



## ВЛИЯНИЕ СПОСОБА СВАРКИ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВО-ЛИТИЕВЫХ СПЛАВОВ 1420 И 1460

Т. М. ЛАБУР, канд. техн. наук, Андр. А. БОНДАРЕВ, инж., А. В. ЛОЗОВСКАЯ, В. С. МАШИН, кандидаты техн. наук, А. Г. ПОКЛЯЦКИЙ, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Установлена зависимость сопротивления разрушению сварных соединений алюминий-литиевых сплавов 1420 и 1460 от способа сварки (плавящимся и неплавящимся электродом, электронным лучом). Показано, что различные тепловые условия сварки приводят к неодинаковой степени разупрочнения металла в околошовной зоне. Использование высококонцентрированного источника тепла при электронно-лучевой сварке обеспечивает более высокое сопротивление зарождению и распространению трещин. Из всех исследуемых зон сварных соединений металл границы сплавления шва с основным металлом имеет наименьшее сопротивление разрушению независимо от способа соединения.

*Ключевые слова:* сварка плавлением, алюминий-литиевые сплавы, погонная энергия, металл шва, зона сплавления, зона термического влияния, номинальное разрушающее напряжение, удельная работа распространения трещины, критический коэффициент интенсивности напряжения, J-интеграл, сравнительный анализ

Быстрый нагрев и последующее медленное охлаждение металла, сопровождающие термический цикл сварки плавлением, в результате фазовых превращений приводят к формированию в околошовной зоне участков, отличающихся друг от друга различной степенью оплавления границ зерен и выделения грубых частиц [1]. Наличие неоднородной структуры в металле ограничивает пластическую деформацию на участках между границами кристаллитов шва, что способствует ее локализации и развитию объемно-напряженного состояния соединений. Концентрация напряжения сопровождается появлением микротрещин, которые вызывают снижение прочности металла сварных соединений (по сравнению с основным металлом) и становятся причиной их преждевременного разрушения.

Целью данного исследования является установление зависимости сопротивления разрушению соединений высокоэффективных алюминий-литиевых сплавов 1420 и 1460 от используемых способов сварки плавлением, отличающихся уровнем погонной энергии и термического влияния на различных участках околошовной зоны, что способствует неодинаковому разупрочнению металла. Для этого были использованы современные технологические процессы сварки высокопрочных алюминий-литиевых сплавов: аргонодуговая плавящимся и неплавящимся электродом, а также электронно-лучевая (ЭЛС), наиболее применяемые при создании легких сварных конструкций.

Объектом экспериментальной оценки были лис-

ты толщиной 3,2 мм в состоянии закалки и искусственного старения. Оптимизированные режимы сварки обеспечивали минимальный уровень тепловложения процесса и высокое качество формирования швов. Сварку неплавящимся электродом (СНЭ) выполняли с использованием режимов пульсирующей дуги асимметричным током прямоугольной формы. Периодичность силового воздействия тока на сварочную ванну обеспечивала интенсивное перемешивание жидкого металла и дробление кристаллитов шва [1]. Уменьшение теплового воздействия сварки на металл и его продолжительность достигалось за счет использования сварки плавящимся электродом (СПЭ) в газовой смеси аргона и гелия [2]. Электронно-лучевая сварка в отличие от дуговых способов (СНЭ и СПЭ) характеризуется высокой удельной концентрацией энергии (таблица).

