



ПРОЧНОСТЬ И ВЯЗКОСТЬ МЕТАЛЛА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВО-ЛИТИЕВЫХ СПЛАВОВ

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

Рассмотрены закономерности изменения прочности и вязкости сварных соединений алюминий-литиевых сплавов в зависимости от химического состава основного и присадочного материалов, погонной энергии при сварке, структуры и условий эксплуатации.

Ключевые слова: сварка плавлением, алюминий-литиевые сплавы, сварные соединения, структура, металл шва, зона сплавления, зона термического влияния, прочность, вязкость разрушения, условия эксплуатации, исследование, сравнительный анализ

Первые алюминий-литиевые сплавы были созданы более 70 лет назад. Понадобились обширные исследования для того, чтобы оптимизировать химический состав, определить температурно-временные параметры технологии изготовления полуфабрикатов и их соединения. В результате появилась серия алюминий-литиевых сплавов, которые представляют собой новый класс свариваемых высокопрочных конструкционных сплавов двух систем легирования — Al-Mg-Li (1420, 1421, 1423, 1424) и Al-Cu-Li (1450, 1451, 1460, 1461, 1463, 1464) — с временным сопротивлением 400...420 и 500...550 МПа [1, 2]. Уникальное сочетание физико-механических свойств алюминий-литиевых сплавов (высокие значения прочности и модуля упругости при малом удельном весе) выгодно отличают их от традиционных высокопрочных алюминий-литиевых сплавов. А сравнительно небольшая скорость роста трещин усталости сплавов с литием и высокие значения коэффициентов интенсивности напряжений, малоциклового усталостного долговечности, сопротивления коррозионному растрескиванию под напряжением, расслаивающей и межкристаллитной коррозии позволяют отнести данные сплавы к классу наиболее перспективных конструкционных материалов для создания образцов новой техники с улучшенными тактико-техническими параметрами.

К настоящему времени преодолены основные трудности, возникающие при получении плотных швов, что обусловлено проявлением металлургической наследственности полуфабрикатов алюминий-литиевых сплавов под воздействием термического цикла сварки. Разработаны оригинальные технологии сварки, обеспечивающие высокое качество сварных соединений [3–6]. Прочность соединений, полученных дуговой сваркой, достигает 70...80 % прочности основного металла. Использование электронно-лучевой сварки обеспечивает прочность, близкую к таковой основного металла. Протяженность зоны термического влияния (ЗТВ) в этом случае существенно сокращается по сравнению с соединениями, выполненными дуговой

сваркой. Причем улучшение свойств металла отмечается не только в шве, но и в наиболее слабой зоне соединений — на границе сплавления с основным металлом [3].

Степень разупрочнения основного металла при сварке алюминий-литиевых сплавов и протяженность ЗТВ, помимо способа сварки, зависят и от химического состава сплава. Сплавы, содержащие в качестве основного легирующего компонента магний, характеризуются меньшей склонностью к потере прочности в условиях термического воздействия сварки, чем сплавы с медью. Это связано с тем, что добавка магния в значительной степени способствует ускорению процессов выделения упрочняющей δ' -фазы (Al_3Li) и увеличению ее плотности в металле по сравнению с добавкой меди [1].

Недостатком алюминий-литиевых сплавов является повышенная хрупкость металла и, следовательно, чувствительность к концентраторам напряжений, которые, вызывая рост напряженного состояния, создают в металле предпосылки для ускоренного зарождения трещин, что связывают со склонностью алюминий-литиевых сплавов к локализации деформации [1]. Результаты испытания образцов сварных соединений с различными радиусами надреза (от 0,25 до 0,10 мм) и усталостной трещиной при внецентренном растяжении показали (рис. 1), что увеличение остроты концентратора напряжения на 40...55 % сокращает значения критического коэффициента интенсивности напряжения K_c , определяющего условия для возможного развития разрушения. Диапазон разброса его значений изменяется в зависимости от остроты надреза, моделирующего концентрацию напряжений в отдельных зонах сварных соединений, и от напряженно-деформированного состояния структуры, что связано с температурой и продолжительностью термического влияния. В металле шва разброс составляет 10, а в зоне сплавления и ЗТВ — 20...25 %, что существенно отличает алюминий-литиевые сплавы от традиционных высокопрочных алюминий-литиевых сплавов АМг6 НПП (Al-Mg) и 1201 (Al-Cu).

