

ОСОБЕННОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СВАРНЫХ АГРЕГАТОВ ЛЕТАТЕЛЬНЫХ АППАРАТОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМ Al-Mg-Li И Al-Cu-Li

В.И. Рязанцев, В.Н. Мацнев



РЯЗАНЦЕВ

Владимир Иванович

Кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник Национального института авиационных технологий (НИАТ). Автор более 230 научных работ, в том числе более 30 авторских свидетельств и патентов на изобретение, 8 монографий.

В последнее время в нашей стране разрабатываются алюминиевые сплавы с литием следующих систем легирования: Al-Mg-Li (сплавы марок 01420, 01421, 01423, 01424), Al-Cu-Li (сплавы марок 01450, 01451, 01460, 01460-1, 01460-2, 01460-3 и др.), Al-Cu-Mg-Li (сплавы марок 01430, 01440, 01470 и др.), Al-Cu-Zn-Li (сплавы марки 01464) [1-4]. Приме-

нение этих сплавов в сварных конструкциях [1, 2, 4-6] позволяет снизить массу изделия на 15-25% по сравнению с массой клепаных конструкций из традиционных алюминиевых сплавов типа Д16Т, В95Т1 и др. Химические составы отечественных и зарубежных сплавов с литием приведены в табл. 1, а механические свойства этих сплавов – в табл. 2.



МАЦНЕВ

Валентин Николаевич

Кандидат технических наук, заместитель директора Национального института авиационных технологий (НИАТ). Один из основоположников технологии изготовления сварных лито-штампованных конструкций в авиационной промышленности. Автор более 50 научных работ, в том числе 17 авторских свидетельств и патентов на изобретения.

Таблица 1

Химический состав отечественных и зарубежных алюминиевых сплавов с литием

Марка сплава	Содержание элементов, %									Примеси, %, не более	
	Li	Cu	Mn	Mg	Sc	Ag	Cr	Zr	Ti	Fe	Si
1420	1,8-2,2	–	0,1-0,25	5,8-6,2	–	–	–	0,1	–	0,3	0,25
01421	1,7-2,2	–	0,1-0,2	5,6-6,1	0,15-0,35	–	–	0,1	–	0,15	0,1
01423	1,7-2,0	–	0,1-0,2	3,5-4,4	0,08-0,12	–	–	0,1	–	0,15	0,1
01440	1,6-2,3	1,2-1,9	0,05-0,08	0,6-1,1	–	–	–	0,1	0,08	0,2	0,15
01450	1,8-2,0	2,8-3,2	0,05-0,08	0,05-0,1	–	–	–	0,12	0,12	0,2	0,15
01460	1,9-2,3	2,6-3,3	0,05-0,1	0,05-0,07	0,06-0,1	–	–	0,1	0,1	0,2	0,15
01460-1	1,0-1,3	5,0-5,8	0,08-0,1	0,02-0,07	0,12-0,2	–	–	0,1	0,1	0,15	0,12
01460-2	1,0-1,2	4,0-4,3	0,2-0,3	0,02-0,07	0,15-0,2	–	–	0,1	0,1	0,15	0,1
01460-3	1,2-1,4	5,0-6,0	0,08-0,12	0,05-0,08	0,15-0,25	–	–	0,1	0,1	0,08	0,08
2090	1,9-2,6	2,4-3,0	0,05	0,25	–	–	0,05	0,1	0,15	0,2	0,12
2091	1,7-2,3	1,8-2,5	0,1	1,1-1,9	–	–	0,1	0,1	0,1	0,15	0,12
2094	0,7-1,4	4,4-5,2	0,25	0,25-0,8	–	0,25-0,6	–	0,12	0,1	0,15	0,12
2095	0,7-1,5	3,9-4,6	0,25	0,25-0,8	–	0,25-0,6	–	0,12	0,1	0,15	0,12
2195	0,8-1,2	3,7-4,3	0,25	0,25-0,8	–	0,25-0,6	–	0,12	0,1	0,15	0,12
X2096	1,3-1,9	2,3-3,0	0,25	0,25-0,8	–	0,25-0,6	–	0,12	0,1	0,15	0,12
2097	1,2-1,8	2,5-3,1	0,1-0,6	0,35	–	–	–	0,12	0,12	0,15	0,12
2197	1,3-1,7	2,5-3,1	0,1-0,5	0,25	–	–	–	0,12	0,12	0,1	0,1
5091	1,2-1,4	–	–	3,7-4,2	–	–	–	–	–	0,3	0,2
8090	2,2-2,7	1,0-1,6	0,1	0,6-1,3	–	–	0,1	0,12	0,1	0,3	0,2
049	1,1-1,5	4,0-6,3	0,05-0,08	0,2-0,35	–	0,35-0,5	–	0,1	0,05	0,1	0,1
01570C	–	–	0,05-0,1	5,0-5,6	0,25-0,35	–	–	0,1-0,12	0,05-0,1	0,07	0,05

Примечание. Химический состав сплава 01570C приведен для сравнения.

