



ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ НАДЕЖНОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВО-ЛИТИЕВЫХ СПЛАВОВ

Т. М. ЛАБУР, д-р техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены технологические возможности повышения прочности и вязкости разрушения сварных соединений алюминий-литиевых сплавов для обеспечения надежности и безопасной эксплуатации конструкций. Показано, что благодаря использованию при сварке низкой погонной энергии и новых модифицированных сварочных проволок с уменьшенным количеством вредных примесей обеспечивается достаточный уровень механических свойств во всех структурных зонах соединений.

Ключевые слова: дуговая сварка, алюминий-литиевые сплавы, сварные соединения, аэрокосмическая техника, прочностные свойства, сопротивление разрушению, надежность изделий, технологические операции

На протяжении длительного периода времени металловеды, технологи и конструкторы пытались создать цельносварные конструкции аэрокосмической техники взамен обычных сборно-клепанных. Это предопределяет острую необходимость в разработке высокопрочных хорошосвариваемых алюминий-литиевых сплавов с высокой удельной прочностью. Потребовалась также разработка конструкций с широким использованием различных сборно-сварных и монолитных элементов: прессованных панелей, лонжеронов и профилей разъемов, крупногабаритных листовых штамповок для деталей крыла и фюзеляжа.

Решить эти задачи стало возможным с появлением нового класса высокопрочных алюминий-литиевых сплавов, содержащих литий: Al-Li-Mg (1420, 1421, 1423, 1424) и Al-Li-Cu (1450, 1451, 1460, 1461, 1463, 1464, 1468) с пределом прочности соответственно 400...420 и 500...550 МПа, которые хорошо свариваются различными способами сварки [1–8]. Этому способствовало уникальное сочетание свойств, которыми характеризуются алюминий-литиевые сплавы, а именно: высокие значения прочности и модуля упругости при малом удельном весе, что отличает их от традиционных алюминий-литиевых сплавов. А сравнительно малая скорость роста усталостных трещин сплавов, высокие значения критического коэффициента интенсивности напряжений, малоциклового усталостной долговечности, сопротивления коррозионному растрескиванию под напряжением, расслаивающей и межкристаллитной коррозии позволяют отнести их к классу наиболее перспективных материалов для создания образцов новой техники с улучшенными тактико-техническими параметрами.

© Т. М. Лабур, 2011

Эти особенности алюминий-литиевых сплавов были использованы при создании цельносварного алюминий-литиевого самолета, где впервые применили гермосиловые баковые отсеки каркасной конструкции [3–6]. Однако в ходе изготовления и эксплуатации были выявлены отдельные недостатки как собственно конструкции, так и сплава 1420, в частности, его низкая пластичность, которые впоследствии были нивелированы путем введения добавок редкоземельных металлов в состав сплавов, разработки новой технологии плавки и разлива, а также использования рационального проектирования конкретных деталей и узлов.

Высокая удельная прочность и повышенный модуль упругости алюминий-литиевых сплавов позволяют сократить массу конструкции на 8...15 %. Новые конструктивные решения обеспечили уменьшение количества подкрепляющих элементов и герметизирующих материалов, что дополнительно снижает массу на 12 %. Такой эффект использования алюминий-литиевых сплавов в изделиях аэрокосмической техники позволил существенно повысить технико-экономические характеристики изделия, что весьма важно для сокращения расходов на топливо и улучшения летных показателей [2].

Целью данной работы является обобщение опубликованных результатов исследований о влиянии термического цикла сварки на структуру и свойства соединений алюминий-литиевых сплавов и обоснование технологических путей повышения надежности сварных конструкций при эксплуатации.

К настоящему времени преодолены технологические трудности получения качественных сварных соединений, связанные с разупрочнением металла, образованием неоднородной структуры в различных участках, а также внутренних дефектов — пор и оксидных плен [3]. Результаты исследования особенностей формирования свар-