Аналогичная закономерность прослеживается и при оценке других показателей сопротивления разрушению (таблица). Значения критического раскрытия трещины δ_c и энергии зарождения трещины (J -интеграл) также различны в зонах сварного соединения. Минимальные значения δ_c и J -интег-

рала имеет металл на границе сплавления шва с основным металлом. Показатели вязкости разрушения K_c и δ_c данной зоны сварного соединения равны соответственно 23 МПа√м и 0,04 мм. Значения J_c и удельной работы распространения трещины (УРРТ) зависят от химического состава свариваемых сплавов. Для сплава 1421, содержащего магний, они составляют соответственно 3,1 и 4,5 Дж/см². Использование в качестве легирующего элемента меди обеспечивает сплаву 1460 большие значения J_c (4,0 Дж/см²) и УРРТ (6,2 Дж/см²). Установленные закономерности изменения свойств соединений алюминиево-литиевых сплавов свидетельствуют о влиянии состояния границ кристаллитов швов и зерен основного металла в зоне сварочного нагрева на прочность сцепления матрицы с включениями интерметаллидных фаз, которая определяет склонность металла к хрупкому разрушению.

Неодинаковая степень воздействия остроты механического надреза и усталостной трещины на значения K_c в зонах сварных соединений может быть обусловлена различным количеством обогащенных литием фаз, выделяющихся на участках соединения границ кристаллитов в металле шва и зерен основного металла в условиях термического воздействия сварочного процесса. Особенно чувствительно реагируют образцы на изменение остроты вершины надреза в случае, если последняя совпадает с границей сплавления шва с основным металлом (рис. 1), что связано с условиями и особенностями формирования структуры данной зоны соединения под воздействием термического цикла сварки. Увеличение плотности выделений вторичных фаз в результате распада твердого раствора и коагуляция включений нерастворимых интерметаллидных фаз, которые протекают в условиях сварочного нагрева, приводят к образованию отдельных фазовых скоплений или участков в виде плотного каркаса вдоль границ зерен. По мере увеличения объемной доли хрупких участков уровень концентрации напряжения в них возрастает, превышая предел текучести. В результате возникают условия предразрушения структуры сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов. Причем на уровень напряженного состояния межзеренного промежутка влияют не только размеры и расположение таких участков, но и легирующие элементы сплава, входящие в состав фаз. Согласно данным, представленным на рис. 1 и в таблице, металл границы сплавления у соединений из сплава 1460 характеризуется в 1,5...2,0 раза большими показателями сопротивления разрушению (K_c , δ_c и J -интеграл) по сравнению с соединениями из сплава 1421. Это может быть связано с меньшим диаметром атома меди (0,256 нм), входящего в состав сплава 1460 по сравнению с диаметром атома магния (0,32 нм), который является основным легирующим элементом сплава 1421 после лития.

На вероятность разрушения соединения алюминиево-литиевых сплавов вдоль линии сплавления шва с основным металлом может оказывать влияние и наличие в свариваемом полуфабрикате полос сдвига. Грубые скопления неупорядоченно разориентированных фрагментов структуры, ко-