Низкие значения погонной энергии ЭЛС способствуют образованию малого объема жидкого металла в сварочной ванне и небольшой протяженности зоны термического влияния (ЗТВ) [1]. Электронно-лучевую сварку выполняли при дискретной развертке пучка с программируемым тепловложением за счет регулирования времени задержки пучка в точках его остановок в пределах выбранной траектории, которые имели вид кривых второго порядка [3]. Форму и параметры развертки контролировали по осциллографу. Изменения в процессе сварки температурного состояния металла и распределения действующих сил обеспечивают дополнительную динамику расплаву в сварочной ванне, что на фоне неп-

Типичные режимы сварки при соединении алюминий-литиевых сплавов

Способ сварки	Установка, источник питания	$I_{св}$ , А	$U_{д}$ , В	$v_{св}$ , м/ч	$q/v_{св}$ , кДж/см
Аргонодуговая					
неплавящимся электродом	И-126	275...280 (прямой) 175...180 (обратный)	12	11	30
плавящимся электродом (50 % Ag + 50 % He)	«Fronius» TPS-450	115	19,2	35	63
ЭЛС	У-212	0,05	30000	60	120



рывной вакуумной откачки способствует получению сварных соединений с высокой плотностью и мелкокристаллической структурой металла шва [4].

Качество получаемых сварных соединений определяли путем рентгеновского контроля, данные которого подтвердили отсутствие таких внутренних дефектов, как поры и оксидные пленки. При сварке сплава 1420 использовали присадочную проволоку СвАМг63, а при сварке сплава 1460 — американскую проволоку 2319. Диаметр проволоки во всех случаях составлял 1,6 мм. С целью предотвращения образования дефектов в металле швов кромки перед сваркой зачищали шабером на глубину не менее 0,1 мм.

Сопротивление разрушению оценивали по результатам испытания на внецентренное растяжение плоских образцов с острым надрезом радиусом 0,1 мм. Вершина надреза размещалась на следующих структурных участках сварных соединений: ось шва, зона сплавления и ЗТВ на расстоянии 5 мм от границы сплавления шва с основным металлом. Для сравнения были испытаны аналогичные образцы основного металла с поперечной ориентацией проката, наименее благоприятной у тонколистового полуфабриката алюминиевых сплавов. Теоретический коэффициент концентрации напряжения исследуемых образцов составлял 10 и определялся по методике, изложенной в работе [5].

Анализ показателей сопротивления разрушению основывали на физических принципах упругопластического разрушения [6]. С помощью определенных размеров образцов и схемы испытаний моделировали напряженное состояние и другие этапы процесса разрушения листовых материалов. Диаграмма, фиксирующая все этапы разрушения, позволила установить значения номинального разрушающего напряжения  $\sigma_p$  и удельной работы распространения трещины (УРРТ). Путем расчета функции изменения энергии деформации в зависимости от длины трещины определяли значение  $J$ -интеграла, используя при этом соотношение Меркли-Кортена [7]

$$J = U \{ [B(W - a_0) f(a_0/W)] \},$$

где  $U$  — работа зарождения трещины, т. е. площадь под кривой зависимости силы от смещения;  $f(a_0/W)$  — функция геометрического соотношения длины трещины  $a_0$  и размера испытываемого образца  $W$ , которая имеет вид

$$f(a_0/W) = 2[(1 + \alpha)/(1 + \alpha^2)],$$

где

$$\alpha = \sqrt{[2\alpha_0/(W - a_0)]^2 + [2a_0/(W - a_0) + 2 - [2a_0/(W - a_0) + 1]}.$$

Значения критического коэффициента интенсивности напряжения  $K_c$  в различных зонах сварных соединений исследуемых сплавов оценивали по линейной зависимости между  $K_c$  и УРРТ, которая описывает при разрушении этап распространения трещины [5]