Таблица 2

Механические свойства алюминиевых сплавов с литием. Температура испытаний 20°C

Марка сплава	Плотность, кг/м ³	Предел прочности $\sigma_{\text{в}}$, МПа	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ , %
1420	2470	445	240	11,0
01421	2460	465	335	11,0
01423	2480	420	245	12,0
01440	2550	450	340	8
01450	2600	550	470	6
01460	2600	560	480	6
01460-1	2700	600	530	5,1
01460-2	2665	580	500	5,5
01460-3	2700	610	540	5,3
2090	2590	580	515	6
8090	2560	440	340	10
049	2710	590	540	6
01570	2640	440	325	16

Анализ данных табл. 1 показывает, что наметились тенденции к снижению содержания лития с 1,9–2,6% до 0,8–1,6%, к повышению содержания меди с 2–3% до 4–5%, к снижению содержания магния с 6,0–6,5% до 5,4–6,0% и к резкому снижению вредных примесей. Кроме того, в сплавах с литием применяется новый легирующий элемент – серебро.

С момента появления первых алюминиевых сплавов с литием и попыток использования их

в конструкциях ряда самолетов, вертолетов и ракет прошло более 30 лет. В то время казалось, что большие преимущества алюминиевых сплавов с литием (низкая плотность, повышенный модуль упругости, высокая коррозионная стойкость) обеспечат их быстрое и широкое применение. Однако к настоящему времени этого не произошло и особых перспектив применения этих сплавов в будущем не намечается.

В связи с этим необходимо объективно рассмотреть опыт изготовления и эксплуатации сварных конструкций из алюминиевых сплавов с литием и свойства сварных соединений в сравнении с другими алюминиевыми сплавами (без лития).

При всех способах сварки плавлением необходимо в первую очередь учитывать высокую химическую активность лития и магния (для сплавов системы Al-Mg-Li) и только лития (для сплавов системы Al-Cu-Li), содержащихся в сплавах, что и определяет их высокую реакционную способность в жидком состоянии и при всех технологических нагревах (литье, термообработка, сварка) [1–3, 7–9].

Содержание газов в объеме образцов основного металла исследовали по методике работ [7, 8], а содержание газов на поверхности образцов определяли на установке с лазерным нагревом по методике работы [7]. Результаты экспериментов показали, что для всех алюминиевых сплавов с литием при всех способах выплавки структура масс-спектра практически одинакова. Это H_2 , CO, CO_2 и углеводороды типа C_nH_m . В то же время с изменением технологической схемы выплавки слитков заметно изменяется количественное содержание всех выделяющихся газов. При современной безфлюсовой технологии выплавки слитков содержание H_2 уменьшается в 3–4 раза, CO – в 3,5–4,5 раза, CO_2 – в 6–8 раз, а соединений типа C_nH_m – в 6–8 раз по сравнению с традиционной газопламенной выплавкой [5, 8, 10–14].

Применение безфлюсовой технологии выплавки слитков позволило снизить содержание натрия до 0,0003–0,0005% (вместо 0,005–0,0015%), кальция и бария – до 0,004–0,005% (вместо 0,01–0,2%) и полностью исключить наличие флюсовых включений в сплавах с литием.

Как было установлено ранее [4, 8, 10–15], на различных этапах металлургического производства и термической обработки полуфабрикатов из алюминиевых сплавов с литием происходит активное взаимодействие лития с атмосферным воздухом, в результате чего образуется поверхностный слой толщиной 0,05–0,15 мм,

состоящий в основном из литийсодержащих соединений типа LiOH, Li_2O , $LiCO_2$ и др. [4, 5, 8, 16–18]. В образовавшиеся микропустоты вакансионного происхождения диффундируют растворенные газы. Это способствует формированию цепочек пор вдоль линии сплавления.

Свариваемость конкретного полуфабриката в значительной степени определяется его «наследственностью», т.е. свойствами и качеством, приобретенными в процессе производства полуфабриката и его последующей обработки [5, 10]. В работах [11, 12] рассмотрено влияния типа полуфабриката, величины зерна, толщины межзеренных прослоек и ориентации волокна в зоне стыка на свариваемость и механические свойства сплавов 1420 и 01460. Применительно к сплаву 01460 снижение содержания железа и кремния с 0,3–0,5% до 0,05–0,07% каждого, магния с 0,2–0,6% до 0,025–0,035% и натрия до 0,0005 % привело к уменьшению склонности сплава к образованию горячих трещин примерно в 1,7–2,1 раза. Угол загиба сварных соединений повышается на 20–50%, а ударная вязкость по линии сплавления увеличивается в 1,6–1,8 раза при практически одинаковом значении предела прочности при растяжении. Для сплава 1420 изменение способа выплавки и снижение содержания примесей уменьшает коэффициент трещинообразования в 2–3 раза при повышении угла загиба сварных соединений на 30–40% и ударной вязкости по линии сплавления в 2–3 раза (с 3–5 до 10–12 Дж/см²). При этом необходимо особо отметить, что на первых промышленных партиях поковок, штамповок и пресс-панелей из сплава 1420 газопламенной выплавки ударная вязкость по линии сплавления находилась на уровне 1–2,5 Дж/см². Следовательно, применительно к этому первоначальному значению, ударная вязкость по линии сплавления увеличилась в 7–10 раз за счет изменения способа выплавки сплава 1420 и повышения его чистоты по вредным примесям.