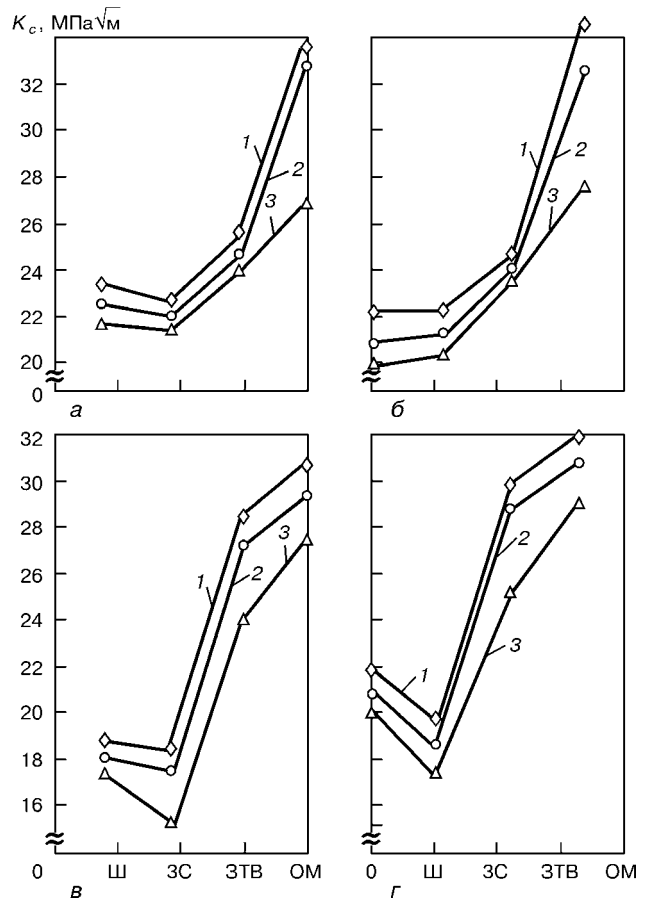


Рис. 1. Влияние остроты радиуса надреза R_n на значения критического коэффициента интенсивности напряжения в различных зонах сварных соединений высокопрочных алюминиевых сплавов АМг6 НПП (а), 1201 (б), 1421 (в) и 1460 (г): 1 — $R_n = 0,25$; 2 — 0,10 мм; 3 — усталостная трещина

торые образуют вдоль линии проката полосы сдвига, являются местами локализации пластических сдвигов, интенсивное развитие локальных напряжений в которых превышает значения временного сопротивления. Это вызывает ослабление сил сцеп-

Влияние типа надреза на значения δ_c и J -интеграла алюминиево-литиевых сплавов 1421, 1460 и их сварных соединений

Сплав	Зона исследования	δ_c , мм		J -интеграл, Дж/см ²
		V-образный надрез	T-образный надрез	
1421 (Al-Mg-Li)	ОДМ	0,130	0,052	4,0
	ОПМ	0,110	0,045	3,0
	Ш	0,183	0,087	5,8
	ЗС	0,084	0,031	1,9
	ЗТВ (5 мм)	0,117	0,057	3,2
1460 (Al-Cu-Li)	ОДМ	0,120	0,072	4,8
	ОПМ	0,119	0,060	3,1
	Ш	0,183	0,104	6,0
	ЗС	0,101	0,060	3,4
	ЗТВ (5 мм)	0,126	0,089	4,7

Примечание. Здесь ОДМ и ОПМ — основной металл соответственно долевой и поперечной ориентации относительно проката; Ш — металл шва; ЗС — металл зоны сплавления.

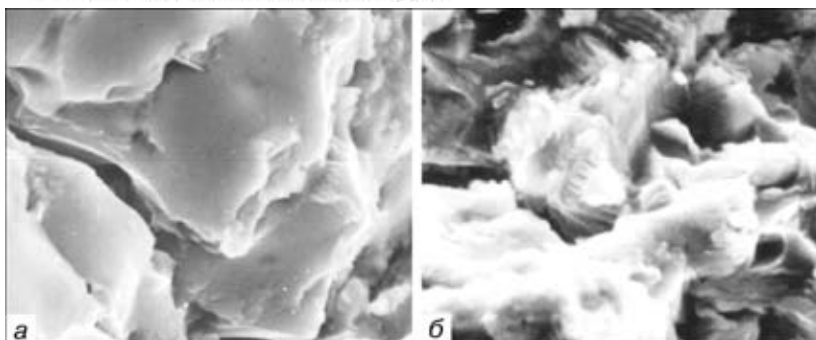


Рис. 2. Поверхность разрушения металла границы сплавления сварных соединений, полученных дуговой сваркой, $\times 500$: а — сплав 1421; б — сплав 1460

