DOI: 10.34031/2618-7183-2021-4-5-35-44

***Ельцов Р.И.,**
Тольяттинский государственный университет, Россия
*Ответственный автор E-mail: test012015@list.ru

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ИЗГОТОВЛЕНИЯ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Аннотация: основной целью настоящей статьи является получение сварных неразъемных соединений современных термически упрочняемых алюминиевых и алюминиево-литиевых сплавов, выполненных лазерной сваркой, имеющих механические характеристики (временное сопротивление на растяжение, предел текучести, относительное удлинение при разрыве) и структурно-фазовый состав, близкие к основному сплаву или равные. Впервые показано, что, управляя параметрами термической обработки образцов со сварным соединением всех исследуемых алюминиево-литиевых сплавов, возможно целенаправленно влиять на формирование заданных механических свойств сварного шва за счет изменения структурно-фазового состава сварного шва. Исследована эволюция структурно-фазового состава сварных соединений термически упрочняемых алюминиевых и алюминиево-литиевых сплавов с помощью современных независимых методов диагностики: впервые использование дифрактометрии синхротронного излучения в сочетании с высокоразрешающей просвечивающей, сканирующей электронной и оптической микроскопией. Установлены зависимости приращения деформации при циклическом нагружении с амплитудами, превышающими предел упругости, от температуры. Для необработанных сварных соединений установлено, что при +85 °С повышается неоднородность приращения деформации, а его скорость увеличивается в 8 раз для сплава 1461, в 5 раз – для сплава 1420 и в 1,5 раза для сплава 1441. При температуре -60 °С у сплавов 1420 и 1461 появляются стадии упрочнения, в течение которых значение деформации при заданных граничных значениях напряжения уменьшается. При +20 °С происходит равномерное приращение деформации и увеличение амплитуды деформации при увеличении амплитуды напряжения. При +85 °С, амплитуда деформации не меняется с увеличением амплитуды напряжения, ее значение составляет 0,55-0,5 от амплитуды деформации при +20 °С. На основе результатов исследований разработаны технологические приемы, позволяющие получать при лазерной сварке вариационных термически упрочняемых алюминиевых и алюминиево-литиевых сплавов системы Al-Mg-Cu, Al-Mg-Li, Al-Cu-Mg-Li, Al-Cu-Li механические характеристики и структурно-фазовый состав сварных соединений, близкие к основному сплаву.

Ключевые слова: изготовление сварных конструкций, технология сварки, термическая обработка, исследование сварного шва

Введение

Постоянное развитие промышленности направлено на совершенствования весовой эффективности конечного изделия. Снижение веса и стоимости производства – наиболее сложная технологическая задача в области совместных разработок, как новых материалов, так и перспективных технологий соединения этих материалов в конечных изделиях высокотехнологичных предприятий. В промышленности применяются металлические сплавы, которые постоянно совершенствовались в течение прошлого века и в настоящее время составляют около 80% от массы современных самолетов. В настоящее время металлические сплавы сталкиваются с жесткой конкуренцией со стороны композитных (углеродно-волоконистых, стеклопластиков, органических и др.) материалов, что побуждает производителей сплавов разрабатывать более эффективные материалы для решения задач, стоящих перед развивающимся рынком аэрокосмической техники. Это приводит к развитию научного и технологического интереса в области, как производства новых видов сплавов, так и технологий их соединения.

Методы и материалы

Испытания проводились при значениях температуры $T_{test} = -60, 20, 85^{\circ}\text{C}$, где нижняя граница соответствует полету на большой высоте или условиям крайнего Севера, а верхняя является предельной температурой, при которой еще не происходит необратимых изменений фазовой структуры. Было проведено испытание образцов со сварным соединением сплава В-1461, 1441 и 1420 без ТО и после оптимального ТО. Также проводились испытания на многократное нагружение при температуре 20°C для самих сплавов.

Образцы сварным соединением сплава В-1461 были подвергнуты термической обработке закалке (выдержка при 530°C в течение 30 мин с последующим охлаждением в воде) и искусственное старение (вы-

держка при 170°C в течение 32 часов). Он позволяет достичь временного сопротивления и пластичности, близких к характеристикам исходного сплава и значения относительного удлинения при разрыве, превышающего соответствующий параметр исходного сплава [2, с. 24].