Значительное влияние содержания вредных примесей на показатели горячеломкости и пластичности сварных соединений можно объяс-

нить особенностями строения зоны термического влияния полуфабрикатов. В результате сварочного нагрева значительная часть включений интерметаллидных фаз превращается в оплавленные скопления и прослойки эвтектики, имеющие переменный состав.

Проведенный микрорентгеноструктурный анализ зоны термического влияния показал, что в оплавленных скоплениях интерметаллидных фаз и прослойках эвтектики количество примесей на порядок выше, чем их среднее содержание в сплаве. Следовательно, примеси распределяются в структурных составляющих сварного соединения (по линии сплавления и в зоне термического влияния) неравномерно. Например, эвтектические прослойки в сплаве 01460 технической чистоты содержат до 4–7% железа и кремния (каждого) при среднем содержании их в сплаве 0,25–0,35%. Для сплава 1420 газопламенной выплавки в оплавленных интерметаллидных фазах содержатся до 3–7% железа и кремния при среднем содержании каждого компонента в сплаве на уровне 0,35%.

Во всех сплавах повышенной чистоты содержание вредных примесей в эвтектических прослойках и оплавленных выделениях примерно в 3–7 раз меньше, чем в аналогичных сплавах промышленной чистоты, что и обуславливает снижение склонности к образованию горячих трещин и повышение пластичности. Разрушение сварных соединений, как правило, происходит по линии сплавления со стороны основного металла при испытании образцов с усилением шва и проплавом.

Результаты металлографических исследований при увеличении до 500 раз и методы капиллярного контроля показали, что в зоне термического влияния наблюдается ориентированная микропористость. Расположение микропор напрямую связано с интерметаллидной структурой полуфабрикатов. Поры образуются внутри интерметаллидных составляющих или на границе раздела между ними и матрицей сплава. Неблагоприятное строчечное расположение интерметаллидных фаз и ориентированная микропористость в зоне термического влияния

приводят к значительному снижению прочности и пластичности сварных соединений, так как хрупкие интерметаллидные частицы при нагружении легко отделяются от матрицы и уменьшают энергию, необходимую для распространения трещин. Толщина эвтектических прослоек и выделений зависит от размера удельной межзеренной поверхности. Поэтому механические свойства сварных соединений определяются размером и формой зерен конкретного полуфабриката и их ориентацией относительно сварного шва. С понижением температуры испытаний отрицательное влияние интерметаллидных фаз и прослоек по границам зерен возрастает. Для соединений с крупнозернистой структурой свариваемых полуфабрикатов прочность при $-253\text{ }^{\circ}\text{C}$ заметно ниже, чем при $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ и ниже, чем при $20\text{ }^{\circ}\text{C}$. При изготовлении и эксплуатации первых сварных конструкций каркасного типа с частыми ручными прихватками (через 50–90 мм) из сплава 1420 газопламенной выплавки и по способу «триплекс-процесс» были обнаружены холодные трещины.

Анализ разрушений, происшедших как в процессе производства, так и при эксплуатации, показал, что холодные трещины, возникшие с течением времени, и трещины от однократных статических и динамических нагрузок носят практически идентичный характер. Разрушение происходит под действием остаточных напряжений, сформировавшихся на различных стадиях изготовления сварных конструкций каркасного типа, причем большое влияние на уровень остаточных напряжений оказывает качество и последовательность сборки под сварку. Особенно высокие напряжения возникают при каркасной схеме организации сборки, когда исходная деформация кромок превышает 40–100%, а зазоры в стыке достигают 1,5–3,0 мм. Устранение таких деформаций перед сваркой требовало приложения больших сосредоточенных усилий, которые в конечном счете суммировались с остаточными сварочными напряжениями. Уровень остаточных напряжений определяли методом тензометриро-

вания на образцах. Установлено, что наибольшие остаточные сварочные напряжения на образцах достигали 185–235 МПа (продольные растягивающие напряжения) и 60–85 МПа (поперечные напряжения) (рис. 1).

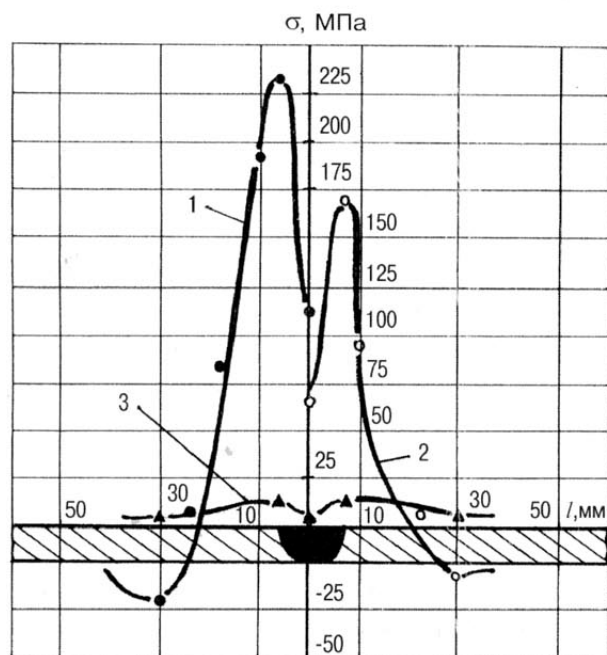


Рис. 1. Эпюры распределения остаточных напряжений при различной последовательности операций сварки и термической обработки сварных соединений сплава 1420: 1 – закалка + искусственное старение + сварка; 2 – закалка + искусственное старение + сварка + искусственное старение; 3 – закалка + искусственное старение + сварка + закалка + искусственное старение

В то же время на полуфабрикатах, полученных из слитков газопламенной выплавки или по способу «триплекс-процесс», в основном металле и в сварных соединениях обнаруживаются флюсовые включения, скопления интерметаллидов, оксидных пленок, что в конечном счете приводит к резкому снижению механических свойств, например, предел прочности при растяжении уменьшается до 225–275 МПа.

