



ОСОБЕННОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Чл.-кор. НАН Украины А. Я. ИЩЕНКО (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены марки и общая характеристика свариваемости новых высокопрочных алюминиевых сплавов, физико-металлургические процессы, происходящие при их сварке, причины возникновения и меры предотвращения пористости в металле шва при сварке плавлением, особенности кристаллизации швов многокомпонентных сплавов, образование и меры предотвращения горячих трещин, химической и структурной неоднородности. Проанализированы структурные превращения, приводящие к разупрочнению металла в зоне термического влияния сварки. Дана характеристика новых и усовершенствованных способов и технологий сварки с использованием электрической дуги, электронно-лучевых и лазерных источников нагрева.

Ключевые слова: дуговая сварка, алюминий, сплавы, системы легирования, микроструктура, механические свойства, свариваемость, пористость, горячие трещины, прочность соединений, аэрокосмическая техника, транспортные системы

Алюминий и его сплавы по производству и потреблению занимают второе место после стали. Благодаря ценному комплексу физико-механических, коррозионных и технологических свойств легкие сплавы на основе алюминия успешно используются не только при создании летательных аппаратов, но и в других отраслях промышленности (в строительстве, военной технике, судостроении, производстве автомобильного и железнодорожного транспорта, электротехнике, при изготовлении криогенной и химической аппаратуры, в сельскохозяйственном и пищевом машиностроении и т. д.).

Большинство изделий производится из деформированных полуфабрикатов толщиной от 0,8 до 50,0 мм с применением различных способов сварки плавлением. Для этой цели, кроме хорошо известных дуговых способов, разработаны и успешно применяются в производстве новые технологические процессы и аппаратура. Среди них — плазменная, импульсно-дуговая, контактная стыковая, электронно-лучевая (ЭЛС), лазерная и др. Каждый из этих способов используется для выполнения соединений различной формы, толщины и прочности.

Сфера применения новых и усовершенствованных способов сварки непрерывно расширяется. Так, например, ЭЛС теперь применяют не только для изготовления малогабаритных деталей и узлов, но и в производстве крупных изделий из алюминиевых полуфабрикатов толщиной до 300 мм. Интенсивно осваиваются лазерно-дуговые технологии. Для дальнейшего укрепления позиций алюминия в самолетостроении ускоренными темпами развиваются работы по совершенствованию технологии производства полуфабрикатов и созданию новых более прочных алюминиево-литиевых сплавов, сплавов предельно высокого легирования и гранулируемых. По прогнозам, уже в начале XX в. объем использования таких сплавов и композицион-

ных материалов на основе алюминия в конструкции планера самолетов составит около 50 %.

Распространению указанных материалов в производстве ответственных изделий способствуют интенсивные исследования свариваемости и разработка эффективных мер по предотвращению образования горячих трещин и пор в швах, а также по повышению прочности и надежности сварных соединений. Основы металлургического подхода к решению проблем свариваемости плавлением алюминиевых сплавов заложены в работах [1–10].

Характеристика свариваемости некоторых алюминиевых сплавов. Алюминий и его сплавы по способам получения полуфабрикатов делят на литейные и деформируемые, а в зависимости от применения упрочняющей термической обработки — на упрочняемые и неупрочняемые. Обычно термообработка включает закалку и последующее естественное или искусственное старение. Сварку сложных узлов чаще всего осуществляют после полного цикла термообработки заготовок. В некоторых случаях искусственное старение выполняют после сварки, что способствует повышению прочности сварных соединений. Сваренные детали простой формы могут быть упрочнены путем закалки и старения. В этом случае возможно получение равнопрочных с основным металлом сварных соединений.

Данные о химическом составе и свойствах серийных сплавов различных марок, используемых в России и Украине, содержатся в ГОСТ 4784–97 «Алюминиевые деформируемые сплавы» и в справочниках [11, 12]. Составы широко используемых в аэрокосмическом производстве сплавов приведены в табл. 1. Прочность этой группы сплавов в листах изменяется в широких пределах — от 430 до 610 МПа. Многие из них, например сплав В95, чрезмерно склонны к образованию горячих трещин при сварке плавлением. Совершенствование композиции сплава, подобного В96ц-3 этой системы легирования (табл. 2), позволило путем введения циркония и других добавок повысить прочность пресс-профилей до 760...780 МПа, однако улучшение свариваемости таких сплавов пока остается актуальной задачей.



Таблица 1. Химический состав некоторых высокопрочных алюминиевых сплавов [2, 13]

Марка сплава	Массовая доля элементов, %											Прочие примеси (сумма), не более, %
	Zn	Mg	Cu	Mn	Cr	Zr	Fe	Si	Li	Ti	Ni	
2024	—	1,50	4,40	0,60	—	—	0,50	0,50	—	—	—	—
Д16	0,30	1,50	4,35	0,60	—	—	0,50	0,50	—	0,10	0,10	0,10
2124	—	1,50	4,10	0,60	—	—	0,30	0,20	—	—	—	—
1161	0,10	1,50	4,15	0,60	—	—	0,30	0,20	—	0,10	0,05	0,10
2324	—	1,50	4,10	0,60	—	—	0,12	0,10	—	—	—	—
1163	0,10	1,50	4,15	0,60	—	—	0,15	0,10	—	0,04	0,05	0,10
7079	4,30	3,30	0,60	0,20	0,175	—	0,40	0,30	—	—	—	0,10
7075	5,60	2,50	1,60	—	0,230	—	0,40	0,40	—	—	—	—
В95	6,00	2,30	1,70	0,40	0,170	—	0,50	0,50	—	—	0,10	0,10
7050	6,20	2,25	2,30	—	—	0,01	0,15	0,12	—	—	—	—
В95пч	5,75	2,30	1,70	0,40	0,170	—	0,15	0,10	—	0,05	0,10	0,10
7150	6,40	2,35	2,20	—	—	0,10	0,15	0,12	—	—	—	—
В95оч	5,75	2,30	1,70	0,40	0,170	—	0,10	0,10	—	0,05	0,10	0,10
7475	5,70	2,25	1,60	—	0,210	—	0,12	0,10	—	—	—	—
В93пч	6,90	1,90	1,00	0,10	—	—	0,30	0,10	—	0,10	—	0,10
7055	8,00	2,05	2,30	—	—	0,10	0,15	0,10	—	—	—	—
В96цз	8,10	2,00	1,70	0,05	0,050	0,15	0,20	0,10	—	0,05	—	0,10
Х7093	9,00	2,50	1,50	—	—	0,10	0,15	0,12	—	—	0,20	—
В96Цпч	8,50	2,15	2,30	0,10	0,050	0,15	0,15	0,10	—	—	—	0,10
2090	—	—	2,70	—	—	0,10	0,12	0,10	2,20	—	—	—
2091	—	1,50	2,10	—	—	0,10	0,30	0,20	2,00	—	—	—
8090	—	0,90	1,30	—	—	0,10	0,30	0,20	2,40	—	—	—
1420	—	5,25	0,05	—	—	0,10	0,20	0,15	2,05	—	0,10	0,15
1424	—	3,20	—	—	—	0,10	0,30	0,10	1,80	—	—	0,20 (Sc)
1441	—	0,90	1,70	—	—	0,10	0,30	0,10	1,90	—	—	—
1460	—	0,05	2,80	—	—	0,10	0,12	0,10	2,20	0,06	—	0,08 (Sc)
2195	0,25	0,40	4,20	—	—	0,10	0,15	0,12	1,20	—	—	0,40 (Ag)
01570	—	6,00	—	0,20	—	0,10	0,20	0,15	—	—	—	0,30 (Sc)

