

УДК 621.791.725

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И МИКРОСТРУКТУРНЫЕ СВОЙСТВА ЛАЗЕРНОГО СВАРНОГО ШВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al–Mg–Li

А. М. Оришич*, А. Г. Маликов*, Е. В. Карпов^{*,**},
Н. А. Павлов*, И. С. Месенцова*

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

** Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, 630090 Новосибирск, Россия
E-mails: laser@itam.nsc.ru, smalik@ngs.ru, evkarpov@mail.ru,
pna1994@mail.ru, mesenzova.i@yandex.ru

Проведены экспериментальные исследования процесса лазерной сварки алюминиевого сплава 1420 системы Al–Mg–Li с целью его оптимизации. Исследованы различные режимы термообработки полученных лазерной сваркой неразъемных соединений. Выбраны режимы термообработки, позволяющие существенно увеличить прочность сварного шва по сравнению с прочностью сплава в состоянии поставки. При этом предельное относительное удлинение образцов уменьшилось при старении в три раза.

Ключевые слова: лазерная сварка, алюминий-литиевый сплав, закалка, искусственное старение, прочность, пластичность, микроструктура, фазовый состав.

DOI: 10.15372/PMTF20180321

Введение. Сплавы системы Al–Mg–Li широко применяются в авиационной и космической промышленности [1]. Это обусловлено тем, что они имеют более высокие прочностные и усталостные характеристики по сравнению с обычными алюминиевыми сплавами [2]. Тем не менее существует проблема избыточной массы, высокой стоимости и трудоемкости процесса изготовления конструкций, в которых в качестве соединительных элементов используются заклепки [3]. В данном случае одним из решений проблемы уменьшения массы деталей является отказ от использования клепаных соединений и замена их на сварные швы, что позволит уменьшить общую массу конструкции на 20 % [4]. Перспективным способом сварки является лазерная сварка, которая имеет ряд преимуществ (малая ширина сварного шва, большая глубина проникновения луча в материал за счет большой плотности энергии в режиме кинжального проплавления, высокая скорость сварки, низкая теплоотдача, возможность автоматизации процесса).

Однако сварные соединения современных высокопрочных сплавов систем Al–Li, полученные сваркой плавлением, имеют прочность на разрыв, составляющую 0,60 ÷ 0,85 прочности основного материала. Основными причинами уменьшения прочности сварного

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (код проекта 17-79-20139).

© Оришич А. М., Маликов А. Г., Карпов Е. В., Павлов Н. А., Месенцова И. С., 2018

соединения являются выгорание легкоиспаряющихся легирующих элементов, таких как магний, литий, цинк, марганец, образование пористости и горячих трещин в сварном шве. Для уменьшения влияния этих процессов проводится оптимизация режимов сварки либо применяется присадка [5, 6]. Однако при этом не учитывается, что данные сплавы являются термически и механически упрочняемыми. В частности, алюминиевые сплавы системы Al–Mg–Li характеризуются сложным фазовым составом, который в процессе термической обработки изменяется. Это обусловлено применением большего числа легирующих элементов по сравнению с традиционными сплавами. Например, в сплаве 1424 присутствуют Mg, Li, Zr, Sc, Zn. Легирующие элементы могут вступать в химическую реакцию с алюминием, вследствие чего помимо основной упрочняющей фазы δ -Al₃Li в сплавах образуются тройные и двойные интерметаллические фазы (например, S₁-Al₂MgLi) [7], которые оказывают существенное влияние на прочность и пластичность материала.

В результате исследований найдены оптимальные режимы термической обработки (закалка и искусственное старение), которые используются в промышленности [8–13]. В процессе сварки плавлением фазовый состав существенно изменяется, что обуславливает значительное ухудшение механических свойств. Перспективность термической обработки сварного шва отмечалась в работах [14–16]. Насколько известно авторам данной работы, оптимизация процесса термической обработки сварного шва сплава системы Al–Mg–Li (сплав 1420) ранее не проводилась. Следует отметить, что в процессе термической обработки воздействию температуры подвергается не только шов, но и весь образец, т. е. и основной сплав. В этом случае при отжиге основной сплав разупрочняется и его механические характеристики должны быть восстановлены в процессе дальнейшей термической обработки.

В данной работе впервые проводятся комплексное исследование и оптимизация режимов термической обработки неразъемных соединений алюминиевого сплава 1420 системы Al–Mg–Li, полученных лазерной сваркой CO₂-лазером. Это позволяет получить такие же механические свойства, как и у основного сплава. Детально изучается влияние термической обработки на микроструктуру, фазовые состояния и распределение химических элементов в сплаве и сварном шве.