Необходимо отметить, что подварки и частые прихватки, выполненные ручной сваркой, также приводят к местному уменьшению предела прочности – до 200–240 МПа. Пластические свойства сварных соединений в таких зо-

нах в 1,5–2 раза ниже, чем соединений без подварок и прихваток. Следовательно, если на отдельных участках сварных конструкций имеются дефекты основного металла или сварных швов, где напряжения не могут перераспределиться за счет пластической деформации и из-за резкого понижения механических свойств, то любые изменения нагрузки (статической или динамической) могут приводить к формированию на этих участках холодных трещин.

Производственный опыт и выполненные исследования показали, что для гарантированного получения высококачественных сварных конструкций из алюминиевых сплавов без склонности к замедленному разрушению необходимо:

- применять только полуфабрикаты, полученные из слитков безфлюсовой вакуумно-индукционной выплавки (применение газопламенной выплавки недопустимо);
- максимально исключить ручную сварку, особенно многопроходную, заменив ее на однопроходную сварку по программе и электронно-лучевую сварку;
- исключить многочисленные прихватки и подварки;
- обеспечить высокое качество сборки под сварку (депланация кромок не более 10% толщины деталей и зазоры в стыке не более 0,5 мм);
- применять только панельные конструкции, исключив каркасные;
- полностью исключить какие-либо монтажные напряжения;
- применять специальные методы подготовки поверхности и защиту проплава шва;
- использовать подвижные локальные прижимы и систему растяжителей [10].

Проведенные исследования показали, что изменение способа сварки незначительно влияет на прочностные свойства сварных соединений. Максимальное изменение предела прочности составляет 3–10%. В то же время изменение скорости автоматической сварки на переменном токе от 4 до 40 м/ч приводит к повышению ударной вязкости образца с острым

надрезом (KCV) по шву и по линии сплавления на 35–50%. Наибольшее повышение пластичности при прочих равных условиях достигается при пульсирующей сварке с показателем жесткости режима $G = \tau_n / \tau_{\text{и}} = 1,2 - 1,8$ (τ_n – время паузы, $\tau_{\text{и}}$ – время импульса). Для однопроводной и многопроводной ручной сварки предел прочности соответственно на 8–15 и 13–25% ниже, а углы загиба на 10–18 и 30–45% ниже, чем для автоматической однопроводной сварки.

При автоматической сварке с ручными подварками предел прочности после второй подварки снижается на 15–20%, а после третьей – на 20–30%, а углы загиба – соответственно на 20–35 и 45–55%.

Большое значение имеют изыскания возможностей повышения прочностных свойств сварных соединений после сварки. Проведение только искусственного старения после сварки на образцах из сплавов 1420 и 01460 показало, что прочностные свойства практически не изменяются, а пластические свойства заметно уменьшаются [5, 10–12]. Очевидно, что в зоне термического влияния этих сплавов преобладают процессы коагуляции упрочняющих фаз и даже их оплавление в области линии сплавления. Поэтому последующее искусственное старение не восстанавливает их прочностные свойства. Однако искусственное старение сплава 01421 после сварки позволяет повысить предел прочности на 30–50 МПа, т.е. в 2–3,5 раза больше, чем для сплава 1420. После ряда подварок искусственное старение сплава 01421 также позволяет заметно повысить предел прочности сварных соединений. Так, после трех и четырех подварок старение повышает предел прочности на 25–40 МПа. А для сплава 1420 в аналогичной ситуации прочность остается практически неизменной. Это связано только с тем, что сплав 01421 отличается высокой стабильностью твердого раствора и в зоне термического влияния процесс коагуляции упрочняющих фаз под действием сварочного нагрева протекает не в таком объеме, как для сплава 1420. При этом в сплаве 1420 имеется толь-

ко одна дисперсионная упрочняющая фаза (частица) δ , а в сплаве 01421 две δ и одна частица Al_3Sc . Отличительной чертой соединения Al_3Sc является очень близкие значения параметра решетки чистого алюминия. Высокое размерно-структурное соответствие алюминиевой матрицы и фазы Al_3Sc обуславливает спонтанное зарождение очень мелких частиц Al_3Sc , когерентных с матрицей. Максимальный эффект от частиц Al_3Sc в основном связан с очень малым их размером (менее 4 нм). С учетом вышесказанного, для случая сложных пространственных конструкций с неизбежными прихватами и подварками применение сплава 1420 должно быть запрещено. Для этих конструкций целесообразно использование сплавов 01421 [19–23].

Данные по статической прочности сварных соединений алюминиевых сплавов с литием приведены в табл. 2 и 3.