Таблица 2. Механические свойства высокопрочных прессованных и катаных полуфабрикатов из сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu [2, 3]

Марка сплава	Тип полуфабриката	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	K_c^y , МПа $\sqrt{м}$	МЦУ, цикл	КНКР, МПа
1973 Т2	Профиль	580	550	12	130	220	147
	Плита	560	520	10	124	220	147
	Лист	560	520	10	112	220	—
В95оч Т2	Профиль	560	510	12	130	200	172
	Плита	540	490	11	124	160	172
	Лист	540	490	11	112	160	—
В96ц-3 Т2 Т12	Панель	610	580	10	109	200	167
	Профиль	660	630	10	109	—	117
В96ц-1 Т2	»»	670	620	8	57	200	167

Примечание. Здесь K_c^y — условный показатель вязкости разрушения; МЦУ — малоцикловая усталость (количество циклов до разрушения при испытании образцов с концентратором $K_t = 2,6$ при $\sigma = 160$ МПа); КНКР — коэффициент напряжения коррозионного растрескивания.

Новые сплавы 01570 (Al-Mg) и 01970 (Al-Zn-Mg) служат примерами, подтверждающими положительную роль добавок в количестве 0,15...0,30 % скандия для повышения прочности полуфабрикатов и улучшения их свариваемости

[14-16]. Сплав 01570 в отожженном состоянии по уровню прочности близок к термически упрочняемым сплавам. Листы имеют временное сопротивление около 420 МПа, удлинение — 20 %. Коэффициент прочности $K_{ср}$ сварных соединений



Таблица 3. Сравнительный анализ механических испытаний листов толщиной 3 мм и сварных соединений из сплавов 01570 (Sc) и АМг6

Марка сплава	Основной материал			Сварное соединение		
	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Присадочная проволока	σ_b , МПа	Угол загиба, град
01570	421,4	313,6	20,0	1571	398,0	140
АМг6	343,0	166,6	25,0	СвАМг6	336,1	140

Таблица 4. Влияние скандия на механические свойства пресс-профилей из опытных сплавов Al-Zn-Mg-Cu в состоянии после термической обработки по режиму Т6

Опытный сплав	Массовая доля элементов, %						Механические свойства		
	Zn	Mg	Cu	Mn	Zr	Sc	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
1	8,8	2,7	2,4	0,2	0,18	—	728	649	8,9
2	8,9	2,6	2,4	0,19	0,15	0,31	763	690	8,4

составляет 0,85...0,95. По этим характеристикам сплав намного превосходит подобный сплав АМг6 без скандия (табл. 3).

Сплав 01970 отличается более высоким уровнем прочности среди известных хорошо свариваемых алюминиевых сплавов. Листы после искусственного старения имеют временное сопротивление 520 МПа, предел текучести — 480 МПа, удлинение — 12 %, K_{1c} — 97 МПа $\sqrt{м}$. Оба сплава хорошо свариваются. Временное сопротивление сварных соединений листов из сплава 01970 после естественного старения в течение 1 мес достигает 420 МПа, угол загиба — 8°, ударная вязкость металла шва — 23 Дж/см². Они имеют высокое сопротивление коррозии под напряжением.

Следует отметить, что положительное влияние скандия на прочность полуфабрикатов отмечается и у высоколегированных сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu (табл. 4).

Алюминиево-литиевые сплавы представляют собой особую группу сплавов в связи с наличием в их составе щелочного металла, который придает особые свойства полуфабрикатам [16, 17]. Например, их удельная масса резко уменьшается, а модуль упругости и удельный модуль так же резко

повышаются с увеличением количества лития в сплаве. Именно это обстоятельство привлекает к сплавам внимание конструкторов новой техники, особенно летательных аппаратов.

Все сплавы этой группы (см. табл. 1) являются термически упрочняемыми и характеризуются сравнительно высоким уровнем механических свойств. Три серии сплавов различных систем легирования, приведенных в табл. 5, отличаются от других алюминиево-литиевых сплавов возможностью удовлетворительной сварки [18].

По склонности к образованию горячих трещин в швах в порядке увеличения этого показателя они располагаются следующим образом: 1420, 1460, 1440. Уровень разупрочнения материала при сварке меньше у сплавов серии 1420, больший — у сплавов 1440. Следовательно, сварку сложнолегированных сплавов серии 1440 предпочтительно выполнять при минимальной погонной энергии электронно-лучевым или лазерным способом.

Сплав 1420 системы Al-Mg-Li имеет удельную массу на 12 % ниже, а модуль упругости на 8 % выше, чем используемый в самолетостроении дуралюмин Д16. Сплав характеризуется высокой коррозионной стойкостью, о чем свидетельствует успешный опыт эксплуатации самолетов вертикального взлета, выполненных из этого сплава, которые базируются на морских кораблях начиная с 1970-х гг. [4].

Из сплава 1420 и его модификаций освоен выпуск широкого ассортимента листов, в том числе для формовки в сверхпластичном состоянии. Листы имеют прочность, предел текучести и удлинение, близкие к указанным параметрам дуралюминов, и очень низкую скорость распространения усталостной трещины. Этот показатель очень важен для авиационных конструкций, рассчитываемых по принципу безопасной повреждаемости. Сопротивление повторным нагружениям — малоцикловая усталость — у сплава 1420 ниже, чем у дуралюминов.