ления границ между зёрнами и становится причиной зарождения трещин вследствие разрушения частиц как по телу, так и вдоль границы контакта с матрицей. Следует подчеркнуть, что появление межзеренной трещины обусловлено не тривиальным макроскопическим отрывом одного зёрна от другого, а протеканием предварительной деформации, в ходе которой в приграничной зоне формируется критическая структура, в которой возникают, а потом объединяются между собой многочисленные межзеренные трещины (рис. 2). Наличие на границах скоплений фаз позволяет проявиться на макроуровне особенностям процесса релаксации внутренних напряжений растяжения, возникающих в межзеренном промежутке в условиях термического цикла сварки.

Влияние концентратора напряжения возрастает в условиях действия охрупчивающих факторов, сопровождающих эксплуатацию конструкции из алюминийно-литиевых сплавов (изменение схемы нагружения, скорости деформации, уровня рабочей температуры). Результаты исследования [7, 8] позволили установить, что при повышении скорости деформаций или снижении температуры испытания до 20 К происходит увеличение прочности сварных соединений алюминийно-литиевых сплавов до 400...420 МПа вследствие деформационного или температурного упрочнения. Пластичность соединений либо остается такой же, как и при комнатной температуре, либо снижается на 15...20 %, достигая в зоне сплавления уровня K_c и δ_c (соответственно 23 МПа $\sqrt{м}$ и 0,04 мм). Показатели J_c и УРРТ изменяются в зависимости от химического состава сплавов. Для сплавов с магнием (1421) они равны соответственно 3,1 и 4,5 Дж/см², а для сплавов с медью (1460) — 4,0 и 6,2 Дж/см². Более высокие (на 30...40 %) значения J_c и УРРТ у сплавов системы Al-Cu-Li подтверждают целесообразность их использования в конструкциях, эксплуатируемых в условиях действия концентраторов напряжения и криогенной среды.

При повышенных температурах эксплуатации (473 и 623 К) прочность соединений (320 МПа) снижается соответственно на 3...5 % и в 3 раза по сравнению с комнатной температурой. Деформационные и энергетические показатели вязкости разрушения при этом изменяются неоднозначно и зависят от размеров и формы хрупких локальных участков, сформировавшихся в межзеренном промежутке при термическом воздействии сварочного

цикла. В температурном диапазоне испытания от 300 до 473 К они повышаются на 10 % в металле зоны сплавления и на 25 % в металле шва [8]. Дальнейшее повышение температуры испытания до 623 К вдвое уменьшает прочность и вязкость, что свидетельствует о снижении локального напряжения, необходимого для возникновения и развития зернограничной трещины.

Повышенную склонность соединений алюминийно-литиевых сплавов по сравнению с базовыми сплавами

к охрупчиванию можно объяснить наличием избыточных фаз в межзеренном промежутке вследствие высокой степени их легирования, что препятствует релаксации напряжений в процессе деформации. Под воздействием накопившихся напряжений возникает неблагоприятный компланарный тип дислокационной структуры, выявляемый после разрушения образцов при испытании [1, 2, 9]. Хрупкое разрушение в этом случае происходит в результате протекания хотя и интенсивного, однако сильно локализованного пластического течения, возможного при очень низком уровне сдвиговых напряжений и приводящего при этом к возникновению мощных и опасных скоплений дислокаций, что создает предпосылки для зарождения трещин. Таковую особенность сплавов связывают со склонностью лития к плоскому скольжению в ходе его перераспределения вдоль границ зёрен, следствием которого является снижение пластичности.

