



Перспективные литейные алюминиевые сплавы для литодеформированных сварных конструкций изделий авиационной техники

А.Г. Братухин

кандидат технических наук

В.И. Лукин

кандидат технических наук

Е.Б. Готов

кандидат технических наук

П.П. Побежимов

кандидат технических наук

Октябрь 1994

Всероссийский институт авиационных материалов (ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ) – крупнейшее российское государственное материаловедческое предприятие, на протяжении 80 лет разрабатывающее и производящее материалы, определяющие облик современной авиационно-космической техники. 1700 сотрудников ВИАМ трудятся в более чем 30 научно-исследовательских лабораториях, отделах, производственных цехах и испытательном центре, а также в 4 филиалах института. ВИАМ выполняет заказы на разработку и поставку металлических и неметаллических материалов, покрытий, технологических процессов и оборудования, методов защиты от коррозии, а также средств контроля исходных продуктов, полуфабрикатов и изделий на их основе. Работы ведутся как по государственным программам РФ, так и по заказам ведущих предприятий авиационно-космического комплекса России и мира.

В 1994 г. ВИАМ присвоен статус Государственного научного центра РФ, многократно затем им подтвержденный.

За разработку и создание материалов для авиационно-космической и других видов специальной техники 233 сотрудникам ВИАМ присуждены звания лауреатов различных государственных премий. Изобретения ВИАМ отмечены наградами на выставках и международных салонах в Женеве и Брюсселе. ВИАМ награжден 4 золотыми, 9 серебряными и 3 бронзовыми медалями, получено 15 дипломов.

Возглавляет институт лауреат государственных премий СССР и РФ, академик РАН, профессор Е.Н. Каблов.

Статья подготовлена для опубликования в журнале «Сварочное производство», № 4, 1995 г.

Электронная версия доступна по адресу: www.viam.ru/public

**Перспективные литейные алюминиевые сплавы
для литодеформированных сварных конструкций изделий
авиационной техники**

А.Г. Братухин, В.И. Лукин, Е.Б. Глотов,
П.П. Побежимов

Наиболее эффективным и перспективным технологическим процессом производства монолитных узлов конструкций летательных аппаратов является сварка. Ее использование связано в настоящее время с созданием свариваемых конструкций из деформированных Al–Li-сплавов [1]. Однако для получения геометрически сложных конструкций экономически целесообразно использовать литые детали, что позволяет повысить коэффициент использования металла от 0,1–0,2 до 0,6–0,75 и снизить трудоемкость изготовления на 25–40%.

В связи с этим весьма актуальной является задача отработки материаловедческих и технологических аспектов проблемы получения отливок гарантированного качества из литейных сплавов и их сварки с деформированными элементами [2, 3].

Разработаны литейные свариваемые сплавы для получения интегрированных сварных конструкций с деформируемыми сплавами на основе систем Al–Mg, Al–Mg–Li, Al–Mg–Sc. Свойства литейных сплавов приведены в табл. 1.

Таблица 1.

Система сплава	Сплав	Предел прочности, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %
Al–Mg	БАЛ16	300	180	8
Al–Mg–Sc	–	400	250	10
Al–Mg–Li	–	350	220	5

Примечание. Для всех сплавов $\sigma_{\text{в}}^{\text{св}} / \sigma_{\text{в}} = 0,8$.

Сплав системы Al–Mg (ВАЛ16), обладающий высокой коррозионной стойкостью и хорошими литейными свойствами, применяют в сварных узлах элементов кабины и планера летательных аппаратов.

Сплав системы Al–Mg–Sc является наиболее высокопрочным. Повышение прочностных характеристик достигнуто путем введения скандия и оптимального соотношения легирующих элементов. Повышенные технологические свойства позволяют получать тонкостенные литые детали сложной формы методами литья в металлические формы, в том числе с затрудненной усадкой.

Сплав системы Al–Mg–Li обладает наименьшей плотностью ($2,47 \text{ г/см}^3$) среди литейных алюминиевых сплавов. Плотные с минимальным газосодержанием отливки получают при оптимальном легировании и специально разработанной технологии литья, включающей применение защиты от окисления в процессе плавки, кристаллизации и термообработки.