1. Методика экспериментов. Сплав 1420 системы Al–Mg–Li имеет следующий химический состав: массовая доля Al — 92,19 ÷ 91,25 %, Mg — 5,8 ÷ 6,2 %, Li — 1,8 ÷ 2,2 %, Zn — 0,05 ÷ 0,01 %, Zr — 0,01 %, Mn — 0,10 ÷ 0,25 %, Ti — 0,05 ÷ 0,08 % [17, 18].

Лазерная сварка пластины из алюминиевого сплава 1420 толщиной 1,6 мм осуществлялась на разработанном в Институте теоретической и прикладной механики СО РАН автоматизированном лазерном технологическом комплексе “Сибирь-1”, включающем непрерывный CO₂-лазер с мощностью до 8 кВт. Лазерное излучение фокусировалось на поверхности сплава с помощью ZnSe-линзы с фокусным расстоянием, равным 254 мм. Для защиты сварного шва использовался инертный газ гелий. Газ подавался через сопло, которое было наклонено под углом 45° к свариваемой пластине. Оксидная пленка, образующаяся на поверхности сплава, устранялась путем химического фрезерования на глубину 0,15 ÷ 0,20 мм. Непосредственно перед сваркой кромки образцов зачищались до блеска с помощью металлического шабера.

Прочность сварных соединений измерялась при статическом растяжении образцов на электромеханической испытательной машине Zwick/Roell Z100. В качестве деформации образцов использовалось относительное удлинение их рабочей части δ , определявшееся внешним экстензометром с измерительной базой длиной 30 мм. Макро- и микроструктура сварных швов исследовались на оптическом микроскопе Olympus LEXT OLS3000. Для определения химического и фазового состава сварного шва и основного сплава с помощью сканирующего электронного микроскопа EVO MA 15 (Carl Zeiss, Германия) и энер-

годисперсионного рентгеновского спектрометра Oxford Instruments X-Max 80 mm² (Великобритания) проводился их спектральный анализ. Термообработка образцов проводилась в камерной печи Carbolite, оснащенной контроллером температуры. Подготовка шлифов образцов осуществлялась на автоматических отрезных и полировальных машинах пробоподготовки.

Был выбран оптимальный режим сварки, при котором не наблюдалось внешних дефектов швов: мощность непрерывного излучения CO₂-лазера 2,7 кВт, скорость перемещения излучения 4 м/мин, фокус располагался под верхней поверхностью образца на глубине $\Delta f = 3$ мм.

После завершения процесса сварки все образцы подвергались нарезке. Образцы для испытаний на прочность изготавливались согласно ГОСТ 1497-84.

Часть образцов подвергались термообработке (закалка в воде или закалка в воде и искусственное старение) при различных режимах. Температура нагрева образцов перед закалкой составляла 320, 400, 450, 490, 530 °С, скорость нагрева — 5 °С/мин, время выдержки образцов при постоянной температуре — 30 мин.

Исследовалось влияние термической обработки на изменение микроструктуры, прочности и распределение элементов. Для проведения сравнения влияния процесса термообработки на прочностные свойства сплава и шва образцы основного сплава без сварного шва также подвергались термообработке. Следует отметить, что как при наличии шва, так и при его отсутствии термической обработке подвергался весь образец.

2. Результаты исследования и их обсуждение. На рис. 1 показаны формы разрыва образца, микроструктура сварного шва, материала в зоне термического влияния и основного сплава как в отсутствие термообработки, так и после проведения закалки при начальном нагреве до температуры $T = 320, 400, 450, 490, 530$ °С и выдержке в течение 30 мин. Следует отметить, что основу сплава 1420 составляет твердый α -раствор легирующих элементов в алюминии. Основной упрочняющей фазой является фаза δ' -Al₃Li, частицы которой имеют размер порядка 30 нм и равномерно распределены по объему сплава. Кроме того, в расплаве формируется тройная фаза S₁-Al₂MgLi, которая в основном сплаве имеет вид редко расположенных темных частиц размером несколько микрометров (см. рис. 1,з).

Микроструктура сварного шва принципиально отличается от микроструктуры основного сплава. Твердый раствор после переплавления находится в двухфазной области $\alpha + S_1$. В центре сварного шва наблюдается разориентированная дендритная структура, которая в зоне термического влияния становится более упорядоченной. В области шва на границах и в объеме дендритных зерен формируется множество темных включений S₁-фазы с характерным размером 1 ÷ 2 мкм. В зоне термического влияния по мере приближения к области нерасплавленного металла количество и размер этих включений уменьшаются.

Закалка при температуре $T = 320$ °С приводит к существенному изменению микроструктуры основного сплава. Твердый раствор переходит в двухфазное состояние $\alpha + S_1$. Наблюдается формирование многочисленных хаотически расположенных частиц темного цвета размером несколько микрометров. С увеличением температуры закалки количество этих частиц как в сплаве, так и в шве уменьшается, и при температуре закалки $T = 490, 530$ °С микроструктура всего образца становится близка к микроструктуре исходного сплава с редкими включениями частиц S₁-фазы.