Испытания сплава 1441 также проводились на образцах, которые после изготовления были подвергнуты термической обработке в полученном ранее оптимальном режиме (выдержка при 530°C в течение 30 мин с последующим охлаждением в воде) и искусственное старение (выдержка при 200°C в течение 24 часов).

Сваренные образцы сплава 1420 подвергались оптимальной двухступенчатой термообработке в виде закалки (выдержка при температуре 490°C в течение 30 минут с последующим охлаждением в воде) и искусственного старения при температуре 120°C в течение 8 часов. Данный режим обеспечивал относительное удлинение согласно диаграммам механических характеристик максимально приближенное к основному сплаву 50% при этом временное сопротивление и предел пластичности образцов со сварным соединением равным основному сплаву.

Испытания проводились на универсальной электромеханической машине для испытаний материалов Zwick/Roell Z100 в термокамере, где образцы после стабилизации температур нагрева и зажатия испытывались при постоянной температуре. Нагрев осуществляется с помощью ТЭНа, отапливаемого от рабочего пространства, охлаждение – с помощью испарения жидкого азота. Стабильность температуры достигается за счет конвекции. Записывались нагрузка, время и относительное удлинение, которое определялось экстензометром с измерительной базой 15 мм. Испытания проводились с целью оценить влияние температуры на разрушение сварных соединений при многократном нагружении [6, с. 291].

Результаты и обсуждения

После разрушения образцов исследовалась морфология их изломов на сканирующем электронном микроскопе EVO MA 15.

Малоцикловое нагружение осуществлялось в пульсирующем режиме (1). Минимальное значение напряжения в одном цикле составляло $\sigma_{\min} = 50$ МПа. Оно было выбрано, чтобы избежать осцилляций вблизи нуля.

В качестве максимального значения нагрузки в циклах для каждого образца использовалось значение нагрузки, достигаемой при заданном относительном удлинении. Схема нагружения приведена на рис. 1.

Рис. 1. Схема циклического нагружения

Fig. 1. Scheme of cyclic loading

В испытаниях записывались диаграммы нагрузки, времени и деформации по базе контактного экстензометра, шпунты которого вводятся в камеру. База измерения составляла 15 мм.

Малоцикловые испытания термообработанных сварных соединений при различных амплитудах нагрузки и температурах -60, +20, +85°C были проведены для сплава 1420 и его сварных соединений без термообработки и после оптимальной термообработки.

Пластины с лазерными сварными швами без внешних дефектов были получены при следующем режиме сварки: мощность лазера 2,7 кВт, скорость сварки 4 м/мин, заглубление фокуса вглубь материала -3 мм.

Малоцикловое нагружение осуществлялось в пульсирующем режиме. Минимальное значение нагрузки в цикле $\sigma_{\min}=50$ МПа было выбрано таким образом, чтобы избежать люфтов вблизи нуля. В качестве максимального значения нагрузки в цикле $\sigma_{\max}$ для каждого образца использовалось значение нагрузки, достигаемой при заданном относительном удлинении.

При температуре испытаний $T_{test} = 20^\circ\text{C}$ значения предварительной деформации составляли 2, 3, 4, 5% (соответственно $\sigma_{max} \approx 315, 340, 365$ и 370 МПа). Разные значения предварительной деформации использовались в процессе подбора режима, обеспечивающего разрушение в течение нескольких тысяч циклов нагружения, что является необходимым условием для проведения последующих испытаний в термокамере с парами жидкого азота [10, с. 81].

При $T_{test} = 85^\circ\text{C}$ значения предварительной деформации составляли 2 и 4% (соответственно $\sigma_{max} \approx 350, 394$ МПа). При $T_{test} = -60^\circ\text{C}$ значение предварительной деформации составляло 4% ($\sigma_{max} \approx 384$ МПа). При циклическом нагружении фиксировалась дополнительная деформация $\Delta\epsilon$, получаемая образцом после первоначального растяжения на заданную величину.