В сплавах системы Al–Mg–Li возможно присутствие следующих фаз: β (Al_3Mg_2), LiAl, δ (Al_2MgLi). Установлено, что значительный эффект упрочнения после закалки и искусственного старения возникает для сплавов, расположенных в фазовой области $\alpha + \delta$ (AlMgLi). Легирование небольшими добавками переходных металлов (титаном, цирконием, хромом и др.) положительно влияет на структуру и механические свойства Al–Mg–Li-сплавов.

Вместе с тем основная трудность в получении качественных фасонных отливок из Al–Mg–Li-сплавов заключается в высокой химической активности лития, который особенно сильно взаимодействует с материалом литейной формы.

Была проведена заливка сплава в следующие формы: песчаные (песок П016 – 80–60%, кварцевый песок К016 – 20–40%, вода); графито-бентонитовые (графит электродный – 79%, бентонит молотый – 7%, борная кислота – 1%, вода – 13%); металлическую (кокиль).

При заливке сплава в песчаную форму процесс кристаллизации протекает длительное время, в течение которого происходит интенсивное взаимодействие сплава с материалом формы. Получение качественных отливок практически невозможно.

Для нейтрализации реакции лития в сплав вводили 0,1% бериллия и варьировали состав формовочной смеси. Для заливки сплава использовали просушенные песчано-бentonитовые и графито-бentonитовые формы, что и позволило получить отливки заданной формы.

Однако рентгенопросвечиванием, металлографическим анализом макро- и микроструктуры выявлены значительная газоусадочная пористость и газовые раковины. Это свидетельствует о том, что при малых скоростях кристаллизации даже при минимальном взаимодействии расплава с формой протекают процессы порообразования в отливках, связанные с природой Al–Mg–Li-сплавов.

Наилучшие результаты получены при литье в кокиль. Механические свойства сплава в зависимости от материала литейной формы приведены в табл. 2.

Таблица 2.

Способ заливки	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Песчаная форма	–	–	–
Песчано-бentonитовая форма	150	120	0,3
Графито-бentonитовая форма	187	140	1,2
Кокиль	350	200	4,6

Таким образом, для получения фасонных отливок из Al–Mg–Li-сплавов с плотной, мелкозернистой структурой без газовой и газоусадочной пористости необходимы инертность литейной формы, исключаящая активное взаимодействие расплава с материалом формы, и повышенная скорость кристаллизации сплава, обеспечивающая качественное формирование структуры отливок. Данные условия выполняются при литье в металлические формы.

В результате статистической обработки экспериментальных данных, рандомизированных во времени, получены модели второго порядка, адекватно описывающие изменение механических свойств при содержании магния от 5,5 до 8,5% и лития от 2 до 2,5%:

$$\sigma_B = 317,8 - 13,2x_1 + 18,9x_2 - 16,3x_1x_2,$$

$$\delta = 2,7 - 0,9x_1 - 0,3x_2 - 0,26x_2^2.$$

На рис. 1 приведены механические свойства сплавов в зависимости от содержания магния и лития. Видно, что при постоянном содержании в сплавах лития (1%) и увеличении содержания магния (от 5,5 до 8,5%) прочность практически не изменяется, а относительное удлинение заметно снижается (с 14 до 2%). Это связано с тем, что добавка 1% лития не приводит к образованию достаточного количества фазы δ (Al_2MgLi), способной вызвать упрочняющий эффект, а монотонное снижение пластичности при росте в сплаве содержания магния обусловлено возрастанием объемной доли хрупкой фазы β (Al_3Mg_2).

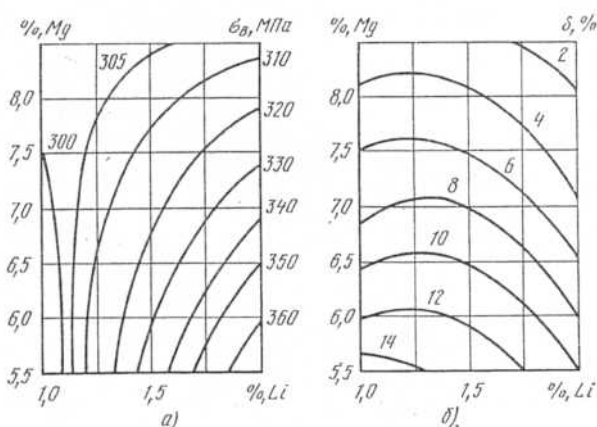


Рисунок 1. Зависимость σ_B (а) и δ (б) сплавов системы Al–Mg–Li от содержания магния и лития

В сплавах, содержащих 1,5–2,0% лития, при увеличении содержания магния (от 5,5 до 8,5%) наблюдается снижение как прочности, так и пластичности, что также вызвано ростом количества β -фазы, выделяющейся после закалки и искусственного старения преимущественно по границам зерен и приводящей к охрупчиванию сплавов.