$$K_c = (4,35 \text{ УРРТ} + 3,31) \cdot 10^{-4}.$$

Результаты исследования сварных соединений показали, что алюминиево-литиевые сплавы 1420 и 1460 отличаются от основного металла более низкими (на 20... 30 %) значениями  $\sigma_p$  и  $K_c$  (рис. 1, а, б). Швы на сплаве 1420 независимо от способа сварки имели на 10 % выше значения  $\sigma_p$ . Показатель  $K_c$  у сплава 1460 на 15 % выше, чем у сплава 1420. Более низкие значения данной характеристики имеют сварные соединения обоих сплавов, полученные способом СНЭ (рис. 1, а, б). Уровень напряжения, при котором швы сплава 1420 разрушались, составлял 295... 350, а сплава 1460 — 280... 315 МПа. Значения  $K_c$  в первом случае достигают 23,1... 29,8, а во втором — 25,2... 34,6 МПа $\sqrt{м}$ . Отличия показателей сопротивления разрушению, зафиксированные у исследуемых сплавов, могут быть связаны с наличием стабильных упрочняющих фаз. В состав сплава 1460 входят фазы  $\delta'(Al_3Li)$ ,  $T_1(Al_6CuLi)$  и  $S(Al_2CuLi)$  [1]. Сплав 1420, помимо фазы  $\delta'$ , содержит еще фазу  $S_1(Al_2MgLi)$  [1].

Состав фаз в указанных сплавах сказывается и на энергетических показателях сопротивления разрушению, описывающих энергию зарождения ( $J_c$ -интеграла) и последующего роста (УРРТ) трещины. Их значения у швов сплава 1460 больше на 30... 40 %, чем у швов сплава 1420 (рис. 1, в, г). Это свидетельствует о способности металла сплава 1460 пластически деформироваться, что может быть обусловлено меньшим размером атомного диаметра меди (0,256 нм) в отличие от такового магния (0,32 нм), входящего в состав сплава 1420.

Различные тепловые условия сварки плавлением исследуемых алюминиево-литиевых сплавов и скорости охлаждения металла, сопровождающие его кристаллизацию, приводят к неодинаковой степени разупрочнения металла околошовных зон. В результате в металле ЗТВ зафиксированы различные значения  $\sigma_p$  и  $K_c$ . Разрушающее напряжение сварных соединений сплава 1420, полученных способом СНЭ, составляет 382... 397, а сплава 1460 — 320... 373 МПа, что ниже, чем у основного металла (соответственно 450 и 470 МПа). Меньшие (чем у сплава 1420) значения  $\sigma_p$  у сплава 1460, возможно, обусловлены способностью меди, входящей в его состав, снижать стабильность состава пересыщенных твердых растворов и вызывать его более интенсивный распад в ходе выполнения технологических нагревов, в том числе и сварочных [3]. Энергетические показатели разрушения ( $J$ -интеграл и УРРТ) металла сварных соединений в металле ЗТВ при этом составляют у сплава 1420 соответственно 3,1 и 3,4, а у сплава 1460 — 4,2 и 3,4 Дж/см<sup>2</sup>.

Сопоставление показателей разрушения соединений, полученных различными способами сварки, позволило выявить характерную для исследуемых сплавов 1420 и 1460 закономерность снижения  $\sigma_p$  и  $K_c$ . Швы сплава 1420, выполненные способом СНЭ, характеризуются наименьшими значениями разрушающего напряжения (300... 315 МПа). Значения  $K_c$  при этом у сплава 1420 составляют 23,1, а у сплава 1460 — 25,2 МПа $\sqrt{м}$ . Отмеченная закономерность обусловлена термическими условиями

