: study by using the digital image correlation and the infrared analysis // Frattura Integrita Strutturale. 2017. V. 42. P. 303–314.
14. **Sun L., Zhang Q., Jiang H.** Effect of solute concentration on Portevin — Le Chateliere effect in Al–Cu alloys // Front. Materials Sci. China. 2007. V. 1, N 2. P. 173–176.
15. **Malikov A., Orishich A., Bulina N., et al.** Effect of post heat treatment on the phase composition and strength of laser welded joints of an Al–Mg–Li alloy // Materials Sci. Engng: A. 2019. V. 765. 138302.
16. **Malikov A., Orishich A., Golyshev A., Karpov E.** Manufacturing of high-strength laser welded joints of an industrial aluminum alloy of system Al–Cu–Li by means of post heat treatment // J. Manufactur. Process. 2019. V. 41. P. 101–110.
17. **Malikov A., Bulina N., Sharafutdinov M., Orishich A.** Study of the structure and phase composition of laser welded joints of Al–Cu–Li alloy under different heat treatment conditions // Intern. J. Adv. Manufactur. Technol. 2019. V. 104, N 9–12. P. 4313–4324.
18. **Malikov A. G., Orishich A. M., Karpov E. V., Vitoshkin I. E.** Control of the mechanical properties and microstructure of laser welded joints of the aluminum alloy V-1461 after heat treatment // Materials Phys. Mech. 2020. V. 43, N 1. P. 1–10.
19. **Карпов Е. В., Маликов А. Г., Оришич А. М.** Влияние предварительной пластической деформации на прочность лазерного сварного соединения алюминиево-литиевого сплава 1420 // Деформация и разрушение материалов. 2018. № 5. С. 19–24.

*Поступила в редакцию 28/VI 2021 г.,
после доработки — 28/VI 2021 г.
Принята к публикации 28/VI 2021 г.*