Уменьшение содержания лития в сплаве (до 1,7...1,9 ат. %) обеспечивает увеличение в 1,5 раза относительного удлинения [10]. Положительное влияние на физико-механические свойства алюминийно-литиевых сплавов отмечается и при использовании режимов двухступенчатого отжига с промежуточной деформацией до 3 %, что объясняется формированием благоприятной структуры сплавов [11]. Выполнение правки после закалки подавляет образование хрупкой фазы, ускоряет растворение упрочняющей δ' -фазы (Al₃Li) и несколько уменьшает ее размеры, что положительно сказывается на K_c .

Возрастание относительного удлинения до 7 % отмечено и при введении в состав сплава такого модификатора, как скандий [1]. Экспериментальная оценка характеристик сопротивления разрушению сварных соединений алюминийно-литиевых сплавов 1420 и 1421 в зависимости от количества скандия в основном и присадочном материалах из сплавов системы Al-Mg или Al-Cu показала, что металл швов характеризуется повышенной на 20 % прочностью при 0,4...0,6 % скандия в проволоке [12-14]. При этом в результате образования мелкокристаллитной и субзеренной структуры из-за полного размерно-структурного сходства дисперсных частиц алюминидов скандия с матрицей $\sigma_p = 310...320$ МПа, $K_c = 25...28$ МПа $\sqrt{м}$, $\delta_c = 0,05...0,07$ мм, $J_c = 4...6$ Дж/см², УРРТ равно 8...10 Дж/см². Благоприятное влияние полученной микроструктуры на вязкость состоит в том,



что движение трещины приостанавливается эффективными барьерами (границами зерен) и на поисковом направлении ее распространения расходуется больше энергии, чем в случае крупного зерна. Кроме того, наличие скандия в основном металле способствует торможению процессов рекристаллизации, протекающих при сварке алюминиевых сплавов, что сокращает протяженность зоны разупрочнения [3]. Отмеченный эффект очень важен, поскольку позволяет уменьшить требования при регламентации температурно-временных условий сварки алюминиево-литиевых сплавов.

Однако перегрев алюминиево-литиевых сплавов при сварке оказывает заметное влияние на процессы образования в них трещин и определяет характер разрушения [15]. Увеличение продолжительности пребывания металла в условиях высоких температур (673...773 К), сопровождающих сварочный процесс, способствует формированию в межзеренном пространстве более протяженных скоплений хрупких составляющих структуры (пересыщенных и интерметаллидных фаз), которые затрудняют пластический сдвиг при деформации. Их появление вызвано интенсивным развитием неоднородности структуры вследствие различного содержания легирующих элементов и примесей около границ зерен при сегрегации. По мере увеличения объемной доли таких участков в структуре сварных соединений отмечается повышение концентрации напряжения, на что указывает образование плоских участков рельефа вдоль границ кристаллитов и зерен на изломах разрушенных образцов. Показатели прочности и вязкости разрушения сварных соединений по сравнению с основным металлом при этом снижаются: $\sigma_p = 265$ МПа, $K_c = 21,5$ МПа $\sqrt{м}$; $\delta_c = 0,03$ мм; $J_c = 2,5$ Дж/см²; УРРТ равно 3,8 Дж/см².

Протяженность участков с неблагоприятной структурой сокращается в 4...10 раз при использовании способов и режимов сварки, характеризующихся минимальным тепловложением, например, пульсирующей дугой — $(10...13) \cdot 10^5$ Дж/м, или электронным лучом — $(1,2...1,4) \cdot 10^5$ Дж/м. При этом предотвращается образование хрупких межкристаллитных (в швах), межзеренных (в ЗТВ) прослоек и микропустот в зоне сплавления, что снижает вероятность зарождения трещин и улучшает свойства сварных соединений. Номинальное разрушающее напряжение σ_p в отдельных зонах соединений в этом случае повышается на 70...100 МПа, а K_c — на 20...25 % [15]. Причем улучшение физико-механических свойств достигается не только в металле шва, но и в наиболее слабой зоне сварных соединений — на границе сплавления с основным металлом, что может быть гарантией надежности эксплуатации сварных соединений в конструкциях из алюминиево-литиевых сплавов.