Анализ данных показывает, что прочность сварных соединений из сплавов системы Al-Mg-Li значительно ниже, чем для сплавов типа 01545K и 01570C, а их пластические свойства значительно ниже, чем для сплавов типа 01545K и 01570C. Так, ударная вязкость по шву и по зоне термического влияния для сплавов 1420, 1421 и 01423 в 3–6 раз, а углы загиба соответственно в 2–4 раза меньше, чем для стандартных алюминиевых сплавов 01545K, 01570 и 01570C.

Все сплавы системы Al-Cu-Li имеют показатели статической прочности в 1,3–2 раза больше, чем все известные стандартные деформируемые алюминиевые сплавы. Однако все сплавы системы Al-Cu-Li имеют показатели свариваемости хуже, чем стандартные алюминиевые сплавы типа АМг6, 01545K, 01570 и др. [5, 12]. Кроме того, показатели пластичности сварных швов для сплавов системы Al-Cu-Li значительно (в 3–6 раз) ниже, чем для стандартных алюминиевых сплавов.

Кривые малоциклового выносливости сварных образцов из сплавов 1420, 01460, 1201 и 01570 при температуре испытаний 273 °K приведены на рис. 2.

Таблица 3

Типичные механические свойства сварных соединений
алюминиевых сплавов с литием

Марка сплава	Температура испытаний, °C	Предел прочности сварных соединений σ_b , МПа	Ударная вязкость, Дж/см ²		Угол загиба α , град.
			по шву	по зоне сплавления	
01460	20	290	10	6,1	24
	-196	355	7	—	—
	-253	385	7	—	—
01460-1	20	305	10	6,5	32
	-196	360	8	—	—
	-253	395	6	—	—
1420	20	385	11	6,2	82
	-196	425	12	—	—
	-253	—	—	—	—
01421	20	335	16,5	10,1	76
	-196	450	—	—	—
1201	20	285	17,5	14,3	65
	-196	355	14,5	—	—
	-253	405	14,8	—	—
01570	20	410	34,5	23,2	105
	-196	480	32,4	—	—
01545K	20	380	38,7	29,8	125
	-196	450	36,5	—	—
	-253	510	28,2	—	—
01570C	20	400	36,5	25,1	115
	-196	480	34,1	—	—

Примечание. Химический состав сплавов 01570, 01545K, 01570C приведен для сравнения.

Видно, что число циклов до разрушения образцов из сплавов с литием не больше, чем на образцах из обычных алюминиевых сплавов, а в ряде случаев и заметно ниже. Так, для образцов из сплава 01570 при напряжениях 220, 200 и 150 МПа число циклов до разрушения на 3000–5000 больше, чем для образцов из сплава 1420. То есть при испытаниях при комнатной температуре сплавы с литием не имеют существенных преимуществ по малоцикловой прочности по сравнению со сплавами без лития (рис. 2). При температурах испытаний 77 °K и 20 °K алюминиевые сплавы системы Al-Mg-Li также не имеют преимуществ по сравнению со стандартными алюминиевыми сплавами без лития. Причем необходимо отметить, что при температурах испытаний 77 °K и 20 °K сплавы системы Al-Mg-Li так же, как и сплавы 01570 и АМг6 принципиально не пригодны к применению из-за сильного охрупчивания.

Как отмечалось в ряде работ [1–3], сплавы системы Al-Cu-Li перспективны для работы при отрицательных температурах. По результатам

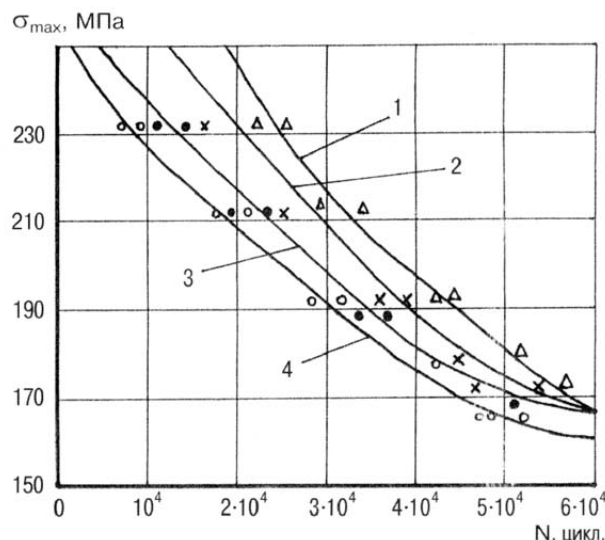


Рис. 2. Кривые малоцикловой выносливости сварных соединений в зависимости от марки сплава. Автоматическая аргодуговая сварка. Испытания при температуре 273 °K: 1 – сплав 01570; 2 – сплав 1420; 3 – сплав 01460; 4 – сплав 1201

проведенных исследований свойств сплава 01460 в сравнении со сплавом 1201 на образцах при отрицательных температурах (4,2 °K – испытания в гелии, 20 °K – испытания в жидком

водороде и 77 °K – испытания в жидком азоте) построены кривые усталости образцов при различных значениях температуры испытаний (рис. 3) и кривые усталости образцов при различных типах полуфабриката и направлениях волокна (рис. 4). Результаты анализа показали, что при больших циклах испытаний (10^5 – 10^7) характеристики усталостной прочности на образцах из сплавов 01460 и 1201 практически совпадают во всем исследованном диапазоне температур. При относительно малых числах циклов испытаний (10^2 – 10^3) усталостная прочность на образцах из сплава 01460 заметно выше, чем для сплава 1201. Циклические испытания при низких температурах выявили четкую зависимость числа циклов до разрушения от типа полуфабриката и направления волокна. При одних и тех же уровнях максимальных напряжений число циклов до разрушения на листовых образцах заметно выше, чем для образцов из плиты как для сплава 01460, так и для сплава 1201.