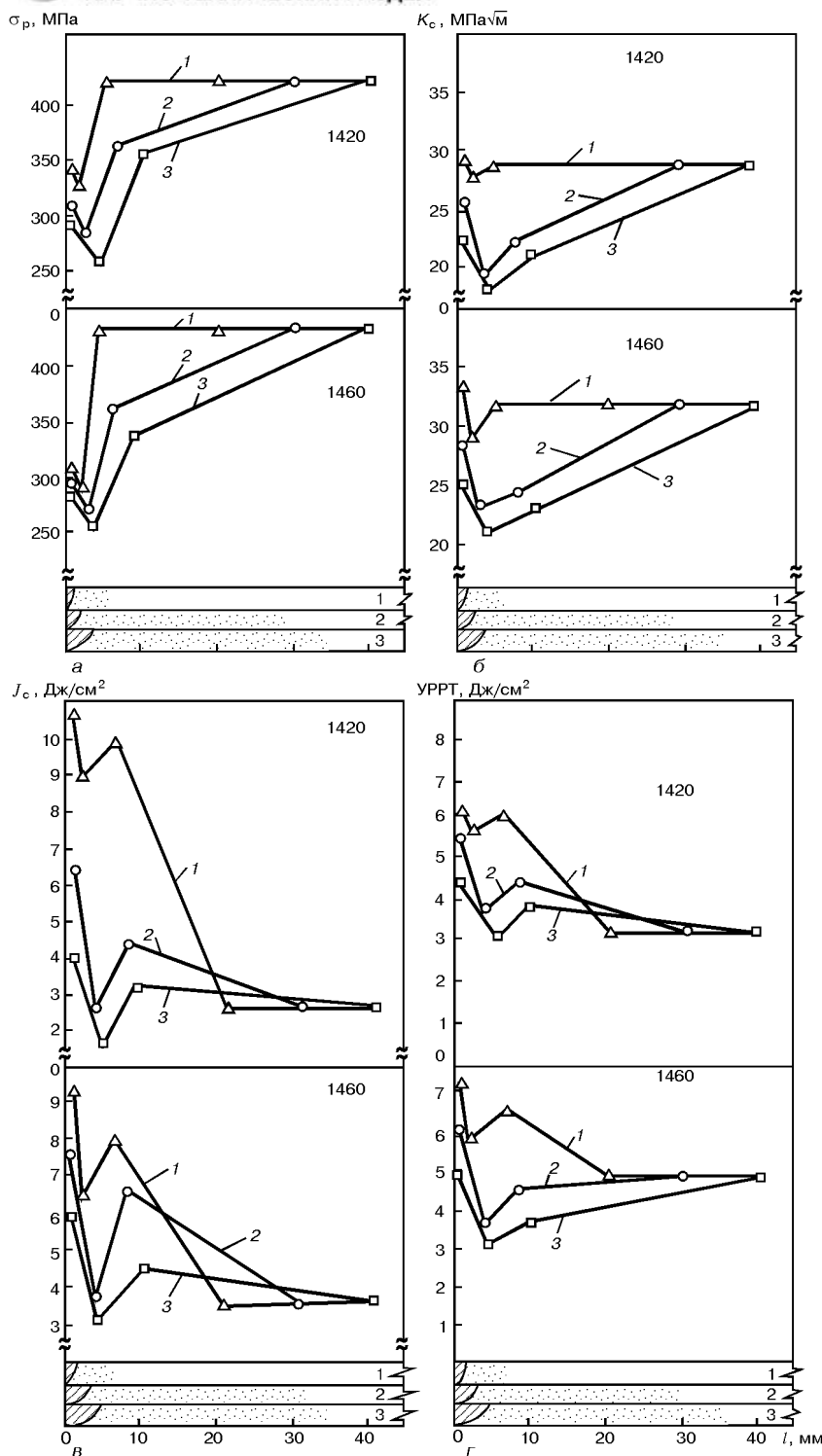


Рис. 1. Влияние способа сварки на  $\sigma_p$  (а),  $K_c$  (б),  $J$ -интеграл (в) и УРРТ (г) в различных зонах алюминий-литиевых сплавов 1420 и 1460: 1 – ЭЛС; 2 – СПЭ; 3 – СНЭ;  $l$  – расстояние от оси шва

сварки, при которых рост частиц упрочняющей фазы  $\delta$  ( $Al_3Li$ ) не успевает развиваться вследствие малой скорости распада твердого раствора [1]. Сокращение продолжительности температурного воздействия в условиях выполнения СПЭ приводит к повышению значений  $\sigma_p$  и  $K_c$  на 3...5 % по сравнению со швом, полученным СНЭ.