Модификации сплава под номерами 1421 и 1423 [18], дополнительно легированные скандием, имеют более высокие значения временного сопротивления и предела текучести, чем базовый сплав 1420. Новая модификация сплава 1424 системы Al-Mg-Li-Zr-Sc отличается пониженным содержанием лития, более высокой коррозионной стойкостью, хорошей свариваемостью. Сплав планируют использовать для изготовления сварных оболочек фюзеляжей в перспективных самолетах.

Сплавы серии 1440 системы Al-Cu-Mg-Li близки по химическому составу, характеризуются хорошим сочетанием показателей прочности и надежности эксплуатации [4, 19]. Благодаря оптимальному соотношению основных легирующих компонентов, сплав 1441 пригоден для изготовления тонких плакированных листов способом рулонной прокатки. Он сохраняет

Таблица 5. Типичные механические свойства основного металла и сварных соединений листов из алюминиево-литиевых сплавов [2, 5, 23] при аргодуговой сварке

Марка сплава	Система легирования	Листы			σ_b сварного соединения, МПа	K_{np} сварного соединения
		σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %		
1420	Al-Mg-Li	454	330	14,5	310/280	0,70/0,62
1424		480	360	16,0		
1440	Al-Cu-Mg-Li	480	400	17,6	282/262	0,58/0,55
1441		435	340	14,0		
1460	Al-Cu-Li	525	457	8,0	295/249	0,56/0,47
1464		550	500	10,0		

Примечания. 1. Образцы основного металла вырезаны вдоль направления проката. 2. Для сварных соединений в числителе приведены значения для металла швов с верхним валиком, в знаменателе — для металла зачищенных швов (без валиков).



свойства свежезакаленного состояния более длительный период, чем обычный дуралюмин Д16 (до 10... 15 ч). Листы из сплава 1441 отличаются от дуралюмина меньшей (на 7 %) удельной массой и более высокими значениями малоциклового усталости (на 50 %) и скорости распространения усталостных трещин (на 30 %). Сплав используют в производстве фюзеляжей военных самолетов, включая амфибии [4, 20].

При сварке без присадки сплавы 1440 и 1441 отличаются повышенной склонностью к образованию горячих трещин $A = 65\%$ [21]. Стойкость металла шва против образования горячих трещин можно повысить путем использования присадочной проволоки СвАМг63 ($A = 24\%$). Прочность соединений листов толщиной 6,5 мм при этом составляет 280 МПа, угол загиба — 50°, ударная вязкость металла шва — 14 Дж/см². Следует признать, что сплавы серии 1440 не рекомендуются для широкого использования в сварных конструкциях при обычных дуговых способах сварки. Предполагается возможность улучшения их характеристик свариваемости при ЭЛС или лазерной сварке с применением специальных присадочных материалов.

Сплавы серии 1460 относятся к системе Al-Cu-Li с добавками циркония и скандия. Они являются самыми высокопрочными свариваемыми термически упрочняемыми сплавами алюминий-литиевой группы [2-4]. Значения прочности основного металла находятся на уровне 540... 600 МПа, что при плотности 2,6 г/см³ и модуле упругости 80 ГПа обеспечивает снижение массы конструкций на 15... 20 % в случае замены других сплавов. Отличительной особенностью этого сплава является одновременное увеличение прочности и пластичности при криогенных температурах. Это делает его перспективным для использования в сварных криогенных баках. Модификации сплава 1464 отличаются от базового состава наличием комплекса модификаторов (до 0,15 %), что улучшает механические свойства полуфабрикатов и сварных соединений (см. табл. 5).

Сварные соединения сплава 1460, как и других термически упрочняемых свариваемых сплавов, имеют более низкие (60... 80 %) значения прочности, чем основной металл, что зависит от термической обработки соединения после сварки и от самой технологии сварки [5, 22]. При использовании обычных присадок Св-1201 или СвАМг6 металл шва проявляет склонность к образованию горячих трещин. Применение более легированной присадочной проволоки Св-1217 (Al + 10 % Cu) приводит к существенному изменению химического состава шва, его механических и технологических характеристик. С повышением содержания меди в шве до 7... 8 % одновременно увеличивается прочность соединений и повышается сопротивление металла шва образованию горячих трещин при сварке. Добавки скандия (0,5 %) и циркония (0,3 %) в присадки типа Св-1201 или СвАМг6 способствуют повышению сопротивления образованию горячих трещин при сварке и улучшению механических свойств соединений (табл. 6).

Таблица 6. Склонность к образованию горячих трещин при сварке алюминий-литиевых сплавов с использованием различных присадок

Марка сплава	Вид присадки	A, %
1420	Без присадки	44,5
	1420	32,0
	СвАМг63	17,0
	Al-6 Mg-0,5 Sc	5,00
1460	Без присадки	60,0
	СвАМг63	54,0
	Св-1201	50,0
	Al-10 Cu-0,5 Sc	15,0

Меры предотвращения образования включений оксидных плен в металле шва при сварке плавлением. Оксидные включения в металле шва являются наиболее распространенным дефектом сварных соединений алюминиевых сплавов. Они заметно снижают статическую и динамическую прочность, нарушают герметичность конструкций. Особенности и кинетика взаимодействия компонентов алюминиевых сплавов с газами окружающей среды изложены в монографиях [9, 10]. Количество и размеры включений в металле швов зависят от толщины и фазового состава поверхностной оксидной пленки, образующейся на деталях перед или в процессе сварки.

Исследовано окисление новых алюминиевых сплавов 1201 (Al-Cu), 1420 (Al-Mg-Li), 1460 и 1461 (Al-Cu-Li) при нагреве от 200 до 550 °С на воздухе и в аргоне [23, 24]. Наименьшая скорость окисления отмечается для сплава 1201. Сплав АМг6 окисляется по закону, близкому к линейному. Такая же зависимость, но при больших абсолютных изменениях массы образцов, зафиксирована для сплавов 1460 и 1461. Линейный закон окисления для сплава 1420 проявляется до температуры 400... 420 °С. Затем происходит резкое возрастание скорости окисления сплава, и при 450... 500 °С она увеличивается в 3... 10 раз.

При сварке алюминий-литиевых сплавов, особенно сплава 1460, зачастую образуются протяженные (иногда непрерывные) включения оксидной пленки, ориентированные вдоль шва и расположенные в верхней средней части сечения сварного шва.