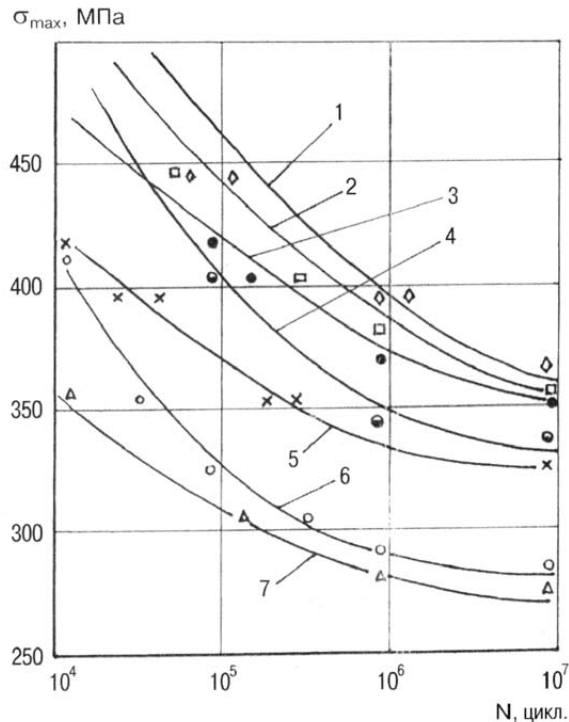


Рис. 3. Кривые усталости образцов из сплава 01460 (1, 2, 4, 6) и сплава 1201 (3, 5, 7) в зависимости от температуры испытаний: 1,3 – температура 4,2 °K; 2 – температура 20 °K; 4,5 – температура 77 °K; 6,7 – температура 273 °K

При продольном расположении волокна разница в пределе усталости на базе 10^6 циклов весьма велика: для образцов из плиты – 380 МПа, а для листа – 470 МПа. При поперечном расположении волокна предел усталости на базе 10^6 циклов практически одинаков и равен 355–360 МПа как для образцов из плиты, так и из листа (см. рис. 4).

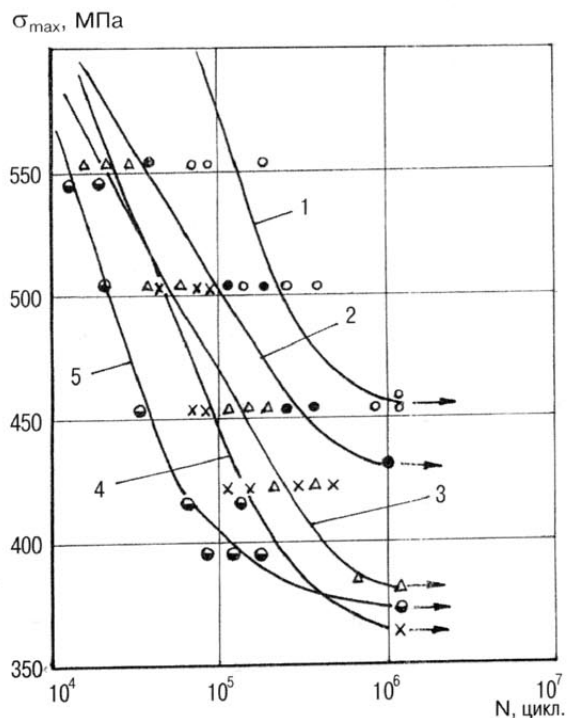


Рис. 4. Кривые усталости образцов из сплава 01460 (1, 3, 4) и сплава 1201 (2, 5) в зависимости от типа полуфабриката и направления волокна. Температура испытаний – 4,2 °K: 1 – лист 01460, продольное направление; 2 – лист 1201, продольное направление; 3 – плита 01460, продольное направление; 4 – плита 01460, поперечное направление; 5 – плита 1201, продольное направление

Испытания также позволили выявить зависимость скорости роста трещины усталости от температуры испытаний. С понижением температуры испытаний уменьшается скорость роста трещины. Причем скорости роста трещины на образцах из сплавов 01460 и 1201 близки между собой.

Как известно [5, 8, 10–12, 19, 20, 22], при сварке конструкций из сплавов типа 01460 для получения сварных соединений без горячих

трещин рекомендуется применять присадочную проволоку типа Св.1217 с содержанием меди до 10–12%. Проведенный анализ показал, что углы загиба сварных соединений в этом случае заметно ниже, чем для стандартных алюминиевых сплавов типа АМг6, 01545К и 01570. Так, при толщинах 2–4 мм, угол загиба составляет 10–32°, т.е. в 2,5–10 раз меньше, чем для сплавов без лития. Ударная вязкость по сварному шву и по зоне термического влияния для сплава 01460 с присадкой Св.1217 в 1,5–7 раз меньше по сравнению со сплавами без лития (см. табл. 3). Предел прочности сварных соединений на сплаве 01460 составляет не более половины от предела прочности основного металла и находится на уровне 280–305 МПа, т.е. гораздо ниже, чем для стандартных алюминиевых сплавов.