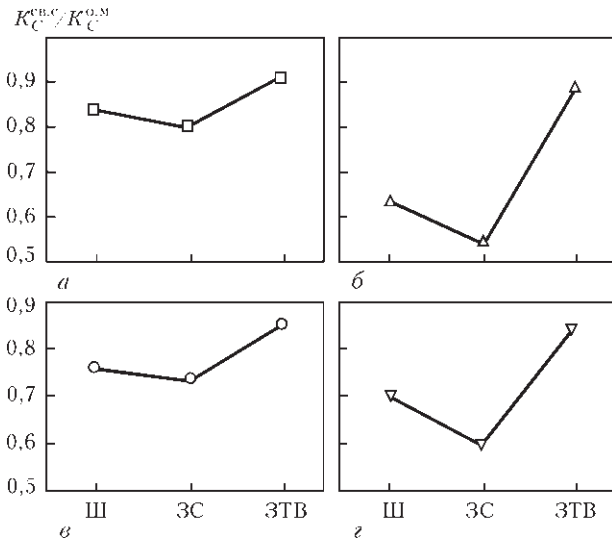


Рис. 1. Сравнение трещиностойкости $K_C^{св.с}$ различных зон сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов, полученных обычной дуговой сваркой неплавящимся электродом, и основного металла $K_C^{о.м}$: а — Al-Mg-Mn; б — Al-Li-Mg; в — Al-Cu-Mn; г — Al-Li-Cu

ных соединений алюминиево-литиевых сплавов при сварке плавлением стали основой для разработки оригинальных технологий сварки, использование которых обеспечивает получение плотных швов с высокими значениями физико-механических свойств [3, 7, 8]. Прочность соединений, полученных дуговой сваркой, составляет при этом 75...85 % уровня прочности основного металла. Использование электронно-лучевой сварки позволяет получить соединения с прочностью, близкой к основному металлу. В этом случае протяженность ЗТВ существенно сокращается по сравнению с соединениями, выполненными дуговой сваркой. Улучшение свойств отмечается не только в металле шва, но и в наиболее слабой зоне соединений — на границе его сплавления с основным металлом, что обусловлено образованием мелкокристаллической структуры в шве. Тем не менее, как оказалось [9], перегрев металла во время сварки вызывает снижение уровня критического коэффициента интенсивности напряжения в большей степени, особенно в зоне сплавов, по сравнению с традиционными сплавами систем легирования Al-Mg-Mn и Al-Cu-Mn (рис. 1, а, в). Развитие охрупчивания алюминиево-литиевых сплавов в зоне нагрева увеличивает вероятность зарождения трещин в соединении в условиях эксплуатации. Проблема защиты сварных конструкций от преждевременного разрушения, являющаяся одной из острейших для народного хозяйства, тесно связана с экономикой. Потери металла при разрушении исчисляются миллиардами гривен в год [1]. В связи с этим в процессе создания новых изделий аэрокосмической техники необходимо учитывать влияние технологических факторов сварки на особенности фор-

мирования структуры в различных зонах соединений алюминиево-литиевых сплавов и причины, вызывающие охрупчивание металла. Разработка и реализация комплекса мероприятий позволит повысить уровень прочности и вязкости разрушения сварных соединений и улучшить их работоспособность в различных условиях эксплуатации.

Появление условий для ускоренного зарождения и распространения трещин вблизи хрупких фазовых включений обусловлено характерным оплавлением структурных составляющих, которое возникает в алюминиевых сплавах под влиянием температуры неравновесного солидуса при сварке. Образование в межзеренном пространстве протяженных хрупких участков из пересыщенных и интерметаллидных фаз, затрудняющих пластическую деформацию металла, связано с его продолжительным пребыванием в условиях высоких температур (673...773 К), сопровождающих сварочный процесс. Последнее приводит как к интенсивному развитию неоднородности структуры, так и распределению легирующих элементов и примесей, содержащихся в различных зонах сварных соединений, к их сегрегации вдоль границ зерен. По мере увеличения объемной доли таких участков в структуре сварного соединения отмечается повышение уровня концентрации напряжения, на что указывает образование плоских участков рельефа вдоль границ кристаллитов и зерен на изломах разрушенных образцов [10–15]. Это сопровождается снижением характеристик сопротивления разрушению: номинального разрушающего напряжения металла σ_p от 340 до 265 МПа, критического коэффициента интенсивности напряжения K_C от 29,5 до 21,5 МПа $\sqrt{м}$, критического раскрытия трещины δ_C от 0,14 до 0,03 мм, энергии зарождения J_C и удельной работы распространения трещины (УРРТ) соответственно от 5,8 и 7,5 до 2,5 и 3,8 Дж/см² [14].