Использование высококонцентрированного источника тепла при ЭЛС обеспечивает более высокие

значения  $\sigma_p$  (рис. 1), которые у сплава 1420 возрастают на 60, а у сплава 1460 – на 30 МПа по сравнению с таковыми при дуговых способах сварки. Коэффициент трещиностойкости  $K_c$  швов у сплава 1420 составляет 29,8, а у сплава 1460 – 34,6 МПа $\sqrt{м}$ , что на 30...35 % выше, чем у швов, полученных дуговыми способами. В других зонах сварных соединений значения  $K_c$  изменяются соответственно на 7 и 10 МПа $\sqrt{м}$  в зависимости от погонной энергии сварки. При использовании ЭЛС швы сплава 1420 характеризуются значениями  $J$ -интеграла, составляющими 11,4 Дж/см<sup>2</sup>, что примерно в 2...3 раза выше, чем швы, полученные дуговыми способами. Причем швы сплава 1460 в этом случае отличаются от аналогичных сплава 1420 на 2,0...2,5 Дж/см<sup>2</sup> меньшими значениями  $J$ -интеграла. Такая же зависимость имеет место и для значений УРРТ (рис. 1, г). Швы обоих исследуемых сплавов характеризуются наибольшим ее уровнем (соответственно 5,9 и 6,0 Дж/см<sup>2</sup>). Этому способствуют термические условия сварки электронным лучом, когда кратковременные процессы нагрева и охлаждения ограничивают развитие фазовых превращений, которые могут привести к охрупчиванию интерметаллидных включений на границах зерен. Соединения, полученные с помощью СПЭ, имеют сопротивление разрушению меньшее на 5...15, а с использованием СНЭ – на 25...30 %, что, однако, выше по сравнению с таковыми основного металла (2,9 Дж/см<sup>2</sup>). Этому способствует образование мелкокристаллитной структуры металла шва. Анализ макроструктуры сварных соединений свидетельствует о том, что толщина слоя кристаллов и межзеренных промежутков соответственно в 2,0 и 1,5 раза меньше в металле швов, полученных способом ЭЛС, чем

в металле швов, выполненных СНЭ.

Следует отметить, что независимо от тепловложения во время сварки зона сплавления соединений сплавов 1420 и 1460 характеризуется минимальными значениями  $\sigma_p$ ,  $K_c$ ,  $J$ -интеграла и УРРТ в отличие от других структурных зон (рис. 1). Большая погонная энергия при СНЭ приводит к более низким значениям  $\sigma_p$  и  $K_c$  по сравнению с другими исследуемыми способами сварки (рис. 1). Значения