Как показали исследования [25, 26], разработанные меры предотвращения образования включений при дуговой сварке с присадкой различных алюминиевых сплавов оказались недостаточными для сплавов с литием и медью. Понадобилось создание более благоприятных условий для разрушения имеющихся оксидных плен на поверхности присадочной проволоки и предотвращения окисления расплавленного металла в сварочной ванне.

Радикальным способом оказался подогрев проволоки до 150... 200 °С непосредственно в процессе сварки путем пропуска тока на участке протяженностью до 100 мм. В этом случае предотвращается захлаживание участка сварочной ванны в месте подачи присадки, повышается и выравнивается температура по всей поверхности, более интенсивно происходят процессы дегидратации и катодного разрушения оксидных плен на повер-

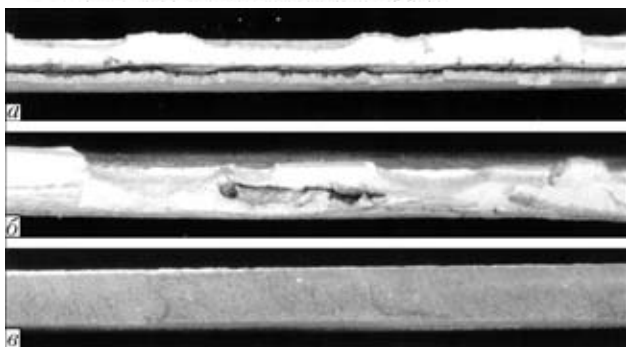


Рис. 1. Продольные изломы швов с включениями оксидных плен при обычной АДС вольфрамовым электродом (а, б) и свободные от включений при сварке с подогревом присадочной проволоки (в); листы из алюминий-литиевого сплава 1460 толщиной 3 мм, присадка Св-1201, Ø1,6 мм, ХЗ

хностях проволоки и сварочной ванны, образование оксидов становится термодинамически маловероятным. В таких условиях получены швы, свободные от включений оксидов (рис. 1).

Причины и меры предотвращения пористости в металле шва. Основной причиной пористости считается водород, вернее его скачкообразное уменьшение растворимости в металле шва при затвердевании (кристаллизации) [9, 10], о чем свидетельствуют сравнительно мелкие поры, располагающиеся в металле шва вдоль границ послойной кристаллизации.

Иначе обстоит дело с крупными порами, которые чаще всего не связаны со слоями кристаллизации, а локализируются либо в верхней части шва, либо в зоне сплавления. Появление такой пористости обычно является следствием грубых нарушений оптимальных условий сварки, включая подготовку основного металла и сварочных проволок [27], а также высокого содержания газов в свариваемом металле [28].

Особенности и механизм образования пористости при сварке алюминий-литиевых сплавов исследованы в многочисленных работах [29, 30]. Из анализа этих работ следует, что на поверхности полуфабрикатов образуется толстая и рыхлая оксидная пленка, способная адсорбировать большое количество влаги. На разных этапах производства полуфабрикатов в их поверхностных слоях могут появиться также химические соединения лития типа гидридов и гидрокарбонатов [28]. Наиболее вероятными местами их образования являются выделения вторичных фаз с большим содержанием лития по границам зерен. Поэтому соединения гидридов и другие проникают на значительную глубину, а приповерхностные слои обедняются металлическим литием. При нагреве во время сварки они выделяют пузырьки газа, которые образуются не только в сварочной ванне, но и в металле, нагретом до твердожидкого состояния в зоне термического влияния (ЗТВ). Иногда они вызывают вспучивание металла в околошовной зоне на обратной стороне соединения. В верхней части соединения в приповерхностном слое металла поры обнаруживаются редко, а их размер значительно меньше, чем в корневой части. Это связано с вы-

ходом пузырьков газа на поверхность до полного затвердевания ванны.

При аргонодуговой сварке (АДС) стыков на технологической подкладке с формирующей канавкой обычно происходит сквозное проплавление металла. По мере нагрева и расплавления металла стадия образования и укрупнения пузырьков газа в зоне сплавления переходит в стадию дегазации сварочной ванны. Этот процесс зафиксирован визуально как всплывание пузырьков газа на поверхность ванны, где они и прекращают свое существование.

Более мелкие пузырьки, образующиеся в нижней части сварочной ванны, не успевают всплыть на поверхность из-за малой скорости их подъема. Незначительное перемещение металла в этой части ванны также способствует захвату пузырьков газа кристаллизующимся металлом, в результате чего образуются поры. Устранение такой пористости затруднено даже при многократном переплаве шва. Удалить их можно лишь после повторного проплавления металла со стороны корня шва.

Практически полностью можно избежать появления крупных пор как в верхней, так и в нижней части шва при удалении поверхностного слоя металла толщиной 0,2...0,3 мм. Уменьшение пористости швов таким образом нельзя признать эффективным с технико-экономической точки зрения.

В настоящее время разработаны способы сварки, не требующие механической или термовакуумной обработки листовых заготовок. Благодаря интенсивному электромагнитному воздействию на сварочную ванну сканирующей или пульсирующей дуги переменного асимметричного тока обеспечивается перемешивание всего объема сварочной ванны. При этом пузырьки газа легко отрываются от поверхности оплавленного металла и выносятся потоками жидкого металла на поверхность ванны [30]. Сварка пульсирующей дугой при обычной подготовке кромок и более эффективной защите зоны сварки с помощью аргона в значительной мере способствует предотвращению появления грубой пористости.

Особенности кристаллизации швов, меры предотвращения образования горячих трещин при сварке. К настоящему времени установлено, что горячие трещины при сварке плавлением алюминий-литиевых сплавов образуются и распространяются на завершающем этапе кристаллизации шва и имеют межкристаллитный характер [9, 10, 31]. В связи с периодичностью кристаллизации шва горячие трещины могут возникать и прекращаться в пределах одного или нескольких слоев кристаллизации.

В некоторых случаях, связанных с неблагоприятным выбором присадочного материала, горячие трещины появляются в металле околошовной зоны (рис. 2, б), так как именно здесь оказывается зона «слабины» ввиду скопления легкоплавких фаз из основного металла. Предполагается, что такая крупная магистральная трещина может распространиться и в зону затвердевшего металла.