Увеличение концентрации напряжения в результате наличия геометрического или механического надреза, включая усталостную трещину, уменьшает на 40...55 % значение критического коэффициента интенсивности напряжения K_C , определяющего условия разрушения [10]. Диапазон разброса значений данного показателя сопротивления разрушению изменяется в зависимости от радиуса остроты концентратора напряжений и напряженно-деформированного состояния структурных зон сварных соединений. Так, в металле шва он составляет 10 %, а в зонах сплавления и термического влияния — 20...25 %, что существенно отличается от сплавов систем Al-Mg и Al-Cu, не содержащих литий. Неодинаковое влияние концентратора напряжения на показатель вязкости разрушения K_C в зонах сварных соединений обусловлено различным количеством обо-

гащенных литием фаз, выделяющихся вдоль границ кристаллитов шва и зерен основного металла в процессе термического воздействия сварки. Особенно резко оно проявляется в образцах соединений, вершина надреза в которых совмещена с границей сплавления шва с основным металлом (рис. 2). Обнаруженная зависимость связана с особенностями формирования структуры данной зоны соединения в условиях кристаллизации металла после сварочного нагрева. При дуговых способах сварки

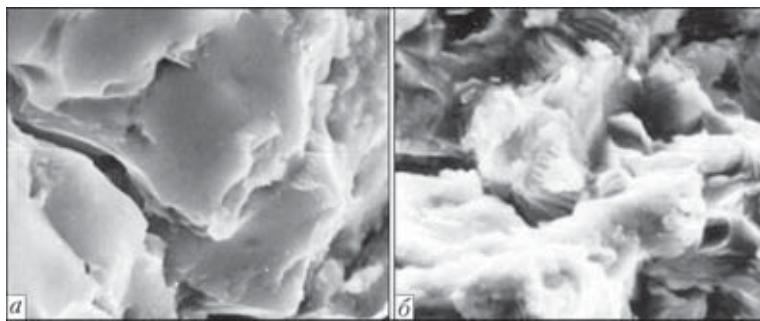


Рис. 2. Микроструктуры ($\times 500$) поверхности разрушения металла границы сплавления сварных соединений, полученных дуговой сваркой: а — сплав 1421; б — 1460

в структуре зоны сплавления отмечаются утолщенные границы зерен, наличие их тройных стыков и значительное количество оплавленных фаз. Увеличение плотности выделений вторичных фаз и укрупнение включений интерметаллидных фаз в металле ЗТВ вызывают образование участков с неблагоприятной структурой в виде отдельных скоплений или каркаса, повторяющего границы зерен. При сварке электронным лучом обнаружена преимущественно полиэдрическая структура с редкими включениями оплавленных фаз [9].

Размеры и расположение фазовых включений в межзеренном пространстве, особенно на границе сплавления шва с основным металлом, влияют на концентрацию напряжения и объемную долю хрупких участков, т. е. на условия зарождения трещин в сварных соединениях алюминиево-литиевых сплавов. Наличие таких структурных участков вдоль границ зерен наряду с полосами сдвига, образующимися в процессе изготовления полуфабрикатов, ограничивает пластическую деформацию и способствует росту объемно-напряженного состояния в сварных соединениях. Полосы сдвига, являясь местами, ослабленными из-за локализации деформации, как бы определяют хрупкий характер зарождения трещин в металле ЗТВ на участках контакта полосы скольжения с границей кристаллита или зерна. Суммарное действие приложенных напряжений и локальной концентрации напряжений в окрестности фаз и полос сдвига становится причиной интенсивного зарождения трещин как по телу, так и вдоль границы контакта с матрицей (рис. 2).

Аналогичная зависимость сопротивления разрушению от состояния структуры в зонах сварного соединения прослеживается и по характерному изменению критического раскрытия трещины δ_C и энергии ее зарождения (J -интеграла). Как видно из рис. 3 и таблицы, граница сплавления шва с основным металлом отличается минимальными значениями сопротивления разрушению по сравнению с другими структурными зонами сварного соединения, что необходимо учитывать при проектировании изделий ответственного назначения. Показатели K_C и δ_C данной зоны соединения

соответственно 23 МПа $\sqrt{м}$ и 0,04 мм. Значения J_C и УРРТ, отражающие особенности и характер зарождения и распространения трещины, зависят от химического состава свариваемых сплавов. У сплава 1421 (содержит магний) они составляют соответственно 3,1 и 4,5 Дж/см 2 , медьсодержащий сплав 1460 имеет большие значения J_C (4,0 Дж/см 2) и УРРТ (6,2 Дж/см 2). Установленные закономерности изменения свойств соединений алюминий-литиевых сплавов свидетельствуют о значительном влиянии структурного состояния границ кристаллитов швов и зерен основного металла в зоне сварочного нагрева на прочность сцепления матрицы с выделениями фаз, определяющей склонность металла к хрупкому разрушению.