Наилучшим сочетанием прочности и пластичности ($\sigma_B=330\div360$ МПа, $\delta=6\div10\%$) обладают сплавы, содержащие 5,5–6,5% магния и 1,5–2,0% лития. Это означает, что ограничение содержания магния (до 6,5%) не приводит к образованию большого количества хрупкой β -фазы, а основной упрочняющей фазой при данном содержании лития (1,5–2,0%) становится фаза δ (Al_2MgLi), равномерно расположенная по сечению зерен и вызывающая значительный упрочняющий эффект в Al–Mg–Li-сплавах.

В работе исследовали свариваемость литейных сплавов на основе системы Al–Mg–Sc и Al–Mg–Li с деформированными сплавами 1420 и АМг6 с применением опытных и серийных присадок.

Одним из важных показателей свариваемого материала и материала присадки можно считать его горячеломкость. Это склонность металлов и сплавов к хрупкому межкристаллитному разрушению при наличии жидкой фазы по границам зерен, и проявляется она в образовании горячих трещин.

Склонность исследуемых сплавов к образованию горячих трещин при сварке определяли по методике МВТУ на установке ЛТП 1–6 с принудительной поперечной растягивающей деформацией образца в процессе сварки без присадки по режиму: $I_{\text{св}}=100$ А, $v_{\text{св}}=12$ м/ч.

Результаты исследований приведены в табл. 3.

Таблица 3.

Сплав	$A_{\text{кр}}$, мм/мин
Деформированный:	
1420	3,5
АМг6	5,0
Al–Mg–Sc	7,0
Литейный:	
Al–Mg (ВАЛ16)	2,5
Al–Mg–Sc	5,5
Al–Mg–Li	3,0

Исследование зависимости склонности сплава к образованию горячих трещин при сварке от содержания скандия в сплаве показывает, что

легирование сплава скандием до 0,6% позволяет существенно повысить его стойкость против образования горячих трещин.

Установлено также, что введение в сплав скандия приводит к сужению температурного интервала хрупкости сплава и повышению его пластичности в этом интервале (рис. 2).

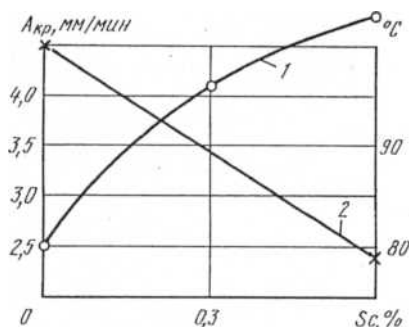


Рисунок 2. Зависимость стойкости сплава Al-5,5 Mg-1,25Sc против образования горячих трещин (1) и интервала кристаллизации (2) от содержания Sc

Полученные данные о влиянии химического состава сплава на его свариваемость положены в основу принципа выбора присадочного материала для сварки литодеформированных конструкций.

Для сравнения сварку проводили присадками Св-АМг63 и ВАЛ16, которые применяли при создании кабины пилота на АНПК «МИГ». Кроме них использовали присадочные проволоки системы Al-Mg-Sc и Al-Mg-Sc-Zr. Исходные заготовки литейных и деформированных сплавов перед сваркой проходили полную термообработку (закалку + искусственное старение) за исключением сплава АМг6. Сваривали заготовки толщиной 3 мм. Перед автоматической аргоно-дуговой сваркой проводили химическое фрезерование листа из сплава 1420 и травление всех остальных заготовок.

Свойства сварных соединений приведены в табл. 4.

Наиболее благоприятное сочетание механических свойств получено в сварных соединениях, выполненных присадками систем Al-Mg-Sc и Al-Mg-Sc-Zr. Предел прочности сварного соединения составляет 0,8 предела прочности литейного сплава системы Al-Mg-Sc и 0,9 предела прочности сплава АМг6.

Таблица 4.