На рис. 2. представлены графики для циклического нагружения сварных швов без термообработки сплава 1420, в зависимости от количества циклов для всех исследуемых температур. Нагружение проводилось последовательными сериями по 500 циклов. Нижнее значение напряжения в цикле равно 5 МПа, верхнее значение постоянно в пределах одной серии (его значения приведены сверху).

Рис. 2. Зависимости приращения деформации от количества циклов нагружения при нестационарном маломощном нагружении для всех температур. Сплав 1420

Fig. 2. Dependences of the strain increment on the number of loading cycles under non-stationary low-power loading for all temperatures. Alloy 1420

У сплава 1420 при $T_{test} = 20^\circ\text{C}$ скорость роста деформации при изменении амплитуды нагрузки сохраняется, за исключением первых циклов каждой серии. При $T_{test} = 85^\circ\text{C}$ увеличение амплитуды нагрузки приводит к появлению существенной нелинейности зависимости приращения деформации от числа циклов, причем возрастание скорости приращения деформации происходит не в момент увеличения амплитуды нагрузки, а с запаздыванием, которое может составлять несколько десятков циклов нагружения [13, с. 152].

При $T_{test} = -60^\circ\text{C}$ материал ведет себя как циклически упрочняющийся вплоть до нагрузок, составляющих 0,92 временного сопротивления. Несмотря на неоднородность поведения сварных соединений без термообработки при циклическом нагружении, определяемую, по всей видимости, различиями структуры сварного шва, можно отметить изменения общего характера прироста деформации при циклическом нагружении от температуры.

При $T_{test} = 20^\circ\text{C}$ происходит равномерное приращение деформации и увеличение амплитуды деформации при увеличении амплитуды напряжения. При $T_{test} = 85^\circ\text{C}$ амплитуда деформации не меняется с увеличением амплитуды напряжения, ее значение составляет 0,55-0,5 от амплитуды деформации при $+20^\circ\text{C}$.

Приращение деформации при $+85^\circ\text{C}$ становится более неоднородным и его итоговое значение, в пять раз выше. При температуре $T_{test} = -60^\circ\text{C}$ появляется стадии циклического упрочнения.

Рис. 3. Зависимость напряжения от деформации сварных соединений сплава 1420 при различных температурах испытаний. 1- $T_{\text{test}}=20^\circ\text{C}$, 2- $T_{\text{test}}=85^\circ\text{C}$, 3- $T_{\text{test}}=-60^\circ\text{C}$
Fig. 3. Dependence of stress on deformation of welded joints of alloy 1420 at different test temperatures. 1- $T_{\text{test}}=20^\circ\text{C}$, 2- $T_{\text{test}}=85^\circ\text{C}$, 3- $T_{\text{test}}=-60^\circ\text{C}$

Сварному шву сплава 1420 системы Al-5.2Mg-2.1Li свойственно деформационное упрочнение параболического типа с выраженным эффектом Портевена-Ле Шателье (прерывистой текучестью), после достижения некоторой пороговой пластической деформации состоящий из следующих друг за другом зубцов без промежуточных этапов. Амплитуда сбросов напряжения возрастает по мере увеличения степени неупругой деформации материала. От начала прерывистой текучести до разрушения средняя амплитуда увеличивается от 5 до 20 МПа [1, с. 62].

Интересно отметить, что при температурах испытаний $T_{\text{test}}=85^\circ\text{C}$ и -60°C эффект Портевена-Ле Шателье отсутствует.

На рис. 4 приведены зависимости дополнительной деформации $\Delta\epsilon$ образца со сварным соединением, полученным при оптимальной термической обработке при нагрузке σ_{max} от количества циклов нагружения N для различных значений температуры. Аналогичные зависимости для значения нагрузки σ_{min} имели такой же вид, амплитуда деформации в процессе нагружения не менялась.