2.1. Результаты исследований с помощью электронной микроскопии. На рис. 2 представлены фотографии шлифов поперечного сечения сварного шва образцов из сплава системы Al-Mg-Li, полученные с помощью растрового электронного микроскопа в режиме обратнорассеянных электронов, также присутствуют области, в которых проводился EDS-анализ химического состава в различных включениях для системы Al-Mg-Li.

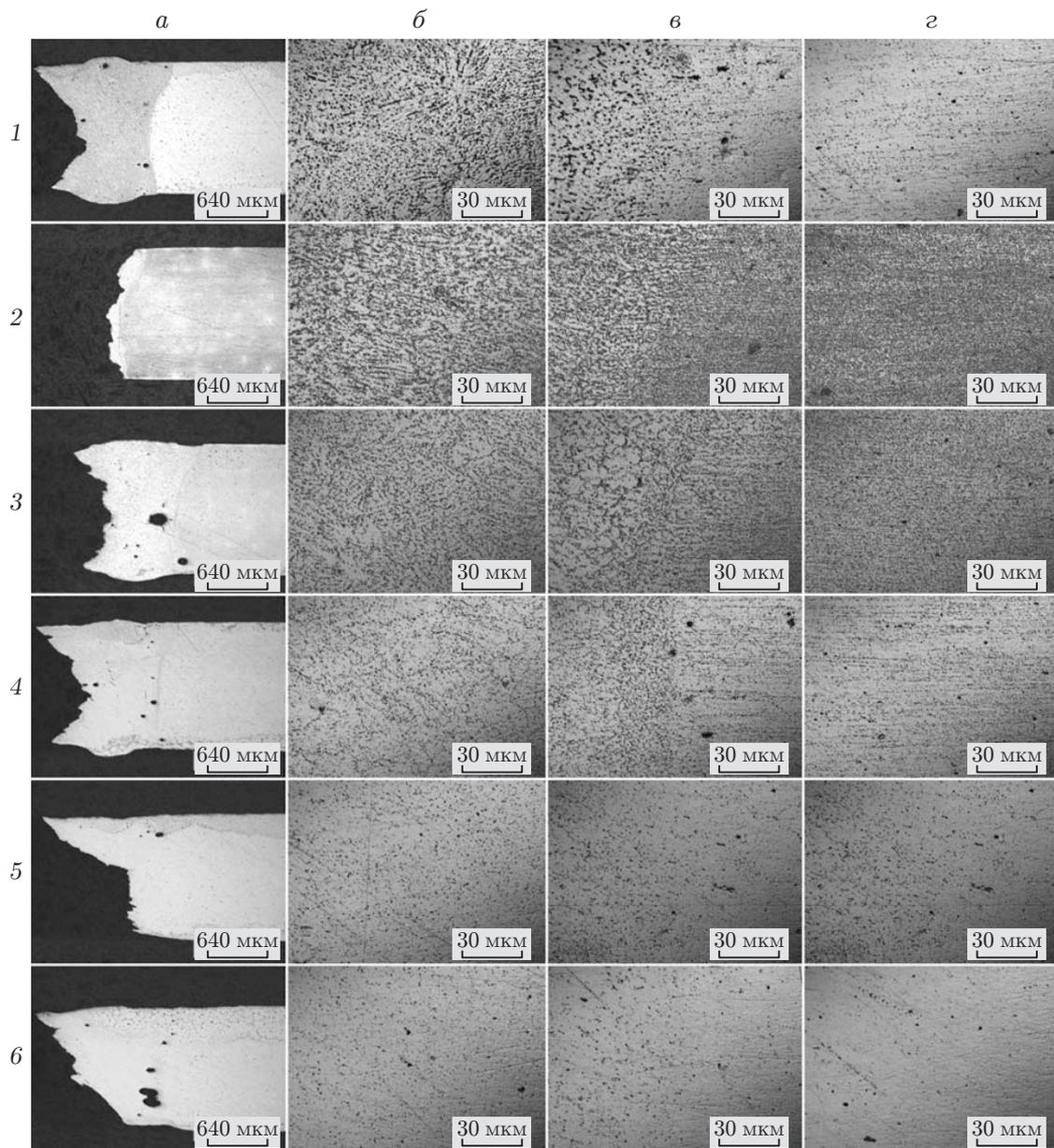


Рис. 1. Морфология разрушенных образцов и микроструктура шлифов, полученные с помощью конфокального лазерного микроскопа при различных значениях температуры закалки:

a — общий вид образца, *б* — сварной шов, *в* — зона термического влияния, *г* — основной сплав; 1 — без термообработки, 2 — $T = 320\text{ }^{\circ}\text{C}$, 3 — $T = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 — $T = 450\text{ }^{\circ}\text{C}$, 5 — $T = 490\text{ }^{\circ}\text{C}$, 6 — $T = 530\text{ }^{\circ}\text{C}$