Особенно опасно наличие концентратора напряжения в металле сварных соединений для сложных условий эксплуатации конструкции, когда в результате действия турбулентного потока возду-

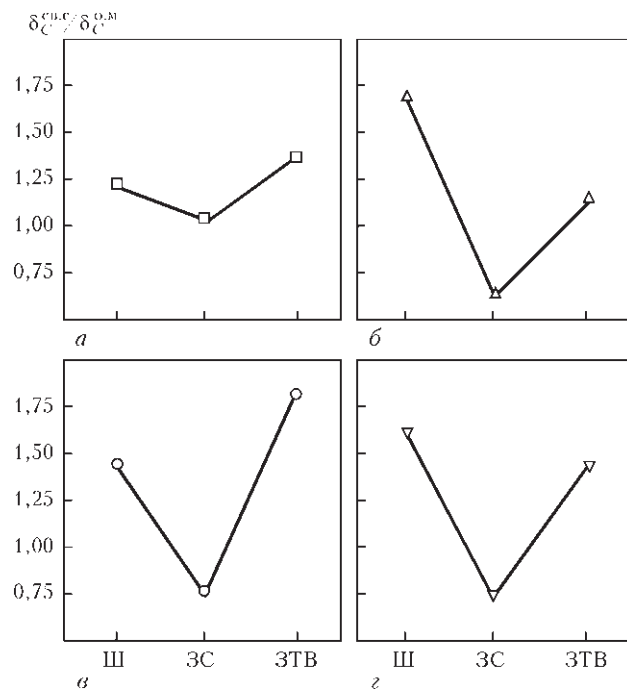


Рис. 3. Сравнение показателя критического раскрытия трещины δ_C^{CB} в различных зонах сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов и основного металла δ_C^{CM} : а — Al-Mg-Mn; б — Al-Li-Mg; в — Al-Cu-Mn; г — Al-Li-Cu



Значения энергии зарождения трещины (J -интеграла) алюминиево-литиевых сплавов 1421, 1460 и их сварных соединений

Сплав	Зона исследования	J -интеграл, Дж/см ²
1421 (Al-Li-Mg)	ОДМ	3,6...4,4
	ОМП	2,5...3,8
	Ш	4,9...6,8
	ЗС	1,5...2,9
	ЗТВ	2,8...3,6
1460 (Al-Li-Cu)	ОДМ	4,0...5,6
	ОМП	2,5...3,8
	Ш	5,2...6,7
	ЗС	2,9...3,4
	ЗТВ	4,2...5,7

Примечание. ОДМ и ОПД — соответственно основной долевой металл и поперечной ориентации относительно проката; Ш — металл шва; ЗС — металл границы сплавления; ЗТВ — металл ЗТВ на расстоянии 5 мм.

ха происходит изменение схемы нагружения или скорости деформации, а увеличение высоты полета приводит к изменению температуры. Указанные эксплуатационные факторы приводят к дополнительной потере пластических свойств металла в конструкции, хотя при этом может иметь место увеличение прочности соединений до 400...420 МПа вследствие деформационного или низкотемпературного упрочнения [11–15]. Степень снижения пластичности и вязкости разрушения зависит от объемной доли хрупких локальных участков, сформировавшихся в межзеренном промежутке при нагреве, и уровня рабочего напряжения. Достигая критического значения, в условиях эксплуатации (в соответствии с теорией Гриффитса [1]) они приводят к зарождению трещины и определяют последующий характер ее распространения.

Повышенную склонность соединений алюминиево-литиевых сплавов к охрупчиванию можно объяснить их высокой степенью легирования по сравнению с другими высокопрочными базовыми сплавами систем легирования Al-Mg-Mn и Al-Cu-Mn, вследствие чего образуется избыточное количество фаз в межзеренном промежутке. Их наличие и размеры препятствуют релаксации напряжений сплавов в процессе пластической деформации, что приводит к накоплению напряжений и возникновению вблизи фаз неблагоприятной дислокационной структуры компланарного типа, выявляемого после разрушения образцов при испытании. Хрупкое разрушение в этом случае происходит в результате протекания хотя и интенсивного, однако сильно локализованного пластического течения, которое может протекать при очень низком уровне сдвиговых напряжений и

приводить при этом к возникновению мощных и опасных скоплений дислокаций, создающих условия для зарождения трещин [1]. Эту особенность алюминиево-литиевых сплавов связывают со склонностью лития к плоскому скольжению в ходе его перераспределения вдоль границ зерен, следствием которого является снижение пластичности. Снижение содержания лития в сплаве (до 1,7...1,9 мас. %) способствует увеличению в 1,5 раза такого показателя пластичности как относительное удлинение [2].