Рис. 4. Зависимости приращения относительного удлинения от количества циклов нагружения сварных образцов сплава 1420, прошедших термообработку. Возле кривых указаны температура испытания и величина предварительной деформации, определяющей значение σ_{max}
Fig. 4. Dependences of the increment in relative elongation on the number of loading cycles of welded specimens of alloy 1420 that have undergone heat treatment. The test temperature and the value of the preliminary deformation, which determines the value of σ_{max} , are indicated for the curves

Как видно из рис. 4, при понижении температуры увеличивается неоднородность процессов накопления поврежденности материала, отображающаяся в изменении деформации $\Delta\varepsilon$. При $T_{test} = -60^\circ\text{C}$ на кривой $\Delta\varepsilon(N)$ чередуются восходящие и нисходящие участки. При равных значениях предварительной деформации средние скорости роста $\Delta\varepsilon$ при $T_{test} = 20^\circ\text{C}$ и -60°C близки, а количество циклов до разрушения при $T = -60^\circ\text{C}$ составляет 1,2 от количества циклов до разрушения при $T_{test} = 20^\circ\text{C}$. [4, с. 108]

При повышении температуры, напротив, однородность увеличивается и при $T = 85^\circ\text{C}$ кривая $\Delta\varepsilon(N)$ имеет почти линейный вид. При этом, если сравнивать результаты испытаний для равных значений предварительной деформации, то при $T = 85^\circ\text{C}$ средняя скорость роста $\Delta\varepsilon$ превышает скорость при $T_{test} = 20^\circ\text{C}$ в 30 раз, а количество циклов до разрушения при $T_{test} = 85^\circ\text{C}$ составляет 0,075 от количества циклов до разрушения при $T_{test} = 20^\circ\text{C}$.

Таким образом, термообработанное сварное соединение выдерживает циклическое нагружение при низких температурах, как же, как при $T_{test} = 20^\circ\text{C}$, но повышенные температуры значительно снижают сопротивление сварного соединения разрушению при циклическом нагружении.

По сравнению с необработанным соединением, прирост деформации при циклическом нагружении происходит существенно неоднородно, наблюдались скачки скорости роста при постоянном значении амплитуды нагружения.

В отличие от необработанного шва, для термообработанного шва прирост деформации $+85^\circ\text{C}$ при циклическом растяжении происходит с постоянной скоростью. У необработанного шва средняя скорость прироста $+85^\circ\text{C}$ превышает среднюю скорость при $T_{test} = 20^\circ\text{C}$ всего в 4,6-5 раз, а у обработанного – в 30 раз.

Число циклов до разрушения у необработанного шва при всех значениях температуры для одинаковых условий нагружения совпадает, тогда как у обработанного шва при $T_{test} = 85^\circ\text{C}$ уменьшается на порядок по сравнению с аналогичной величиной при $T_{test} = 20^\circ\text{C}$ и -60°C .

Таким образом, в результате термообработки увеличиваются статические характеристики сварного соединения, но при $T_{test} = 85^\circ\text{C}$ резко снижается усталостная долговечность.

При $T_{test} = 20^\circ\text{C}$ и -60°C такого не происходит. И у обработанного, и у необработанного шва при $T_{test} = -60^\circ\text{C}$ на кривой зависимости прироста деформации от числа циклов появляются участки циклического упрочнения (уменьшения значения деформации, при котором достигается максимальное значение нагрузки

в цикле) и не отмечается отрицательного влияния низкой температуры на усталостную долговечность [7, с. 204].

При $T_{test} = 20^{\circ}\text{C}$ были проведены испытания при постоянной амплитуде нагрузки, соответствовавшей начальной деформации около 2% (при других температурах такие испытания не проводились, поскольку оборудование накладывает ограничение на продолжительность испытания в термокамере).

Предельное число циклов для необработанного шва при деформации составляли 4% составило 3000. Для обработанного шва при той же начальной деформации предельное число циклов равно 9000. В том и другом случае на поверхности разрушения присутствовали всевозможные трещины, развивавшиеся от поверхностных дефектов.

Поверхности разрушения термообработанных сварных швов после малоцикловых испытаний исследовались на электронном микроскопе EVO MA 15. Одним из основных отличий поверхностей разрушения сварного шва сплава 1420 является наличие газовых пор диаметром от 30 до 300 мкм (наиболее часто встречаются поры диаметром около 150 мкм).

Газовые поры в сварном шве сплава 1420 представляют собой сферические внутренние поверхности с зернистой структурой, образующейся при кристаллизации. Поры, прилегающие к зоне термического влияния, имеют приблизительно полусферическую поверхность [8, с. 18].