С учетом сказанного, можно отметить, что применение в сварных конструкциях сплава 01460 с содержанием меди на уровне 2–3,5% нежелательно из-за низкой прочности и пластичности сварных соединений. По-видимому, следует вернуться к первоначальному составу сплава 01460-1 (содержание Cu 5,5–6,5%, Mg < 0,05%, Sc 0,1–0,15%).

Для этого сплава наиболее рационально применение присадочных проволок типа Св.1201 или Св.1207. Необходимо отметить, что даже для сплава 01460 с содержанием меди 5,5–6,5% прочность и пластичность сварных соединений во всем диапазоне температур заметно ниже, чем для сплавов типа 01545К, 01570 и 01570С.

Таким образом, применение сплава 01460 (после оптимизации химического состава) в сварных конструкциях может быть оправдано только для изделий разового действия, работающих при отрицательных температурах (20–4,2 °К), при заранее принятой высокой стоимости полуфабрикатов, низком коэффициенте использования материалов (КИМ) 0,1–0,2 и при малом числе циклов переменной нагрузки. Во всех остальных случаях рационально применение свариваемых алюминиевых сплавов типа 01545К, 01570, 01570С и даже 1201.

В настоящее время широко распространены конструкции из алюминиевых сплавов с литием с большим применением контактной точечной сварки. В первую очередь, это фюзеляжи самолетов и вертолетов (Ан-72, Ан-124, Ан-225, Ми-12, Ми-26 и др.). Число сварных точек в одном самолете достигает 1 200 000 шт. Как правило, применяется сочетание сплавов Д16Т (лист) + 1420 (стрингер). Сочетание толщин от 1:1,8 до 1:3 (детали из сплава 1420 более толстые). Резкое различие в теплофизических свойствах свариваемых сплавов приводит к тому, что литое ядро в основном располагается со стороны сплава с литием [24]. Незначительные изменения условий сварки приводят к непроварам. Одна из причин изменения условий сварки связана с тем, что стрингер из сплава 1420 закаливается на воздухе большими садками. Незначительные изменения условий охлаждения от партии к партии или в пределах одной партии, в зависимости от места расположения конкретного стрингера в садке, приводят к изменению твердости и электропроводности и соответственно вызывают изменение количества выделяемого тепла и его распределения по свариваемому пакету. Поэтому, как правило, требуется применение специальных способов сварки (электроды с обжати-ем периферийной зоны или сверхжесткие режимы сварки). Однако даже в этом случае не обеспечивается сварка пакетов с соотношением толщин более, чем 1:2.

Особо надо рассмотреть вопрос о реальной массовой отдаче сварных соединений, выполненных точечной сваркой с профилями из сплавов типа 1420. Многолетний производственный опыт показал, что при прессовании сплавов типа 1420 фильеры изнашиваются быстрее, чем в случае сплавов типа Д16Т. Поэтому профили из сплава Д16Т имеют минусовой допуск, а профили из сплава типа 1420, как правило, имеют плюсовой допуск. Это обстоятельство сводит практически на нет незначительное преимущество по плотности, которое имеют сплавы с литием. Статическая, повторно статическая прочность и усталостная прочность сварных

точечных соединений из сплавов с литием практически равна аналогичным показателям для стандартных алюминиевых сплавов типа Д16Т, ВАД-1, М40, 1151 и др. Следовательно, прессованные полуфабрикаты из алюминиевых сплавов с литием не имеют каких-либо преимуществ перед стандартными алюминиевыми сплавами в конструкциях, выполняемых различными способами контактной сварки.

Для объективной оценки сплавов необходимо помнить о жестких требованиях техники безопасности при работе с литиевыми сплавами. Кроме того, цена полуфабрикатов из алюминиевых сплавов с литием в 3–6 раз больше, чем для большинства стандартных сплавов без лития.

С учетом отмеченного, широкое применение сплавов с литием в серийном производстве не всегда оправдано. Возможно только узкое применение в изделиях разового действия сплавов типа 01460 для работы конструкций при минусовых температурах (–196 и –253 °С).

Выводы

1. Применение алюминиевых сплавов с литием в ответственных сварных конструкциях требует строгой регламентации: способа выплавки слитков (только вакуумно-индукционная плавка с вакуумным миксером и разливкой в среде инертных газов); размеров зерен и толщины интерметаллидных прослоек; направления волокна в зоне сварных стыков.

2. По всем показателям свариваемости сплавы с литием значительно уступают стандартным сплавам типа АМг6, 01545К, 01570, 01570С.

3. Прочностные и особенно пластические свойства сварных соединений из сплавов систем Al-Mg-Li и Al-Cu-Li заметно уступают свариваемым алюминиевым сплавам без лития во всем диапазоне применяемых температур эксплуатации (от –253 °С до +400 °С).