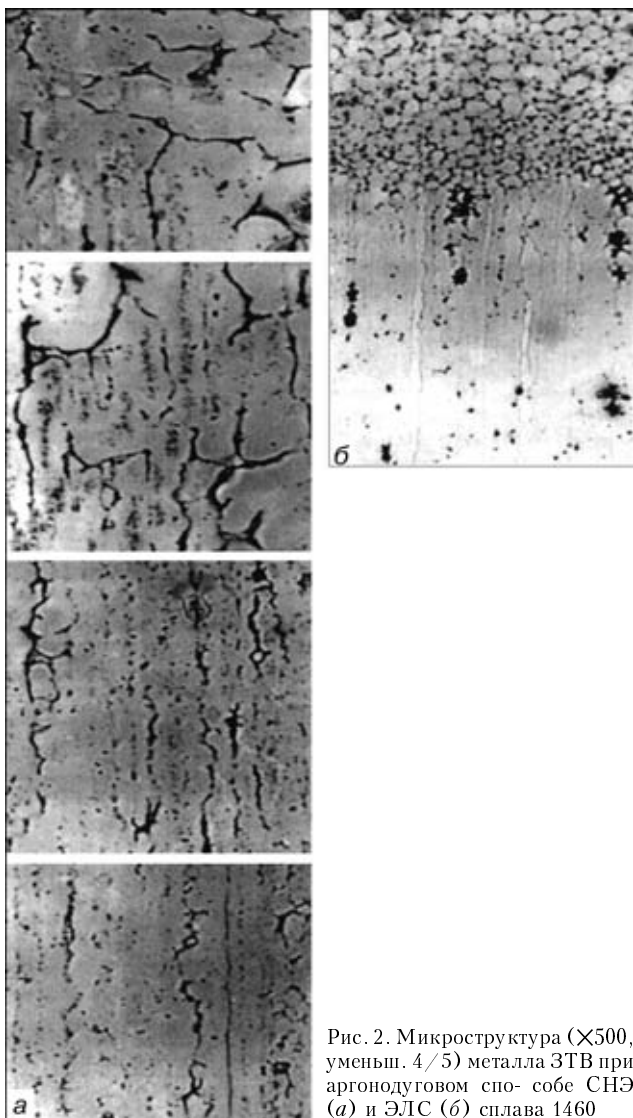


Рис. 2. Микроструктура (X500, уменьш. 4/5) металла ЗТВ при аргонодуговом спос- собе СНЭ (а) и ЭЛС (б) сплава 1460

упомянутых характеристик соединений сплава 1420 в среднем составляют соответственно 265 МПа и 21,2 МПа√м.

О повышенной склонности к квазихрупкому разрушению соединений сплава 1460 свидетельствуют меньшие (на 55 МПа и 1,4 МПа√м) значения  $\sigma_p$  и  $K_{Ic}$ . Отмеченное можно объяснить не только неоднородностью структуры металла данной зоны, что является следствием разупрочнения сплава под действием термического цикла сварки, но и коагуляцией, а также охрупчиванием фаз, расположенных вдоль границ зерен. К этому же приводит наличие растягивающих напряжений, возникающих вследствие фазовых превращений и коагуляции включений на участках вдоль границ зерен в зоне сплавления. Появлению напряжений способствуют высокая погонная энергия и медленная скорость охлаждения, сопровождающие процесс сварки алюминиевых сплавов плавлением [2].

В ходе исследования различных способов соединения алюминиево-литиевых сплавов была установлена зависимость энергетического показателя  $J$ -интеграла от погонной энергии процесса сварки. Меньшие значения присущи соединениям, полученным с использованием СНЭ, более высокие —

ЭЛС. Диапазон изменения  $J$ -интеграла для сплава 1420 составляет 1,9...9,2, а для сплава 1460 — 3,2...6,4 Дж/см<sup>2</sup>. Склонность к УРРТ в зонах сплавления обоих исследуемых сплавов имеет близкие значения — соответственно 2,5 и 2,1 Дж/см<sup>2</sup> (рис. 1, з). Значения  $J$ -интеграла и УРРТ в соединении сплава 1420 близки таковым основного металла, а у сплава 1460 они ниже на 10...15%. Обнаруженная зависимость может быть связана с образованием на границах зерен сплава 1460 большей объемной доли грубых частиц стабильных фаз  $T_1(Al_6CuLi)$  и  $S(Al_2CuLi)$  по сравнению со сплавом 1420, а также их повышенной хрупкостью в условиях действия неоднородной пластической деформации, обусловленной их природой и возникновением в ходе сварки значительных растягивающих напряжений. Наличие указанных включений при испытании сварных соединений приводит к зарождению трещины вблизи хрупких структурных фрагментов на межзеренных участках. Большая жесткость включений упрочняющих фаз ( $\delta'$ ,  $T_1$  и  $S$ ), чем у матрицы, вызывает зарождение микротрещин по плоскости их контакта, что зафиксировано на изломах разрушенных образцов. Предположение о снижении в процессе сварки прочности когезии границ зерен в результате фазовых превращений и коагуляции включений фаз подтверждает анализ изломов.

У соединений, выполненных СПЭ, показатели сопротивления разрушению металла на границе сплавления шва с основным металлом также меньше, чем в других структурных зонах. Кратковременность действия сварочного нагрева при СПЭ по сравнению со СНЭ обеспечивает в зоне сплавления увеличение всех показателей сопротивления разрушению сплава 1420 на 25...30%, а сплава 1460 — в 1,5 раза.