Стоит заметить, что для всех остальных используемых алюминий-литиевых сплавов различных систем, пористость сварного шва не зафиксирована (за исключением присутствия отдельных пор преимущественно с диаметром около 20 мкм. Пористость сварного шва сплава 1420 системы Al-Mg-Li возможно связана с высоким содержанием Li (2,2%) по сравнению с другими используемыми алюминий-литиевыми сплавами, где содержание Li менее 2%. По характеру структуры поры не симметричны относительно своего центра, а имеют ось симметрии, ориентированную вдоль образца и поперек шва – от одной ЗТВ к 251 другой.

Это связано с распределением температур при затвердевании расплава. Вблизи полюсов имеются рыхлые области, состоящие из неплотно соединенных дендритных зерен, что отчетливо наблюдается на всех порах с диаметром свыше 20 мкм. Эти рыхлости могут становиться зародышами усталостных трещин, развивающихся внутри материала, а не от внешних поверхностей шва.

Рис. 5. Газовые поры в лазерном сварном шве сплава 1420

Fig. 5. Gas pores in alloy 1420 laser weld

Рис. 6. Отрыв шва от основного сплава по границе ЗТВ
Fig. 6. Separation of the weld from the base alloy along the HAZ boundary

На изломах сварных соединений сплава 1420 при $T_{test} = 20$ и -60°C присутствуют большие плоские поверхности отрыва сварного шва от основного материала по границе ЗТВ. На берегах отрыва, принадлежащих основному материалу, наблюдается зернистая структура, ориентированная вдоль проката, на берегах отрыва, принадлежащих шву, такой структуры нет [3, с. 91].

Вблизи внешних поверхностей шва образуются веерообразные плоские усталостные трещины, поверхности которых перпендикулярны направлению приложения нагрузки. Они образуются возле газовых пор, выходящих на поверхность, скоплениям пор близкой поверхности, или от поверхностных дефектов и впадин. При $T_{test} = 20$ и -60°C эти трещины встречаются в небольшом числе (1-2 на образец) или не образуются вовсе. При $T_{test} = 85^{\circ}\text{C}$ такие трещины вообще не отмечены. Минимизировать образование трещин такого рода можно обработкой поверхности, устраняющей складки и микротрещины на поверхности шва, и контролем наличия поверхностных газовых пор. При лазерной сварке ни на верхней, ни на нижней поверхностях шва они не обнаруживаются [12, с. 11].

Типичные поверхности разрушения при статическом растяжении имеют три вида: уже упомянутые поверхности отрыва шва от ЗТВ, а также образующиеся при разрушении внутри тела шва участки с зернистой поверхностью и вторичными трещинами, разделяющими материал на блоки различного размера.

При циклическом растяжении на изломах швов, разрушенных при $T_{test} = 20$ и -60°C , наблюдаются прилегающие к газовой поре поверхности, имеющие отчетливое отличие от характерных поверхностей разрушения металлообработанного сварного шва сплава 1420, свойственных разрушению при статическом растяжении. Эти поверхности представляют собой прилегающие к газовой поре группы площадок с признаками хрупкого разрушения, имеющих различную ориентацию и различные углы наклона к оси растяжения [9, с. 91].

Их поверхности имеют структуру, схожую со структурой веерообразных усталостных трещин с той разницей, что линии ручьистого узора, указывающие направления распространения трещины, образуют не только центрированные семейства, но и параллельные.

При $T_{test} = -60^{\circ}\text{C}$ также встречаются аналогичные группы площадок без ручьистого узора с единой ровной поверхностью. При увеличении 10000X наблюдаются покрывающие эти площадки параллельные бороздки. По всей видимости, эти площадки представляют собой поверхности усталостных трещин, развивающихся внутри шва в окрестности газовых пор. Из-за расположения их внутри материала поверхностная механическая обработка шва не может уменьшить их отрицательного влияния на прочность при циклическом нагружении [11, с. 138].