По результатам экспериментальных исследований [9] установлено, что благоприятные теплофизические условия сварки обеспечивают способы, отличающиеся минимальным тепловложением: сварка пульсирующей дугой ($10...13 \cdot 10^5$ Дж/м) или электронным лучом ($1,2...1,4 \cdot 10^5$ Дж/м), что позволяет соответственно в 4 и 10 раз сократить протяженность участков, в которых присутствуют хрупкие межкристаллитные прослойки в швах и межзеренные в металле ЗТВ, а также микропустоты в зоне сплавления. Такое состояние структуры сварных соединений обеспечивает повышение сопротивления металла зарождению трещин. Значение показателя σ_p в отдельных зонах соединений в этом случае увеличивается на 70...100 МПа, а K_C — на 20...25 %. Улучшение качества металла обеспечивает повышение свойств не только в металле шва, но и в наиболее слабой зоне сварных соединений — на границе его сплавления с основным металлом. Уменьшение чувствительности металла к концентраторам напряжений создает предпосылки для обеспечения надежной эксплуатации сварных деталей и узлов из алюминиево-литиевых сплавов при производстве несущих панелей, отсеков и конструкции фюзеляжа в целом. При этом замена клепаных нахлесточных соединений на стыковые позволяет сократить количество поперечных швов путем использования длинномерных заготовок.

Положительное влияние на уровень физико-механических свойств алюминиево-литиевых сплавов также оказывает использование режимов двухступенчатого отжига с промежуточной деформацией до 3 % [15]. Такая технологическая операция обеспечивает формирование благоприятной структуры сплавов, которая оказывает влияние на уровень характеристик сопротивления разрушению. Введение правки после закалки подавляет процесс укрупнения хрупкой фазы, ускоряя растворение упрочняющей фазы δ , и несколько уменьшает ее размеры, что повышает значение показателя вязкости разрушения K_C на 10 %.

Улучшение показателей надежности достигается также путем оптимизации химического состава металла шва путем введения в состав присадочной проволоки скандия в пределах 0,4...0,6 % [16–18].

При этом не только снижается склонность алюминиево-литиевых сплавов к образованию горячих трещин, но и обеспечиваются высокие значения показателей вязкости разрушения: $\sigma_p = 310...320$ МПа, $K_C = 25...28$ МПа $\sqrt{м}$, $\delta_C = 0,05...0,07$ мм, $J_C = 4...6$ Дж/см², УРРТ = 8...10 Дж/см². Уровень прочности металла шва возрастает на 20 %, а относительное удлинение составляет 7 %. Этому способствует формирование мелкокристаллитной и субзеренной структуры швов вследствие полного размерно-структурного сходства дисперсных частиц алюминидов скандия Al₃Sc с матрицей [3]. Наличие скандия в основном металле тормозит процессы рекристаллизации, протекающие при сварке алюминиевых сплавов, что сокращает протяженность зоны разупрочнения. Отмеченный эффект очень важен для производства сварных конструкций аэрокосмической техники. Он позволяет ослабить степень регламентации температурно-временных условий сварки, ограничивающих склонность алюминиево-литиевых сплавов к разупрочнению, поскольку протяженность ЗТВ зависит не только от способа сварки, но и от химического состава сплава. Как показали исследования [9–12], действие сварочного нагрева на прочность и вязкость металла сварных соединений проявляется в меньшей степени у сплавов, содержащих магний в качестве основного легирующего компонента, чем у сплавов с медью. Это обусловлено способностью магния в большей степени, чем добавка меди, ускорять процессы выделения упрочняющей фазы δ' и увеличивать тем самым их плотность в объеме металла [1]. Следует отметить, что сплавы типа 1460, легированные медью, удовлетворительно работают при криогенных температурах в контакте с жидким кислородом, водородом и гелием [12]. Характеристики прочности и пластичности сплавов и их сварных соединений при этом возрастают с понижением температуры. Такая особенность сплавов позволяет использовать их в сложных по геометрии сварных конструкциях топливного бака космических летательных аппаратов при обеспечении высоких эксплуатационных свойств сварных соединений и их герметичности. Использование сплавов типа 1460 в конструкции бака американской ракеты «Дельта» позволили снизить массу бака с 2259 до 1430 фунтов [13]. Повышению надежности сварных соединений также способствует сокращение в структуре сплава объемной доли интерметаллидных фаз, которые содержат примеси щелочных и щелочноземельных элементов (натрия, кальция, бария, калия). Даже тысячные доли процента их в составе сплавов оказывают отрицательное влияние на свойства сварных соединений в результате снижения температуры плавления фаз, выделяющихся по границам зерен, что делает их опасными для развития разрушения. Находясь