Снижения концентрации напряжения вдоль границ кристаллитов и зерен можно достичь путем уменьшения содержания фазовых включений, например, интерметаллидных, которые отличаются повышенной хрупкостью. Их состав и количество определяют щелочные и щелочноземельные элементы (натрий, кальций, барий, калий), попада-

ющие в алюминиево-литиевые сплавы на металлургическом этапе изготовления. Степень охрупчивания сплавов зависит как от исходного расположения, так и от формы фаз, содержащих эти примеси [1], даже тысячные доли процента которых оказывают отрицательное влияние на свойства сплавов и сварных соединений из-за снижения температуры плавления фаз, выделяющихся по границам зерен. Это делает их весьма склонными к развитию разрушения. Накопление атомов щелочных и щелочноземельных элементов вдоль границ кристаллов и зерен основного металла, происходящее вследствие их высокой химической активности по отношению к алюминию, повышает степень охрупчивания сплавов с литием и вызывает зернограничное образование трещин. При включении 0,10...0,15 % примесей ухудшения прочностных свойств не обнаружено, а показатели пластичности и вязкости разрушения снижались на 30...40 % [16, 17]. Склонность сплавов с литием к охрупчиванию, которое приводит к образованию трещин, снижается при уменьшении вредных примесей до 0,01 %. Это на 20 % обеспечивает повышение номинального разрушающего напряжения σ_p и на 40 % K_c . Значения других показателей сопротивления разрушению при равномерном распределении интерметаллидов следующие: $\delta_c = 0,05$ мм; $J_c = 4$ Дж/см²; УРРТ равно 5,2 Дж/см². Интеркристаллитный механизм разрушения в зоне сплавления в этом случае изменится на транскристаллитный.

Таким образом, путем улучшения структурного состояния границ кристаллитов и зерен можно реально управлять прочностью и вязкостью сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов типа 1421 и 1460. Ограничение тепловложения (погонной энергии) благодаря использованию пульсирующих режимов дуговой сварки или электронно-лучевой позволяет исключить образование хрупких участков с неблагоприятной структурой и обеспечить получение удовлетворительных характеристик прочности и вязкости разрушения изделий аэрокосмической техники в экстремальных условиях эксплуатации в широком температурном диапазоне (20...500 К). Эффективность технологий подтверждают результаты промышленного испытания и внедрения в опытное производство сварных конструкций силовых оболочек самолетов и вертолетов, а также топливных баков для космических средств многоразового использования [5, 18–20].

1. Алюминий-литиевые сплавы, структура и свойства / И. Н. Фридляндер, К. В. Чунстов, 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 / Под ред. Б. Е. Патона. — Киев: МИИВЦ, 1998. — 695 с.
4. Ищенко А. Я., Лабур Т. М., Лозовская А. В. Алюминиево-литиевые сплавы для сварных конструкций аэрокосмической техники // Автомат. сварка. — 1995. — № 2. — С. 41–44.
5. Овчинников В. В., Дриц А. М., Крымова Т. В. Технологические особенности производства сварных конструкций летательных аппаратов из алюминиево-литиевого сплава 1460 // Свароч. пр-во. — 1997. — № 12. — С. 26–29.