При $T_{test} = 85^{\circ}\text{C}$ не наблюдается усталостных трещин ни одного из типов, характерных для $T = 20$ и -60°C . При этой температуре 30-40% поверхности излома представляют собой фактуры расслоения, где при расслоении образуются сужающиеся к вершине хаотически ориентированные блоки с ямочными изломами на вершинах. На боковых поверхностях этих блоков присутствуют семейства параллельных бороздок, перпендикулярных направлению распространения вторичных трещин, указывающие на то, что развитие вторичных трещин, завершающихся вязким разрушением блоков, происходит во время циклического нагружения образцов. Как показывают испытания, при таком типе усталостных повреждений материала шва, проявляющемся при температуре испытаний $T_{test} = 85^{\circ}\text{C}$, усталостная долговечность сварного соединения становится на порядок ниже, чем при $T_{test} = 20$ и -60°C [14, с. 246].

Сравнение с необработанными швами показывает, что у сплава 1420 с необработанным сварным швом при температуре испытаний $T_{test} = 85^{\circ}\text{C}$ на поверхности излома после усталостного растяжения присутствуют террасы, прилегающие к газовым порам. При статическом нагружении они отсутствуют.

Наличие этих террас позволяет предположить, что циклическое нагружение вызывает повреждение материала прежде всего вокруг пор. При температуре испытаний $T_{test} = 20$ и -60°C с необработанным швом отсутствует разрыв по границе шва и ЗТВ, характерный для термообработанного шва, где он наблюдается на значительной части поверхности излома. При необработанном шве разрушение всегда происходило внутри шва.

Выводы

В результате получены характеристики поверхностей разрушения сварных швов после растяжения при различных амплитудах нагрузки, при повышенных и пониженных температурах.

При циклическом растяжении на изломах швов, разрушенных при $T_{test} = 20$ и -60°C , наблюдаются прилегающие к газовым порам поверхности, представляющие собой прилегающие к газовым порам группы площадок с признаками хрупкого разрушения, имеющих различную ориентацию и различные углы наклона к оси растяжения. Поверхности площадок имеют структуру, схожую со структурой веерообразных усталостных трещин с той разницей, что линии ручьистого узора, указывающие направления распространения трещины, образуют не только центрированные семейства, но и параллельные [5, с. 263].

При $T_{test} = -60^{\circ}\text{C}$ также встречаются аналогичные группы площадок без ручьистого узора с единой ровной поверхностью. Внутри их наблюдаются параллельные бороздки прорывающие эти площадки. По всей видимости, эти площадки представляют собой поверхности усталостных трещин, развивающихся внутри шва в окрестности газовых пор.

При $T_{test} = 85^{\circ}\text{C}$ не наблюдается усталостных трещин ни одного из типов, характерных для $T_{test} = 20$ и -60°C . При этой температуре 30-40% поверхности излома разделены вторичными трещинами на блоки, которые сужаются к верхней части, где находятся пористые поверхности, характерные для вязкого разрушения.

На боковых поверхностях этих блоков присутствуют семейства параллельных бороздок, перпендикулярных направлению распространения вторичных трещин, указывающие на то, что развитие вторичных трещин, завершающихся вязким разрушением блоков, происходит во время циклического нагружения образцов.

Литература

1. Голышев А.А., Маликов А.Г., Оришич А.М. Исследование микроструктуры высокопрочных лазерных сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов авиационного назначения // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2018. Т. 20. № 2. С. 2.
2. 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.
3. Карпов Е.В., Оришич А.М., Маликов А.Г. Влияние температуры на разрушение лазерных сварных соединений алюминиевых сплавов авиационного назначения // Прикладная механика и техническая физика. 2018. № 5. С. 191 – 199.
4. Колобнев Н.И. Хохлатова Л.Б., Лукина Е.А. Тенденции развития алюминий-литиевых сплавов и технологии их обработки. Москва: Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов. 2019. 367 с.