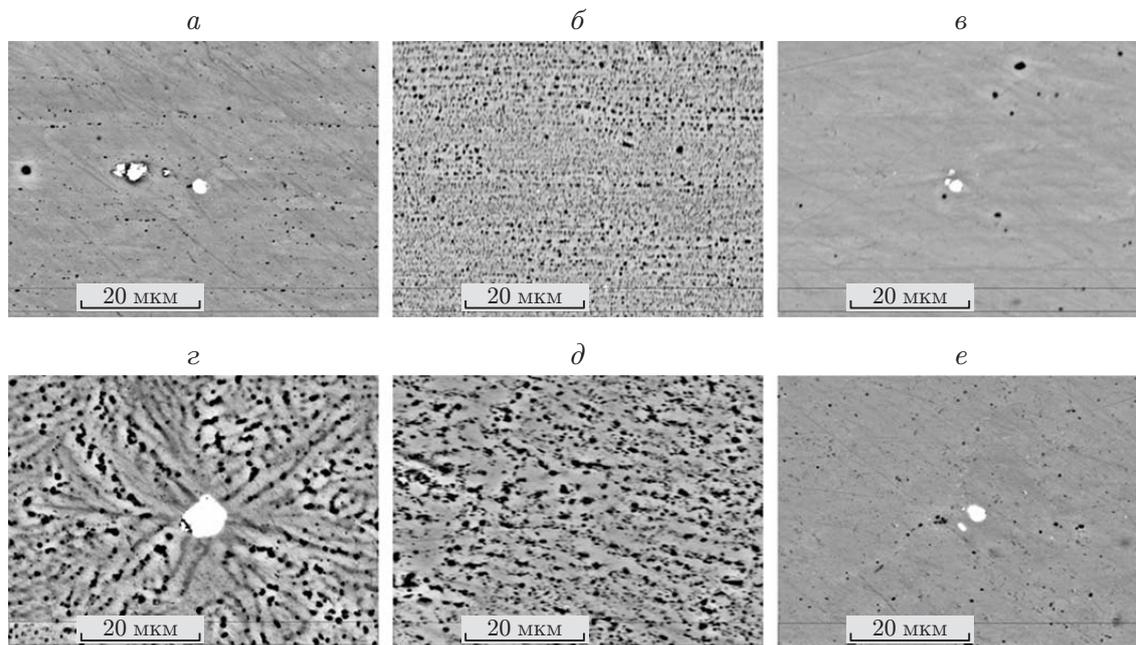


Рис. 2. Фотографии микроструктуры основного сплава (*a–в*) и сварного шва (*z–e*) системы Al–Mg–Li, полученные с помощью электронного микроскопа: *a, z* — без термообработки, *б, д* — закалка при $T = 320\text{ }^{\circ}\text{C}$, *в, е* — закалка при $T = 490\text{ }^{\circ}\text{C}$

Следует отметить, что изменения микроструктуры, зафиксированные с помощью электронного и оптического микроскопов, совпадают. Состояние твердого раствора в шве после переплавления является двухфазным ($\alpha + S_1$) (см. рис. 2, *z*). После закалки при низкой температуре $T = 320\text{ }^{\circ}\text{C}$ в сплаве также появляется значительное количество частиц S_1 -фазы (см. рис. 2, *б*). Закалка при высокой температуре $T = 490\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к существенному уменьшению массовой доли тройной фазы в шве и отсутствию ее в твердом растворе (см. рис. 2, *в, е*). Результаты определения химического состава показывают, что независимо от температуры закалки значения массовой доли Mg в твердом растворе ($5,38 \pm 0,04\%$) и частицах S_1 -фазы ($5,1 \pm 0,8\%$) в пределах экспериментального разброса совпадают как в твердом растворе, так и в шве. Таким образом, в сплаве системы Al–Mg–Li отсутствует диффузия магния как в расплаве сварного шва, так и в твердом растворе при закалке с различной температурой. При термическом воздействии происходит изменение только фазового состояния.