Аналогичная тенденция изменения исследуемых показателей разрушения отмечается у соединений обоих сплавов после выполнения ЭЛС, но характер их изменения неодинаковый. По сравнению с соединениями, полученными дугowymi способами сварки, показатель  $\sigma_p$  возрастает на 5...15%. Значение  $K_{Ic}$  в зоне сплавления сплава 1420 повышается на 50, а сплава 1460 — на 35%. Показатель УРРТ у обоих сплавов увеличивается примерно вдвое, а значение  $J$ -интеграла возрастает у сплава 1420 в 4 раза, у сплава 1460 — в 2,5 раза (рис. 1, в). Это обусловлено меньшей степенью разупрочнения металла в результате действия малой погонной энергии при ЭЛС и, как следствие, меньшей вероятностью появления в зоне сплавления грубых включений интерметаллидных фаз вдоль границ зерен.

Металлографические исследования соединений вблизи границы со швом показали, что в данной зоне во время сварки происходит перегрев основного металла под влиянием температуры неравновесного солидуса. На это указывает характерное оплавление структурных составляющих с образованием в массе твердого металла жидких включений (рис. 2). При выполнении дугowych способов сварки в структуре зоны сплавления отмечаются более утолщенные границы зерен, наличие их тройных стыков и значительное количество оплавленных



фаз. При сварке электронным лучом обнаружена преимущественно полиэдрическая структура с небольшими включениями оплавленных фаз.

Таким образом, для обеспечения благоприятных условий сочетания силовых и энергетических характеристик сопротивления разрушению желательнее осуществлять сварку с меньшей погонной энергией, что способствует предотвращению появления или ограничению степени охрупчивания включений интерметаллидных фаз по границам зерен и в значительной степени позитивно влияет на повышение работоспособности сварных соединений из высокопрочных алюминий-литиевых сплавов.

1. Рабкин Д. М., Лозовская А. В., Склабинская И. Е. Металловедение сварки алюминия и его сплавов. — Киев: Наук. думка, 1982. — 157 с.

2. Ищенко А. Я. Сварка легких сплавов и металлических композиционных материалов // Автомат. сварка. — 1991. — № 6. — С. 26–31.
3. Бондарев А. А., Бондарев Андр. А. Исследование физико-металлургических процессов и технологических особенностей электроннолучевой сварки алюминиевых сплавов // Повышение эффективности сварочного производства: Сб. науч. тр. — Липецк, 1996. — С. 56–60.
4. Технология электроннолучевой сварки стрингерных панелей из высокопрочных алюминиевых сплавов / А. Я. Ищенко, А. А. Бондарев, С. В. Назаренко, Андр. А. Бондарев // Автомат. сварка. — 2000. — № 6. — С. 29–32.
5. Кишкина С. И. Сопротивление разрушению алюминиевых сплавов. — М.: Металлургия, 1981. — 280 с.
6. Хериберг Р. В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов. — М.: Металлургия, 1989. — 575 с.
7. Статическая прочность и механика разрушения сталей / Под ред. В. Даля, В. Антона; пер. с нем. — М.: Металлургия, 1986. — 565 с.

The relationship between the fracture resistance of welded joints, made from aluminium-lithium alloys 1420 and 1460, and the method of welding (with consumable and non-consumable electrode, electron beam) was established. It is shown that the different thermal conditions of welding lead to a different degree of metal weakening in the heat-affected zone (HAZ). The use of a highly-concentrated heat source in electron beam welding provides the higher resistance to initiation and propagation of cracks. Coming from all the examined zones of the welded joints the metal of weld and parent metal fusion line has the lowest fracture resistance, not depending on the method of joining.

Поступила в редакцию 10.11.2000,  
в окончательном варианте 03.01.2001