у границ зерен, они вследствие высокой химической активности по отношению к алюминию уменьшают поверхностную энергию металла на внутренних свободных поверхностях, например, на берегах имеющихся микротрещин, и тем самым повышают склонность металла к охрупчиванию и развитию трещин [19, 20]. При этом уровень характеристик пластичности и вязкости разрушения снижается на 30...40 %, а ухудшение прочности не отмечается. Ограничение количества вредных примесей в составе сплава до 0,01 % сокращает негативное влияние границ кристаллитов и зерен на процессы зарождения трещин, увеличивает количество вязких участков рельефа изломов, что повышает уровень σ_p на 20 % и K_C на 40 % при $\delta_C = 0,05$ мм, $J_C = 4$ Дж/см², УРРТ = 5,2 Дж/см². Максимальный эффект достигается только при равномерном распределении интерметаллидных фаз в объеме металла. При этом характер разрушения соединений в зоне сплавления изменяется с интеркристаллитного на транскристаллитный.

Обобщив результаты исследования сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов [1, 2, 9, 10, 18–20], можно утверждать, что состояние границ зерен в структурных зонах, образующихся под влиянием термического цикла сварки, определяет уровень физико-механических свойств и характер разрушения соединений. Состояние границ зерен зависит от количества легирующих элементов и примесей, наличия в исходном металле скоплений фаз, расположенных вдоль линии проката. Отрицательное воздействие сварки проявляется лишь в случае образования протяженных участков шва и ЗТВ с неблагоприятной структурой, формирующихся в процессе нагрева металла с высокой погонной энергией. Для предотвращения подобного явления при сварке алюминиево-литиевых сплавов следует строго регламентировать тепловложение, используя пульсирующие режимы дуговой сварки или электронно-лучевую (лазерную) сварку, которые характеризуются высокой концентрацией вводимого тепла. В этом случае сварные соединения имеют необходимые значения прочности и вязкости разрушения, что важно для изделий аэрокосмической техники при работе в экстремальных условиях, включая широкий температурный интервал (20...500 К). В итоге наряду со снижением массы изделия решается задача обеспечения хорошей технологичности конструкции, а также надежной эксплуатации при безопасном повреждении в течение длительного периода работы. Это подтверждают имеющиеся примеры применения алюминиево-литиевых сплавов и их сварных соединений в конструкциях силовых оболочек самолетов, вертолетов и топливных баков ракет для космических средств многоцелевого использования [3–6].