6. *Структура* и свойства сварных соединений сплавов алюминий-магний-литий / Р. В. Илюшенко, А. В. Лозовская, И. Е. Склабинская и др. // Автомат. сварка. — 1991. — № 7. — С. 23–26.
7. *Лабур Т. М.* Свойства сварных соединений алюминиевых сплавов в условиях низких температур // Там же. — 1996. — № 11. — С. 30–32, 36.
8. *Лабур Т. М.* Изменение сопротивления разрушению сварных соединений сплава 01421 в условиях высокотемпературного нагрева // Там же. — 1994. — № 12. — С. 8–11.
9. *Херцберг Р. В.* Деформация и механика разрушения конструкционных материалов / Под ред. М. Л. Бернштейна, С. П. Ефименко. — М.: Металлургия, 1989. — 575 с.
10. *Kojima Y.* Aluminum-lithium alloys // Welding Light Metal. — 1989. — 39, № 1. — P. 67–80.
11. *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.
12. *Лабур Т. М., Илюшенко Р. В.* Влияние добавок скандия в присадочную проволоку при сварке алюминиевого сплава 1420 // Автомат. сварка. — 1992. — № 11–12. — С. 53–54.
13. *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.
14. *Лабур Т. М.* Исследование эффективности упрочнения металла шва скандием при сварке алюминий-литиевого сплава 1420 // Автомат. сварка. — 1996. — № 7. — С. 17–19.
15. *Влияние* способа сварки на сопротивление разрушению соединений алюминий-литиевых сплавов 1420 и 1460 / Т. М. Лабур, Андр. А. Бондарев, А. В. Лозовская и др. // Там же. — 2001. — № 7. — С. 12–16.
16. *Грушко О. Е., Шевелева Л. М.* Примеси щелочных и щелочно-земельных металлов в алюминий-литиевом сплаве 1420 // Цв. металлы. — 1994. — № 4. — С. 48–51.
17. *Лабур Т. М.* Влияние примесных элементов на сопротивление разрушению // Автомат. сварка. — 1998. — № 6. — С. 40–43.
18. *Имамура Ц.* Применение легких металлов для конструкций летательных аппаратов // Кэйкиндзоку. — 1991. — 41, № 9. — С. 623–634.
19. *Алюминий-литиевый* сплав 1441 как перспективный материал для фюзеляжа / Р. К. Бирк, Д. П. Дайкус, И. Н. Фридляндер, В. С. Сандлер // Металловед. и терм. обраб. металлов. — 2001. — № 8. — С. 7–10.
20. *Технологические* особенности сварки высокопрочного алюминий-литиевого сплава 1460 / Н. С. Барабохин, Ю. Г. Бушуев, Е. В. Шульгина и др. // Свароч. пр-во. — 1999. — № 11. — С. 12–14.

Principles of variations in strength and toughness of welded joints in aluminium-lithium alloys, depending upon chemical composition of base and filler metals, welding heat input, structure and service conditions, are considered.


Поступила в редакцию 12.09.2002,
в окончательном варианте 18.12.2002

ЕЩЕ ОДИН ЖУРНАЛ ДЛЯ СВАРЩИКОВ

2002
ноябрь-декабрь

Сварщик - Профессионал

Журнал для сварщиков, организаторов и руководителей сварочного производства



**ТЕХНОЛОГИЯ
БУДУЩЕГО**

ЧИТАЙТЕ В НОМЕРЕ

- 200 лет сварочной дуге
- Сварные конструкции ступеней
- Инновационные технологии легкого
- Чем хороша толстая проволока
- Загадки сварщика
- В поисках сварщика

Вышел в свет пилотный номер журнала «Сварщик - Профессионал».

Журнал является официальным печатным органом Российского научно-технического сварочного общества, издается 6 раз в год.

По мнению его создателей, в задачи журнала входит не только систематическое информирование о современных технологических процессах сварки, эффективном оборудовании, сварочных материалах, рационализаторских предложениях, но и разъяснение новых законов, межотраслевых правил и инструкций, положений Трудового Кодекса РФ, а также многих других вопросов, в ответах на которые нуждаются сварщики.

Много места планируется отвести материалам, способствующим росту профессионального мастерства рабочих. На страницах журнала высококвалифицированными сварщиками — лауреатами конкурсов на звание «Лучший по профессии», а также многоопытными профессионалами, посвятившими свою жизнь нашему общему делу, откроются мастер-классы.