С помощью электронного микроскопа, в отличие от оптического, помимо совокупностей темных частиц обнаружены редко расположенные светлые частицы существенно большего размера ($3 \div 10\text{ }\mu\text{m}$), которые присутствовали как в исходном сплаве (см. рис. 2, *a, в*), так и в шве (см. рис. 2, *z, е*). Результаты определения химического состава этих частиц показывают, что они содержат большое количество Zr, массовая доля которого составляет $7 \div 37\%$, и малое количество Mg ($0,7 \div 3,8\%$). Можно предположить, что в этих частицах формируется фаза β' -Al₃Zr. Таким образом, уже в состоянии поставки сплава 1420 наблюдается объединение частиц Zr в достаточно крупные включения, которые не растворяются при плавлении в шве и последующей термической обработке.

2.2. Измерения механических характеристик. На рис. 3 представлена зависимость напряжения от деформации для системы Al–Mg–Li при различных значениях температуры закалки. Для сравнения приведена соответствующая зависимость для основного сплава.

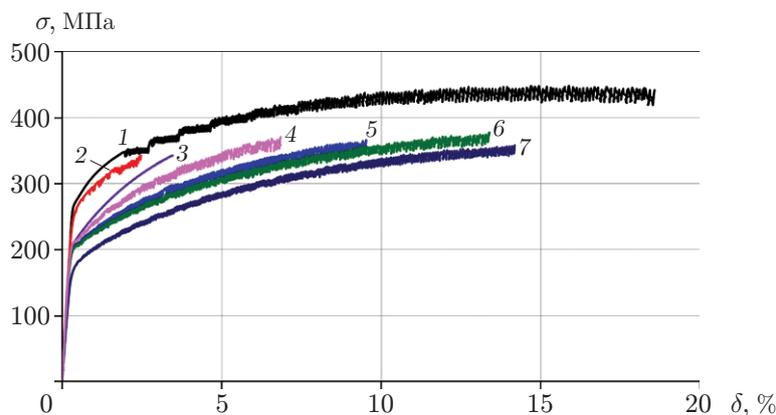


Рис. 3. Зависимость напряжения σ от деформации δ при растяжении образцов без сварного шва (1), а также образцов со сварным швом без термообработки (2) и при различных режимах термообработки (3–7):

3 — закалка при $T = 320$ °С, 4 — закалка при $T = 400$ °С, 5 — закалка при $T = 450$ °С, 6 — закалка при $T = 490$ °С, 7 — закалка при $T = 530$ °С

Значения относительного удлинения и предела прочности на разрыв образцов в зависимости от температуры закалки

Область в образце	T , °С	σ_B , МПа	δ , %
Сварной шов	Без термообработки	337	2,40
	320	338	2,80
	400	358	5,50
	450	361	8,10
	490	369	10,80
	530	355	12,06
Основной сплав	Без термообработки	449	15,40
	450	402	18,80

На рис. 3 видно, что прочность сплава в состоянии поставки составляет 430 МПа. При испытаниях на прочность образцов со сварным швом разрушение происходило по шву. Прочность образцов уменьшилась, причем процедура закалки оказала незначительное влияние на абсолютную прочность σ_B , которая изменялась в диапазоне $340 \div 360$ МПа, достигая максимального значения при температуре закалки $T = 490$ °С. При этом закалка существенно влияла на пластичность образцов.

Значения предела прочности и относительного удлинения образцов приведены в таблице.

Из рис. 3 (кривая 1) следует, что для сплава 1420 характерны стадия деформационного упрочнения параболического типа и наличие четко выраженного эффекта Портевена — Ле Шателье (прерывистой текучести). На кривой зависимости $\sigma(\delta)$ после достижения некоторой пороговой пластической деформации наблюдается непрерывное чередование сбросов напряжения с последующим его восстановлением. Скорость восстановления напряжения между сбросами в течение всего процесса деформирования остается постоянной. Помимо сбросов напряжения при пластическом деформировании наблюдается макронеоднородность пластической деформации: увеличение деформации рабочей области образца имеет ступенчатый характер при постоянной скорости перемещения подвижного захвата. Неоднородности деформации соответствует ступенчатый рост напряжения (участкам замед-

ленного деформирования соответствуют участки ускоренного роста напряжения). По мере увеличения неупругой деформации материала амплитуда сбросов напряжения увеличивается в среднем со скоростью 1 МПа/%. С момента появления прерывистой текучести до момента разрушения средняя амплитуда увеличивается с 5 до 20 МПа.

При увеличении температуры относительное удлинение линейно увеличивается с 3 % при закалке при $T = 320$ °С до 12 % при закалке при $T = 490 \div 530$ °С.

При наличии в образце сварного шва процесс деформации существенно меняется. Макронеоднородность пластической деформации выражена слабо (кривая 2 на рис. 3). Прерывистая текучесть появляется при очень малых значениях относительного растяжения. В однородном материале первый сброс напряжения происходил при $\varepsilon \approx 1,6$ % (при этом пластическая деформация с монотонным упрочнением составляет 1,2 %), в то время как при наличии необработанного шва — при $\varepsilon \approx 0,4$ %, что соответствует пределу пропорциональности. Прерывистая текучесть появляется при некотором значении пластической деформации (кривая 1 на рис. 3), что свидетельствует о локализации деформаций в некоторой области малой протяженности, в которой происходит существенное растяжение при незначительном среднем растяжении образца.