Зависимость склонности к образованию трещин от химического состава сплавов и условий сварки

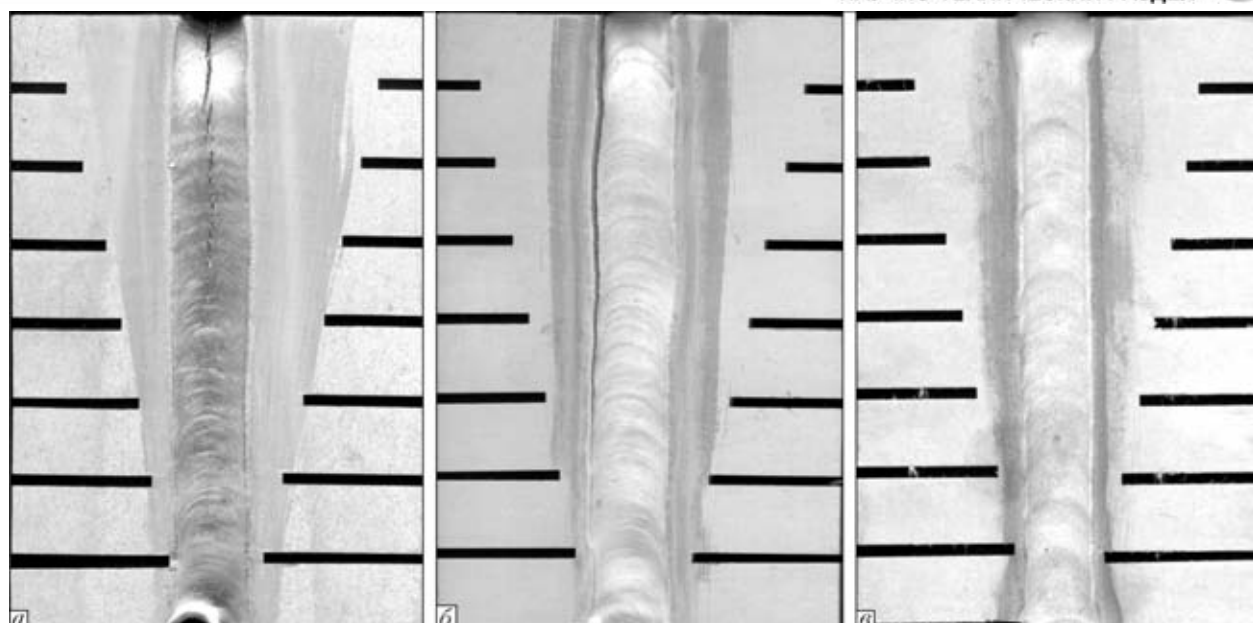


Рис. 2. Основные виды горячего растрескивания швов: *а* — обычное по центру шва; *б* — по границе сплавления основного металла и шва, может заходить в зону перегретого основного металла; *в* — без видимых трещин

описана в работах [32, 33]. Во многих алюминиевых сплавах обнаруживается неравномерность распределения примесей кремния и железа среди структурных составляющих металла шва и зоны сплавления. При этом образуются эвтектики сложного состава более легкоплавкие, чем в сплавах высокой чистоты по примесям. Это приводит к расширению температурного интервала кристаллизации за счет снижения температуры неравновесного солидуса и, как следствие, к повышению склонности металла шва к образованию горячих трещин. Например, в сплаве 1201 (Al + 6 % Cu) показатель горячеломкости по результатам испытания образцов Хоулдрокфта снизился от 38 до 19 % (в два раза) при уменьшении количества примесей железа и кремния от 0,2...0,3 % до 0,03...0,05 % (табл. 7). Результаты систематических исследований заставляют ограничивать количество неизбежных примесей кремния и железа до 0,05...0,10 % для улучшения свариваемости и механических свойств соединений высокопрочных сплавов различных систем легирования на основе алюминия.

Склонность к трещинообразованию при сварке плавлением высокопрочных алюминиевых сплавов может быть уменьшена путем создания мелкокристаллической структуры швов, например, посредством использования пульсирующей или сканирующей дуги [34], присадочных проволок с высоким содержанием основных легирующих компонентов (магний, медь, кремний) [33, 35] или эффективных модификаторов таких, как скандий цирконий титан и др. [36].

Примером эффективного измельчения структуры швов является использование при сварке многих сплавов при-

садочной проволоки СвАМг63, содержащей, кроме титана, еще и до 0,3 % циркония (рис. 3). В настоящее время созданы присадочные материалы различных систем легирования (Al-Mg, Al-Cu, Al-Cu-Mg) с добавкой 0,3...0,6 % скандия, который является наиболее эффективным модификатором кристаллической структуры швов.

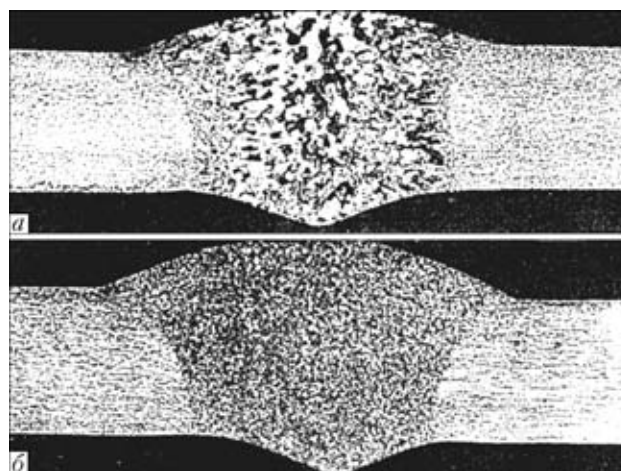


Рис. 3. Макрошлифы сварных соединений, полученных АДС неплавящимся электродом, листов из сплава 1420 толщиной 4 мм при использовании присадок СвАМг6 без циркония (*а*) и СвАМг63 с цирконием (*б*), X6

Таблица 7. Зависимость склонности к образованию горячих трещин в швах и механических свойств высокопрочных алюминиевых сплавов различных систем легирования от содержания примесей

Марка сплава (легирование)	Примеси, мас. %		А, %	Временное сопротивление σ_b , МПа	Пластичность α , град	Ударная вязкость a_u , Дж/см ²
	Fe	Si				
1201 (Al6CuMn)	0,05	0,03	19	454/298	65/78	21/20
	0,22	0,18	38	446/299	46/56	14/11
1160 (Al4,5Cu1,5Mg)	0,05	0,04	37	492/362	42/64	20/16
	0,25	0,20	58	485/339	26/48	15/10

Примечание. В числителе приведены данные для полуфабрикатов, в знаменателе — для сварных соединений.