5. Ahn J., He E., Chen L., Wimpory R.C. FEM prediction of welding residual stresses in fibre laser-welded AA 2024-T3 and comparison with experimental measurement // *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* Springer London. 2018. Vol. 95. № 9-12. P. 263.
6. Bailey N.S., Hong K.-M., Shin Y.C. Comparative assessment of dendrite growth and microstructure predictions during laser welding of Al 6061 via 2D and 3D phase field models // *Comput. Mater. Sci.* Elsevier. 2020. Vol. 172. P. 291.
7. Dorin T., Vahid A., Lamb J. Aluminium Lithium Alloys // *Fundamentals of Aluminium Metallurgy.* Elsevier. 2018. P. 338.
8. Fotovvati B.A., Lewis G., Asadi E. Review on Melt-Pool Characteristics in Laser Welding of Metals // *Adv. Mater. Sci. Eng.* Hindawi Limited. 2018. Vol. 2018. P. 1 –18.
9. Hagenlocher C., Fetzer F., Weller D., Weber R. Explicit analytical expressions for the influence of welding parameters on the grain structure of laser beam welds in aluminium alloys // *Mater. Des.* Elsevier Ltd. 2019. Vol. 174. P. 91.
10. Kablov E.N., Antipov V.V., Oglodkova J.S., Oglodkov M.S. Development and Application Prospects of Aluminum-Lithium Alloys in Aircraft and Space Technology // *Metallurgist.* Springer Science and Business Media LLC. 2021. Vol. 65. № 1-2. P. 81.
11. Malikov A., Orishich A., Bulina N., Karpov E. Effect of post heat treatment on the phase composition and strength of laser welded joints of an Al-Mg-Li alloy // *Mater. Sci. Eng. A.* Elsevier. 2019. Vol. 755. P. 138302.
12. Park J., Kim S.D., Kim S.H. First Evidence for Mechanism of Inverse Ripening from In-situ TEM and Phase-Field Study of δ' Precipitation in an Al-Li Alloy // *Sci. Rep.* Nature Publishing Group. 2019. Vol. 9. № 1. P. 11.
13. Sidhar H., Martinez N.Y., Mishra R.S., Silvanus J. Friction stir welding of Al-Mg-Li 1424 alloy // *Mater. Des.* Elsevier B.V. 2016. Vol. 106. P. – 152.
14. Wang L., Wei Y., Zhao W., Zhan X. Effects of welding parameters on microstructures and mechanical properties of disk laser beam welded 2A14-T6 aluminum alloy joint // *J. Manuf. Process.* Elsevier Ltd. 2018. Vol. 31. P. 246.

References

1. Golyshev A.A., Malikov A.G., Orishich A.M. Investigation of the microstructure of high-strength laser welded joints of aluminum-lithium alloys for aviation purposes. *Metal processing (technology, equipment, tools).* 2018. 20 (2). P. 2. (rus.)
2. Karpov E.V., Malikov A.G., Orishich A.M. Influence of preliminary plastic deformation on the strength of a laser welded joint of aluminum-lithium alloy 1420. *Deformation and destruction of materials.* 2018. 5. P. 19 – 24. (rus.)
3. Karpov E.V., Orishich A.M., Malikov A.G. Influence of temperature on the destruction of laser welded joints of aluminum alloys for aviation purposes. *Applied mechanics and technical physics.* 2018. 5. P. 191 – 199. (rus.)
4. Kolobnev N., Khokhlatova E.B., Lukina E.A. Trends in the development of aluminum-lithium alloys and their processing technology. Moscow: All-Russian Research Institute of Aviation Materials. 2019. 367 p. (rus.)
5. Ahn J., He E., Chen L., Wimpory R.C. FEM prediction of welding residual stresses in fibre laser-welded AA 2024-T3 and comparison with experimental measurement. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* Springer London. 2018. 95 (9-12). P. 263.
6. Bailey N.S., Hong K.-M., Shin Y.C. Comparative assessment of dendrite growth and microstructure predictions during laser welding of Al 6061 via 2D and 3D phase field models *Comput. Mater. Sci.* Elsevier. 2020. 172. P. 291.
7. Dorin T., Vahid A., Lamb J. Aluminium Lithium Alloys. *Fundamentals of Aluminium Metallurgy.* Elsevier. 2018. P. 338.
8. Fotovvati B.A., Lewis G., Asadi E. Review on Melt-Pool Characteristics in Laser Welding of Metals. *Adv. Mater. Sci. Eng.* Hindawi Limited. 2018. 2018. P. 1 –18.
9. Hagenlocher C., Fetzer F., Weller D., Weber R. Explicit analytical expressions for the influence of welding parameters on the grain structure of laser beam welds in aluminium alloys. *Mater. Des.* Elsevier Ltd. 2019. 174. P. 91.
10. Kablov E.N., Antipov V.V., Oglodkova J.S., Oglodkov M.S. Development and Application Prospects of Aluminum-Lithium Alloys in Aircraft and Space Technology. *Metallurgist.* Springer Science and Business Media LLC. 2021. 65 (1-2). P. 81.