Анализ распределения сбросов напряжения в образце с необработанным швом показал, что сбросы напряжения можно разделить на две группы с различными характеристиками. Первой группе соответствует начальное значение деформации $\varepsilon \approx 1,6$ %. Амплитуда и частота сбросов в этой группе близки к амплитуде и частоте сбросов при нагружении исходного материала. Второй группе соответствует начальное значение $\varepsilon \approx 0,4$ %. В этой группе амплитуда сбросов напряжения в среднем в два раза больше амплитуды сбросов в первой группе, а частота на порядок меньше. Наличие второй группы свидетельствует о присутствии второго источника автоволн локализованной пластической деформации, при прохождении которых по образцу появляется прерывистая текучесть наблюдаемого типа. Второй источник, очевидно, находится в сварном шве или в окрестности границы шва и зоны термического влияния, где происходит разрушение (см. рис. 1). Различие процессов прерывистой текучести в основном материале и шве может быть обусловлено различием структуры материала: основной материал образца представляет собой прокат, а шов — кристаллизованный расплав.

При растяжении образцов со сварным швом, подвергнутым закалке, также наблюдается эффект Портевена — Ле Шателье при всех рассмотренных значениях температуры закалки, кроме $T = 320$ °С (кривая 3 на рис. 3). Однако в данном случае отсутствуют как макронеоднородность деформации, наблюдаемая у исходного сплава, так и группа низкочастотных сбросов напряжения, характерная для шва, не подвергнувшегося термической обработке.

Полученные результаты показали, что появление S_1 -фазы (см. рис. 1) при закалке при $T = 320$ °С приводит к существенному (в четыре раза) уменьшению относительного удлинения (пластичности) образцов по сравнению со случаем закалки при $T = 490$ °С. Однако незначительное изменение прочности σ_B при варьировании температуры закалки в интервале $T = 320 \div 530$ °С позволяет предположить, что прочность σ_B слабо зависит от концентрации тройной фазы S_1 - Al_2MgLi .

Таким образом, при температуре закалки $T \geq 490$ °С растворение S_1 -фазы в сплаве 1420 происходит как в основном сплаве, так и в сварном шве. Именно этот режим был выбран для исследования эффективности последующей термической обработки — искусственного старения. После закалки при температуре $T = 490$ °С образцы подвергались искусственному старению в пяти режимах: 1) выдержка в течение 8 ч при температуре $T = 150$ °С; 2) выдержка в течение 24 ч при $T = 120$ °С; 3) выдержка в течение 10 ч при $T = 120$ °С; 4) выдержка в течение 16 ч при $T = 170$ °С; 5) трехступенчатое искусственное

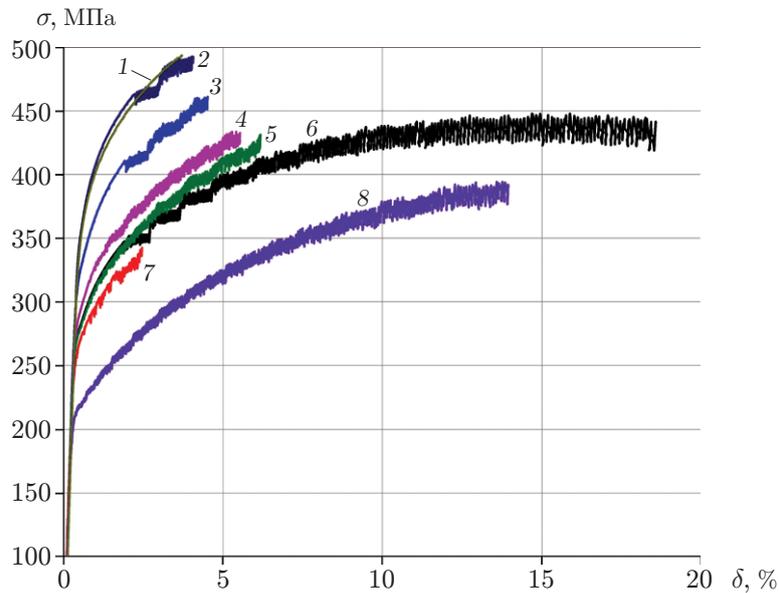


Рис. 4. Зависимость напряжения σ от деформации δ в случае закалки при $T = 490^\circ\text{C}$ в воде:

1 — сварка, закалка и трехступенчатое старение, 2 — сварка, закалка и старение при $T = 170^\circ\text{C}$ в течение 16 ч, 3 — сварка, закалка и старение при $T = 150^\circ\text{C}$ в течение 8 ч, 4 — сварка, закалка и старение при $T = 120^\circ\text{C}$ в течение 24 ч, 5 — сварка, закалка и старение при $T = 120^\circ\text{C}$ в течение 10 ч, 6 — основной сплав, 7 — сварной шов, не подвергавшийся термической обработке, 8 — сварка, закалка при $T = 490^\circ\text{C}$

старение при $T = 80 \div 90^\circ\text{C}$ в течение 3–12 ч, при $T = 110 \div 185^\circ\text{C}$ в течение 10–48 ч, при $T = 90 \div 110^\circ\text{C}$ в течение 8–14 ч [19]. Результаты экспериментов представлены на рис. 4.

Из приведенных данных следует, что искусственное старение оказывает существенное влияние как на прочность, так и на пластичность образцов. Длительность режима старения (режимы 2, 3) слабо влияет на величину $\sigma_{\text{в}}$. При увеличении температуры старения со 120 до 170°C значения предела прочности $\sigma_{\text{в}}$ увеличиваются с 420 до 495 МПа. Заметим, что прочность сварного шва была существенно меньше (330 МПа). При этом материал стал менее пластичным. В состоянии поставки относительное удлинение составляло $\delta = 18\%$, после закалки при $T = 490^\circ\text{C}$ — $\delta = 14\%$, после старения с увеличением температуры оно уменьшилось до значения $\delta = 4\%$. Таким образом, выбирая режим термообработки, можно получать образцы как с высокой пластичностью, так и с большой прочностью.

Старение влияет на характер кривой нагружения, которая становится качественно подобной кривой нагружения для исходного сплава. После достижения пластической деформации $\delta = 2,0 \div 2,2\%$ при монотонном упрочнении появляется прерывистая текучесть, а также характерная для исходного сплава макронеоднородность пластической деформации, которая отсутствовала после закалки. В работе [20] показано, что эффект Портевена — Ле Шателье обусловлен образованием на боковой поверхности образца зародыша, от которого затем в направлении захватов распространяются автоволны локализованной пластической деформации в виде полос, расположенных под углом к оси образца. После каждого прохождения волны между захватами происходит один сброс напряжения. Разрушение как образца основного сплава 1420, так и закаленного (при $T = 490, 530^\circ\text{C}$) и состаренного образца представляет собой сдвиг вдоль такой полосы (см. рис. 1).

Следует отметить, что при использовании режима трехступенчатого искусственного старения характер кривой нагружения существенно изменяется. При незначительном изменении абсолютных значений предела текучести и деформации (см. рис. 3, 4) прерывистая текучесть исчезает и при растяжении образца происходит хрупкое разрушение шва.

Заключение. Исследовано влияние термической обработки на микроструктуру сварного шва и основного сплава. Показано, что при застывании расплава в области сварного шва формирующийся твердый раствор является в значительной степени гетерогенным, в нем имеются включения частиц интерметаллических фаз, прежде всего S_1 - Al_2MgLi и редко расположенных включений фазы β' - Al_3Zr . Закалка при температурах нагрева $T = 320 \div 450$ °С не приводит к существенному растворению этих фаз, а наоборот, обуславливает значительную гетерогенность основного сплава, окружающего шов, т. е. формирование большого количества частиц фазы S_1 - Al_2MgLi . Только при закалке при температурах $T = 490 \div 530$ °С происходит растворение S_1 -фазы как в основном сплаве, так и в сварном шве. Испытания на разрыв показали, что закалка при изменении температуры в интервале $T = 320 \div 530$ °С оказывает существенное влияние на пластичность (относительное удлинение уменьшается в четыре раза), но слабо влияет на значения прочности, которые изменялись в диапазоне $\sigma_B = 340 \div 360$ МПа.

Из результатов экспериментальных исследований сплава 1420 следует, что после процесса старения происходит значительное упрочнение образцов. Установлено, что при растяжении образцов происходит локализация пластических деформаций в области сварного шва, при этом изменяется характер прерывистой текучести и уменьшается предельная деформация образцов. При растяжении образца после термической обработки (закалки) сварного шва признаки локализации деформаций практически отсутствуют. При этом увеличиваются предельная деформация и предел прочности сварного образца.