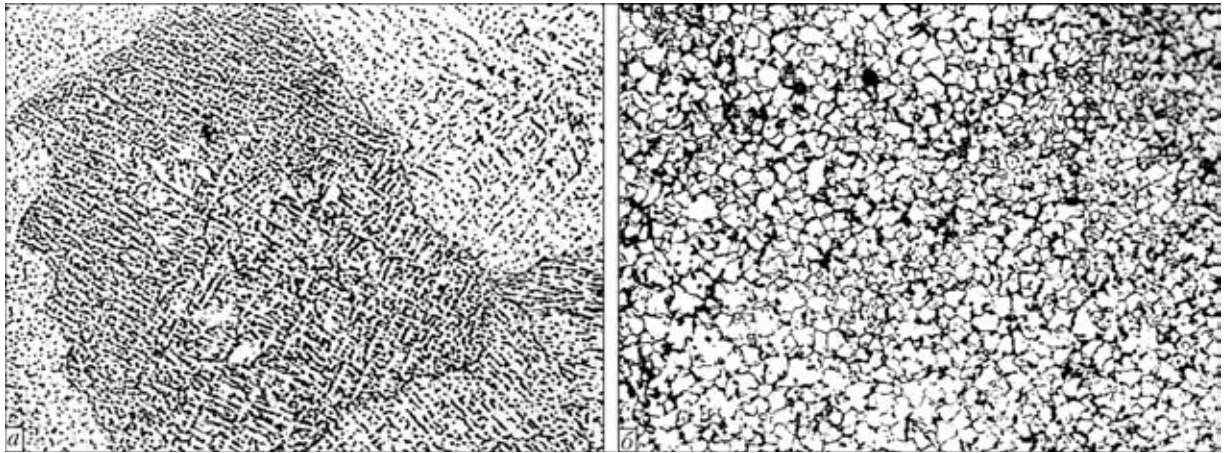


Рис. 4. Микроструктура металла шва при сварке плавлением сплавов системы $Al-6Zn-2Mg-0,14Zr$ без присадки: *a* — крупнокристаллическая дендритная в сплаве без модификаторов; *б* — мелкокристаллическая субдендритная в сплаве с добавками модификаторов 0,15 % Zr и 0,35 % Sc, $\times 500$

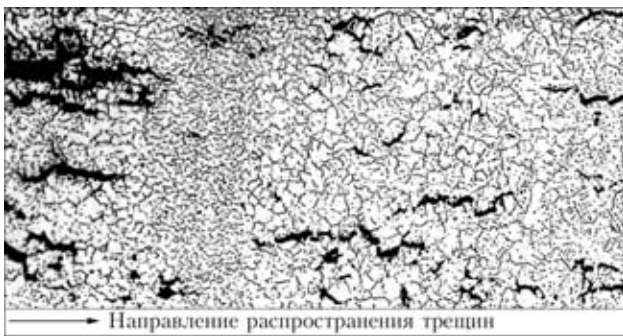


Рис. 5. Микроструктура металла шва со скандием (субдендритная структура с неразвившимися микротрещинами), $\times 100$

Как видно из рис. 4, применение таких присадок при сварке сплава $Al-6Zn-2Mg$ обеспечивает переход структуры шва от крупнокристаллической дендритной (рис. 4, *a*) к мелкокристаллической субдендритной (рис. 4, *б*) с размером ячеек до 20...30 мкм (степень измельчения на один порядок). Такие структуры металла швов способствуют не только улучшению его механических свойств, но и хорошему сопротивлению развития горячих трещин (рис. 5). Согласно результатам сварки образцов Хоулдрокфта (см. рис. 2) показатель горячеломкости швов при сварке сплава В95 с использованием присадки из сплава $Al-6Mg-0,5Sc$ колеблется от 0 до 15 %, что в три-четыре раза

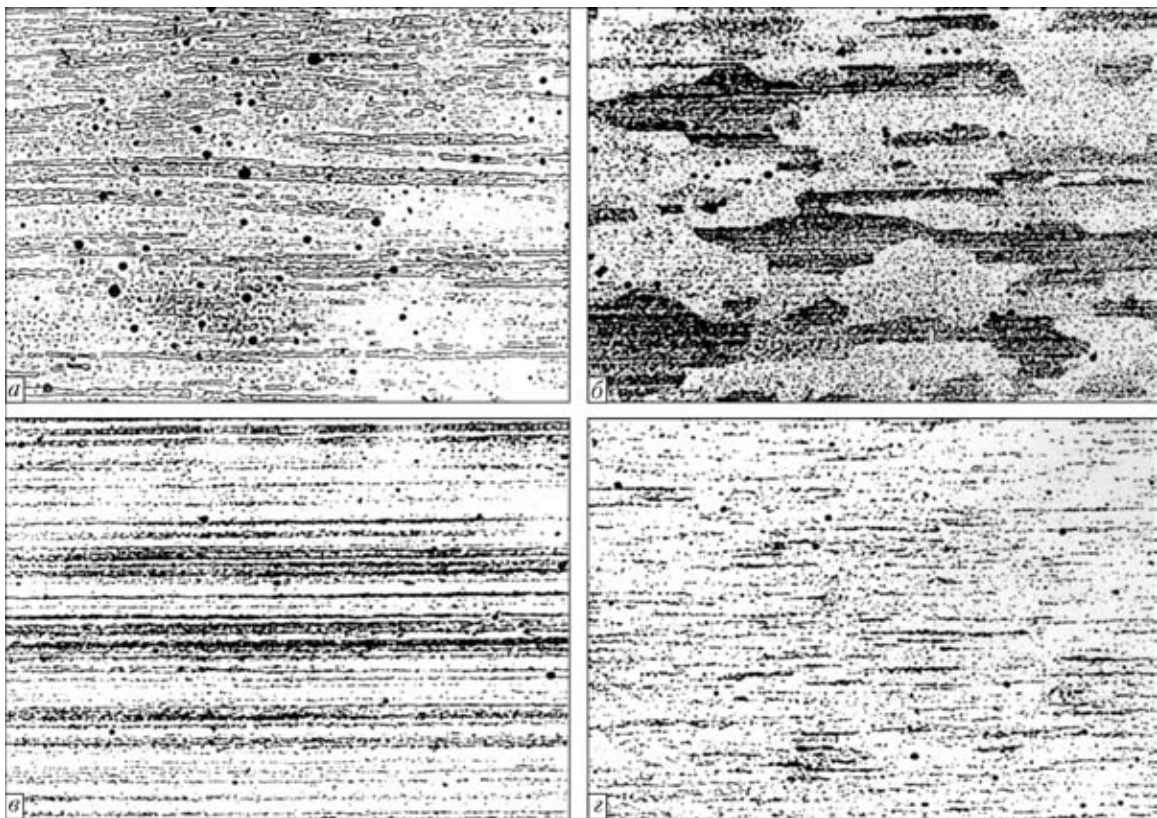


Рис. 6. Микроструктура холоднокатаных листов двух сплавов системы $Al-8,0Zn-2,1Mg-1,9Cu-0,11Zr$ (*a*, *б*) без скандия и со скандием $Al-8,0Zn-2,1Mg-1,9Cu-0,11Zr-0,12Sc$ (*в*, *г*) в исходном состоянии (*a*, *в*) и после нагрева до 500 °С в течение 30 мин (*б*, *г*), вызвавшего рекристаллизацию в сплаве без скандия (*б*), $\times 156$