1. *Алюминий-литиевые сплавы, структура и свойства* / И. Н. Фридляндер, К. В. Чуистов, Ф. Л. Березина, Н. Н. Колобнев. — Киев: Наук. думка, 1992. — 192 с.
 2. *Фридляндер И. Н., Белецкий В. М., Кривов Г. А.* Алюминиевые сплавы в авиационных конструкциях // *Технолог. системы.* — 2000. — № 1. — С. 5–17.
 3. *Сварка в самолетостроении* / Г. А. Кривов, В. Р. Рябов, А. Я. Ищенко и др. / Под ред. Б. Е. Патона. — Киев: МИИВЦ, 1998. — 695 с.
 4. *Имамура Ц.* Применение легких металлов для конструкций летательных аппаратов // *Кэйкиндзоку.* — 1991. — 41, № 9. — С. 623–634.
 5. *Ищенко А. Я., Лабур Т. М., Лозовская А. В.* Алюминиево-литиевые сплавы для сварных конструкций аэрокосмической техники // *Автомат. сварка.* — 1995. — № 2. — С. 41–44.
 6. *Овчинников В. В., Дриц А. М., Крымова Т. В.* Технологические особенности производства сварных конструкций летательных аппаратов из алюминий-литиевого сплава 1460 // *Свароч. пр-во.* — 1997. — № 12. — С. 26–29.
 7. *Технологические особенности сварки высокопрочного алюминий-литиевого сплава 1460* / Н. С. Барабохин, Ю. Г. Бушуев, Е. В. Шульгина и др. // Там же. — 1999. — № 11. — С. 12–14.
 8. *Алюминиево-литиевый сплав 1441 как перспективный материал для фюзеляжа* / Р. К. Бирк, Д. П. Дайкус, И. Н. Фридляндер, В. С. Сандлер // *Металловед. и терм. обработка металлов.* — 2001. — № 8. — С. 7–10.
 9. *Влияние способа сварки на сопротивление разрушению соединений алюминий-литиевых сплавов 1420 и 1460* / Т. М. Лабур, Андр. А. Бондарев, А. В. Лозовская и др. // *Автомат. сварка.* — 2001. — № 7. — С. 12–16.
 10. *Ishchenko A. Ya., Labur T. M., Lozovskaya A. V.* Can aluminium-lithium alloys be used in welded constructions for cryogenic engineering? // *Welding in the World.* — 2001. — 45, № 9/10. — P. 26–29.
 11. *Kojima Y.* Aluminum-lithium alloys // *Welding Light Metal.* — 1989. — 39, № 1. — P. 67–80.
 12. *Labur T. M.* Influence of cryogenic conditions of the properties of welded joints of aluminium-lithium alloys // *Welding in the World.* — 2001. — 45, № 9/10. — P. 30–32.
 13. *www.Aviation Week @ Space Technology.*
 14. *Лабур Т. М.* Изменение сопротивления разрушению сварных соединений сплава 01421 в условиях высокотемпературного нагрева // *Автомат. сварка.* — 1994. — № 12. — С. 8–11.
 15. *Исследование влияния режимов НТМО на свойства листов из сплавов 1571, 1430, 1441* / В. И. Елагин, А. И. Орозов, Н. М. Щеглова, В. А. Тарасов // *Технология легких сплавов.* — 1996. — № 5. — С. 40–43.
 16. *Лабур Т. М., Илюшенко Р. В.* Влияние добавок скандия в присадочную проволоку при сварке алюминий-литиевого сплава 1420 // *Автомат. сварка.* — 1992. — № 11/12. — С. 53–54.
 17. *Лабур Т. М., Илюшенко Р. В.* Влияние скандия на характеристики сопротивления разрушению сварных соединений из сплавов 1420 и 1421 // *Технология легких сплавов.* — 1993. — № 12. — С. 37–41.
 18. *Лабур Т. М.* Исследование эффективности упрочнения металла шва скандием при сварке алюминий-литиевого сплава 1420 // *Автомат. сварка.* — 1996. — № 7. — С. 17–19.
 19. *Грушко О. Е., Шевелева Л. М.* Примеси щелочных и щелочноземельных металлов в алюминий-литиевом сплаве 1420 // *Цвет. металлы.* — 1994. — № 4. — С. 48–51.
 20. *Лабур Т. М.* Влияние примесных элементов на сопротивление разрушению // *Автомат. сварка.* — 1998. — № 6. — С. 40–43.
- Technological possibilities of increasing strength and fracture toughness of welded joints on aluminium-lithium alloys are considered in terms of ensuring reliability and safe operation of structures. It is shown that the use of low heat input and new modified welding wires with a decreased content of harmful impurities provides a sufficient level of mechanical properties in all structural zones of the welded joint.

Поступила в редакцию 03.12.2010



«ТЕХНОЛОГИИ И ОБОРУДОВАНИЕ ЭЛС-2011»

II Санкт-Петербургская
научно-техническая конференция

23–26 мая 2011

Санкт-Петербург

Основные направления конференции:

- технологии ЭЛС
- работоспособность сварных конструкций
- оборудование для ЭЛС
- моделирование физических процессов ЭЛС и работы электронно-оптических систем установок
- экономические аспекты применения ЭЛС

Санкт-Петербургское общество научно-технических знаний

Центр дополнительных образовательных программ

191023 С.-Петербург, Невский пр., 54

Тел.: (812) 570-59-23, 571-18-71, тел./факс: 570-55-58, 394-14-61

E-mail: technovalb@yandex.ru ontz@peterlink.ru, www.ontz.kop.ru