Таким образом, полная термическая обработка образцов из сплава 1420 позволила существенно увеличить прочность сварного шва по сравнению с прочностью сплава в состоянии поставки. При этом относительное удлинение образца уменьшилось при старении в три раза. Данный результат свидетельствует о перспективности использования комплексного подхода, включающего лазерную сварку и термическую обработку, для получения деталей с неразъемными соединениями из сплава 1420 с механическими свойствами, близкими к механическим свойствам основного сплава.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Schlatter S.** Improvements of mechanical properties in aluminum-lithium alloys // Ruth Ted Braun Awards Writing Excellence. S. 1.: Sagina Valley State Univ., 2013. P. 31–46.
2. **Xiao R., Zhang X.** Problems and issues in laser beam welding of aluminum-lithium alloys // J. Manuf. Process. 2014. N 2. P. 166–175.
3. **Рязанцев В. И., Овчинников В. В.** Циклическая прочность сварных соединений из алюминиевых сплавов // Заготов. пр-ва в машиностроении. 2008. № 12. С. 10–14.
4. **Хохлатова Л. Б., Колобнев Н. И., Оглодков М. С. и др.** Алюминийлитиевые сплавы для самолетостроения // Металлург. 2012. № 5. С. 31–40.
5. **Shiganov I. N., Kholopov A. A., Trushnikov A. V., et al.** Laser welding of high-strength aluminium-lithium alloys with a filler wire // Welding Intern. 2017. V. 31. P. 481–486.
6. **Oladimeji O., Taban E.** Trend and innovations in laser beam welding of wrought aluminum alloys // Welding World. 2016. V. 60. P. 415–457.
7. **Лукин В. И., Бронфин М. Б., Иода Е. Н. и др.** Влияние термомеханической обработки сплава системы алюминий — магний — литий на его свариваемость // Автомат. сварка. 1991. № 10. С. 46–49.

8. **Фридляндер И. Н., Хохлатова Л. Б., Колобнев Н. И. и др.** Развитие термически стабильного алюминиево-литиевого сплава 1424 для применения в сварном фюзеляже // *Металловедение и терм. обраб. металлов*. 2002. № 1. С. 3–7.
9. **Педун Д. Е., Пойда В. П., Брюховецкий В. В. и др.** Частичное плавление и высокотемпературная структурная сверхпластичность сплава АМг2М // *Вопр. атом. науки и техники. Сер. Физика радиац. повреждений и радиац. материаловедение*. 2013. № 5. С. 147–153.
10. **Кузьмицкая А. И., Пошивалов В. С., Жданов В. П. и др.** Влияние высокоскоростного охлаждения на физико-механические свойства алюминиевого сплава АМг6 после высокотемпературной выдержки // *Техн. механика*. 2016. № 2. С. 128–136.
11. **Энтони У. Х.** Алюминий: свойства и физическое металловедение: Справ. / У. Х. Энтони, Д. Е. Хэтч. М.: Металлургия, 1989.
12. **Колобнев Н. И., Хохлатова Л. Б., Семенова Е. Ю.** Особенности формирования структуры в листах из сплава 1420 // *Металловедение и технология легких сплавов*. 1990. № 7. С. 69–80.
13. **Лукин В. И., Якушин Б. Ф., Настич С. Ю.** Исследование свариваемости сверхлегких Al–Mg–Li-сплавов // *Свароч. пр-во*. 1996. № 12. С. 15–20.
14. **Аннин Б. Д., Фомин В. М., Карпов Е. В. и др.** Влияние Mg и Cu на механические свойства высокопрочных лазерных сварных швов алюминиевых сплавов // *ПМТФ*. 2017. Т. 58, № 5. С. 218–227.
15. **Malikov A. G., Orishich A. M.** Laser welding of the high-strength Al–Cu–Li alloy // *Intern. J. Adv. Manuf. Technol.* 2018. V. 94. P. 2217–2227.
16. **Фомин В. М., Маликов А. Г., Оришич А. М. и др.** Влияние термической обработки на структуру сварных соединений листов из сплава в-1469 системы Al–Cu–Li, полученных лазерной сваркой // *Авиац. материалы и технологии*. 2018. № 1. С. 9–18.
17. **Фридляндер И. Н., Шамрай В. Ф., Бабарэко А. А. и др.** Влияние термической обработки на текстуру и структуру фаз сплава 1420 в прессованном тонком профиле и его механические свойства // *Металлы*. 1996. № 3. С. 125–130.
18. **Фридляндер И. Н., Братухин А. Г., Давыдов В. Г.** Алюминиево-литиевые сплавы для сварных авиационных конструкций // *Металлы*. 1992. № 3. С. 117–119.
19. **Алюминий** и его сплавы: Учеб. пособие / Сост. А. Р. Луц, А. А. Суслина. Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2013.
20. **Зуев Л. Б.** Деформации Чернова — Людерса и Портевена — Ле Шателье в активных деформируемых средах различной природы // *ПМТФ*. 2017. Т. 58, № 2. С. 164–171.

Поступила в редакцию 26/II 2018 г.