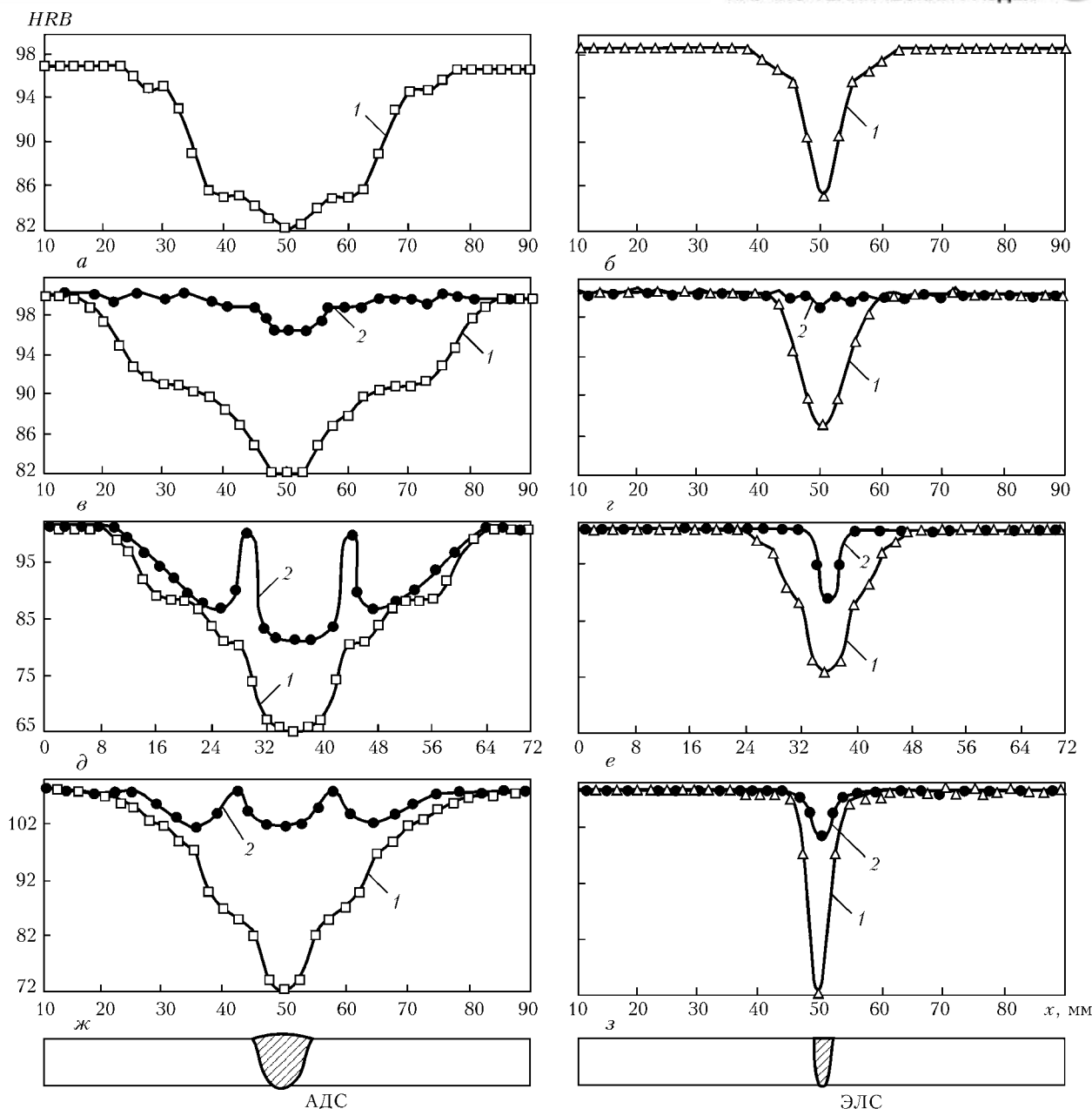


Рис. 7. Кривые изменения твердости металла сварных соединений при АДС (а, в, д, ж) и ЭЛС (б, з, е, з) алюминиевых сплавов АМг6Нн3П (а, б), 1420 (в, з), 1201 (д, е), 1460 (ж, з): 1 — состояние непосредственно после сварки соответственно дуговым (□) и электронно-лучевым (Δ) способами; 2 — состояние после искусственного старения соединений, полученных обоими способами

меньше по сравнению с базовым вариантом при-
садки без скандия.

Следует отметить положительную роль скандия, который вводится в количестве 0,1...0,2 % в основной материал. Наличие скандия дает возможность избежать образования грубой структурной неоднородности в ЗТВ сварки, что обычно происходит вследствие рекристаллизации и сопутствующих процессов по границам зерен в деформированных полуфабрикатах без скандия (рис. 6).

Структурные превращения и разупрочнение металла в ЗТВ сварки. Полуфабрикаты из высокопрочных алюминиевых сплавов под воздействием сварочного нагрева разупрочняются в околошовной зоне. При этом результат нагартовки теряется полностью, а термическое упрочнение можно восстановить [37]. Различные способы свар-

ки по плотности энергии, а следовательно, и по степени термического влияния на свариваемый материал (обратная зависимость), располагаются на разных уровнях шкалы в диапазоне от $1 \cdot 10^3$ до $1 \cdot 10^7$ Вт/см² [38].