Система или присадочная проволока	Свариваемое сочетание	$A_{кр}$, мм/мин	$\sigma_{в}$, МПа	a_n , Дж/м ²	
				надрез по шву	надрез по зоне сплавления со стороны литейного сплава
Св-АМг63	Al-Mg-Sc + 1420	6,5	320	210	230
	Al-Mg-Sc + АМг6	6,5	270	250	235
ВАЛ16	ВАЛ16 + 1420	5,5	240	210	180
Al-Mg-Sc		7,0	250	250	190
Св-АМг63		6,5	250	230	180
Al-Mg-Sc	Al-Mg-Sc + 1420	7,5	320	280	240
	Al-Mg-Sc + АМг6	7,5	280	290	240
Al-Mg-Sc-Zr	Al-Mg-Sc + 1420	7,8	325	290	240
	Al-Mg-Sc + АМг6	8,0	280	300	250
Св-АМг63	Al-Mg-Li + 1420	6,0	280	180	120

Металлографический анализ сварных соединений исследованных сплавов показал, что скандий является эффективным модификатором наплавленного металла. Величина зерна уменьшается до 10 мкм при замене присадочной проволоки Св-АМг63 присадкой системы Al-Mg-Sc (сварка сочетания сплав ВАЛ16 + сплав 1420).

Для большинства реальных прецизионных сварных конструкций применяют специальные методы для снижения остаточных напряжений после их изготовления. Одним из таких методов является термообработка. Изменение уровня остаточных напряжений при нагреве определяли на сварных соединениях Al-Mg-Sc + 1420 толщиной 3 мм. Остаточные объемные напряжения в сварных образцах создавали за счет их изгиба в струбине до напряжения 150 МПа.

Кривые релаксации напряжений приведены на рис. 3. При выдержке 220°C в течение 1–2 ч напряжение снижается до 20–5 МПа. Большой опыт по термообработке основного материала и сварных соединений накоплен при исследовании штамповок сплава 1420. Поэтому подобный режим выбран для обработки комбинированных образцов.

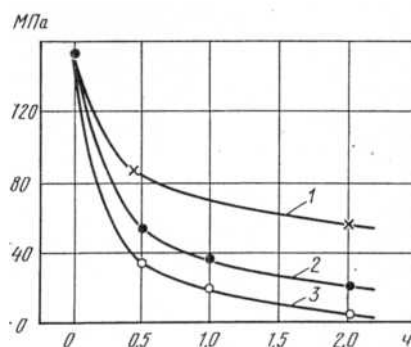


Рисунок 3. Релаксация напряжений в сварном соединении Al-Mg-Sc + 1420 : 1 – 200°C; 2 – 210°C; 3 – 220°C

Таким образом, снятие остаточных напряжений >80% может быть достигнуто при 210–220°C с выдержкой ≥ 1 ч.

Выводы

Разработаны литейные сплавы на основе систем Al-Mg (БАЛ16), Al-Mg-Sc и Al-Mg-Li для получения интегрированных сварных конструкций с деформируемыми алюминиевыми сплавами.

Методом планирования экспериментов, реализованных согласно центральному композиционному плану второго порядка и рандомизированных во времени, построены математические модели изменения механических свойств в исследованной области сплавов системы Al-Mg-Li.

Установлено оптимальное содержание магния и лития в сплаве, обеспечивающее следующий уровень механических свойств: $\sigma_B=350$ МПа, $\delta=6\%$.

Исследовано влияние условий кристаллизации Al-Mg-Li-сплавов и установлено, что наиболее высокое качество отливок обеспечивается при литье в металлические формы.

Для сварки комбинированных конструкций из литейного сплава системы Al-Mg-Sc и деформированных 1420 и АМг6 целесообразно использовать присадочные материалы со скандием.

Прочность сварных литодеформированных соединений составляет 0,8 предела прочности литейного сплава.

Список литературы:

1. Братухин А.Г. Некоторые вопросы применения алюминиево-литиевых сплавов // Технология легких сплавов. 1991. №9–10. С. 5–12.
2. Братухин А.Г., Постников Н.С. Прогрессивные методы производства комбинированных конструкций и свойства алюминиевых литодеформированных сварных соединений // Вестник машиностроения. 1992. №8–9. С. 35.
3. Концепция и металлургические особенности производства литодеформированных конструкций / А.Г. Братухин, Е.Б. Готов, В.И. Лукин, Н.С. Постников // Сварочное производство. 1993. №10. С. 2–4.