11. Malikov A., Orishich A., Bulina N., Karpov E. Effect of post heat treatment on the phase composition and strength of laser welded joints of an Al-Mg-Li alloy. Mater. Sci. Eng. A. Elsevier. 2019. 765. P. 138302.
12. Park J., Kim S.D., Kim S.H. First Evidence for Mechanism of Inverse Ripening from In-situ TEM and Phase-Field Study of δ' Precipitation in an Al-Li Alloy. Sci. Rep. Nature Publishing Group. 2019. 9 (1). P. 11.
13. Sidhar H., Martinez N.Y., Mishra R.S., Silvanus J. Friction stir welding of Al-Mg-Li 1424 alloy. Mater. Des. Elsevier B.V. 2016. 106. P. – 152.
14. Wang L., Wei Y., Zhao W., Zhan X. Effects of welding parameters on microstructures and mechanical properties of disk laser beam welded 2A14-T6 aluminum alloy joint. J. Manuf. Process. Elsevier Ltd. 2018. 31. P. 246.

Eltsov R.I.,

Togliatti State University, Russia

*Corresponding author. E-mail: test00015@yandex.ru

DEVELOPMENT OF A TECHNOLOGICAL PROCESS FOR MANUFACTURING WELDED STRUCTURES

Abstract: the main goal of this article is to obtain welded permanent joints of modern thermally hardened aluminum and aluminum-lithium alloys made by laser welding, having mechanical characteristics (temporary tensile resistance, yield strength, elongation at break) and structural-phase composition close to or equal to the base alloy. It is shown for the first time that by controlling the parameters of heat treatment of samples with a welded joint of all studied aluminum-lithium alloys, it is possible to purposefully influence the formation of the specified mechanical properties of the weld by changing the structural and phase composition of the weld. The evolution of the structural and phase composition of welded joints of thermally hardened aluminum and aluminum-lithium alloys has been investigated using modern independent diagnostic methods. For the first time, the use of synchrotron radiation diffractometry in combination with high-resolution transmission, scanning electron and optical microscopy. The dependences of the increment of deformation under cyclic loading with amplitudes exceeding the elastic limit on temperature are established. For untreated welded joints, it was found that at +85 °C, the inhomogeneity of the deformation increment increases, and its value increases by 8 times for alloy 1461, 5 times for alloy 1420 and 1.5 times for alloy 1441. At a temperature of -60 °C, alloy 1420 and 1461 have hardening stages, during which the value of deformation decreases at given boundary stress values. At +20 °C, there is a uniform increment of deformation and an increase in the amplitude of deformation with an increase in the amplitude of stress. At +85 °C, the strain amplitude does not change with increasing stress amplitude, its value is 0.55-0.5 of the strain amplitude at +20 °C. Based on the research results, technological techniques have been developed that allow obtaining mechanical characteristics and structural-phase compositions of welded joints close to the main alloy during laser welding of aviation thermally hardened aluminum and aluminum-lithium alloys of the Al-Mg-Cu, Al-Mg-Li, Al-Cu-Mg-Li, Al-Cu-Li systems.

Keywords: fabrication of welded structures, welding technology, heat treatment, study of a welded seam

Для цитирования: Ельцов Р.И. Разработка технологического процесса изготовления сварных конструкций // Строительные материалы и изделия. 2021. Том 4. № 5. С. 35 – 44. DOI: 10.34031/2618-7183-2021-4-5-35-44

For citation: Eltsov R.I. Development of a technological process for manufacturing welded structures. Construction Materials and Products. 2021. 4 (5). P. 35 – 44. DOI: 10.34031/2618-7183-2021-4-5-35-44

Поступила в редакцию 28 июля 2021 г.

Принята в доработанном виде 26 августа 2021 г.

Одобрена для публикации 10 октября 2021 г.

Received: July 28, 2021.

Revised: August 26, 2021.

Accepted: October 10, 2021.