4. По показателям массовой эффективности сплавы системы Al-Mg-Li находятся на уровне

не стандартных алюминиевых сплавов без лития, а сплавы системы Al-Cu-Li заметно превосходят все известные деформируемые алюминиевые сплавы, особенно при отрицательных температурах.

5. Все сплавы системы Al-Mg-Li не имеют заметных преимуществ по комплексу механических свойств и технологическим характеристикам по сравнению со стандартными свариваемыми алюминиевыми сплавами типа 01545К, 01570 и 01570С.

6. Сварные конструкции из сплавов системы Al-Cu-Li имеют определенные преимущества перед конструкциями из стандартных свариваемых алюминиевых сплавов без лития при температурах эксплуатации –196 °С и особенно –253 °С.

Список литературы

1. Фридляндер И.Н. Алюминиевые сплавы. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
2. Фридляндер И.Н., Братухин А.Г., Давыдов В.Г. Алюминиевые сплавы для сварных авиационных конструкций // Автоматическая сварка. 1990. №6. С. 28–31.
3. Шнейдер Г.А., Дриц А.М. Прокаливаемость алюминиево-литиевых сплавов // МиТОМ. 1995. № 9. С. 26–30.
4. Рязанцев В.И., Федосеев В.А., Ширяева Н.В. Исследование свариваемости сплава 1420 // Сварочное производство. 1978. № 6. С. 28–31.
5. Рязанцев В.И., Федосеев В.А. Технология дуговой сварки алюминиевых сплавов с литием // Сварочное производство. 1996. № 3. С. 4–6.
6. Особенности изготовления сварных конструкций из алюминиево-литиевых сплавов / В.В. Алексеев, В.В. Овчинников, Б.С. Денисов и др. // Сварочное производство. 1992. № 1. С. 16–17.
7. Савостиков А.И., Рязанцев В.И. Оценка содержания газов и влаги на поверхности деталей из алюминиевых сплавов // Сварочное производство. 1982. № 11. С. 37–38.
8. Рязанцев В.И., Савостиков А.И., Федосеев В.А. Об источниках порообразования при сварке деформируемых и литейных алюминиевых сплавов // Сварочное производство. 1993. № 8. С. 32–34.

9. Овчинников В.В., Редчиц В.В. О двух механизмах образования зародышей газовых пузырьков при сварке алюминиевых сплавов // Сварочное производство. 1991. № 9. С. 40–43.
10. Рязанцев В.И., Федосеев В.А. Дуговая сварка конструкций из алюминиевого сплава 1420 // Сварочное производство. 1994. № 9. С. 18–22.
11. Рязанцев В.И., Федосеев В.А. Механические свойства сварных соединений из новых деформируемых алюминиевых сплавов // Сварочное производство. 1994. № 7. С. 2–4.
12. Рязанцев В.И., Федосеев В.А. Механические свойства сварных соединений из алюминиевых сплавов системы алюминий-медь // Сварочное производство. 1994. № 12. С. 4–7.
13. Лопаткин А.И., Овчинников В.В. Применение автоматической аргонодуговой сварки крупногабаритных конструкций из высокопрочных сталей и алюминиевых сплавов // Сварочное производство. 1994. № 10. С. 24–25.
14. Рязанцев В.И., Овчинников В.В., Савостиков А.И. Исследование газыделения при сварке и нагреве деформируемых свариваемых алюминиевых сплавов // Сварочное производство. 1990. № 12. С. 32–33.
15. Рязанцев В.И., Федосеев В.А. Режимы термовакуумной обработки // Сварочное производство. 1983. № 6. С. 19–20.
16. Рязанцев В.И., Федосеев В.А. К вопросу о механизме порообразования в сварных соединениях из алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Li // Сварочное производство. 1984. № 8. С. 41–43.
17. Механизм и причины образования подповерхностных пор при сварке плавлением алюминиевых сплавов и их влияние на механические свойства сварных соединений / В.В. Овчинников, А.В. Петров, В.В. Редчиц и др. // Сварочное производство. 1990. № 11. С. 44–46.
18. Особенности порообразования при сварке алюминиевых сплавов системы алюминий-магний-литий / В.В. Овчинников, А.В. Петров, Н.В. Ширяева и др. // Автоматическая сварка. 1987. № 3. С. 22–24.
19. Славин Г.А., Рязанцев В.И. Новая технология и оборудование для дуговой сварки конструкций из алюминиевых и магниевых сплавов // Автоматическая сварка. 1991. № 7. С. 47–49.
20. Славин Г.А., Рязанцев В.И. К вопросу о механизме разрушения оксидных пленок при дуговой сварке неплавящимся электродом алюминиевых сплавов // Автоматическая сварка. 1991. № 7. С. 29–30.
21. Рязанцев В.И., Гринин В.В. Механические свойства сварных соединений из деформируемых алюминиевых сплавов // Сварочное производство. 1990. № 8. С. 8–10.
22. Рязанцев В.И. Свариваемость новых алюминиевых и магниевых сплавов // Автоматическая сварка. 1991. № 7. С. 31–33.
23. Скляр Н.М. Работоспособность авиационных материалов // Авиационная промышленность. 1992. № 5. С. 31–38.
24. Рязанцев В.И., Орлов Д.Б. Контактная сварка алюминиевого сплава 01420 // Сварочное производство. 1977. № 4. С. 17–20.