Что касается изменения механических свойств материала, его твердости и прочности, то оно зависит от особенностей структурных превращений в сплавах различных систем легирования. Как видно из рис. 7, в сварных соединениях сплава 1420 отсутствуют провалы на кривых изменения твердости в тех местах, где другие термически упрочняемые сплавы значительно разупрочняются вследствие перестаривания и частичного отжига. Можно предположить, что в этом сплаве на всем участке эффективного термического воздействия



Таблица 8. Сравнительные свойства алюминиевых сплавов и их сварных соединений (для криогенных баков ракет) [1, 2]

Марка сплава (состояние)	Температура испытания, К	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	KCV , Дж/см ²
АМг6 (нагартовка 20 %)	293	420/296	252	15,0	22/16
	77	520/400	292	34,5	20/16
	20	590/420	325	14,0	15/10
1201 (термическое упрочнение)	293	420/280	325	9,5	12/17,5
	77	420/355	325	12,0	12/14,5
	20	610/405	440	15,0	14/14,8
1460 (термическое упрочнение)	293	530/290	495	10,0	11/10
	77	615/355	325	17,5	13/7
	20	760/385	560	13,5	15/6

Примечание. В числителе приведены значения σ_b разрыву и KCV для основного металла, в знаменателе — для аргонодуговых сварных соединений.

происходит возврат к закаленному состоянию. Это создает условия для восстановления твердости на всем протяжении ЗТВ при повторном искусственном старении основного металла в сварном соединении. Такая особенность превращений в сплаве 1420 обусловлена, вероятно, специфическим одностадийным механизмом выделения упрочняющей фазы, что открывает возможность получения высоких значений временного сопротивления сварных соединений (примерно 400 МПа).

Малая продолжительность воздействия температур сварочного цикла определяет специфику превращений по сравнению с изотермическими режимами нагрева. При таких температурно-временных условиях возможен частичный возврат состаренного сплава к закаленному состоянию и последующее его упрочнение при искусственном старении соединений [1]. Сварочный кратковременный нагрев до температур ниже 300 °С практически не изменяет структуру и твердость сплавов.

Для прогноза изменений твердости и прочности металла в ЗТВ разработаны термокинетические диаграммы разупрочнения сплавов 1201, 1420 и 1460 при нагреве в изотермических условиях [39–41]. Отмечается более высокая термическая стабильность сплава 1420 по сравнению с 1201 и 1460. Благодаря этому сварные соединения сплава 1420 имеют более высокий уровень прочности металла как в шве, так и в ЗТВ.

Реальная картина изменения физико-механических свойств некоторых рассматриваемых сплавов при АДС и ЭЛС представлена на рис. 7. Применительно к различным температурным ус-

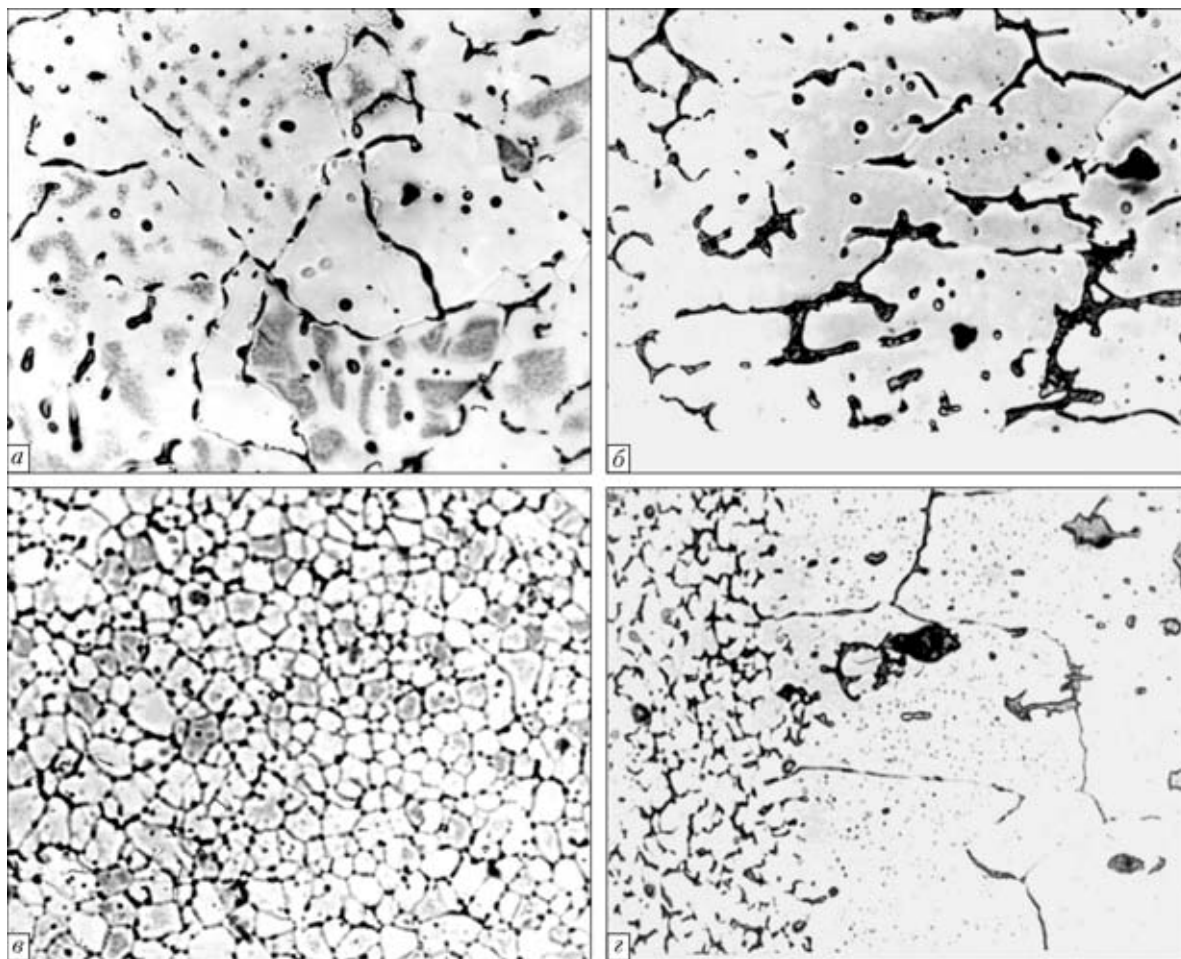


Рис. 8. Микроструктура металла шва (а, в) и зоны сплавления шва с основным металлом (б, з) листов из сплава 1201 толщиной 6 мм без присадки при АДС (а, б) и ЭЛС (в, з), $\times 500$

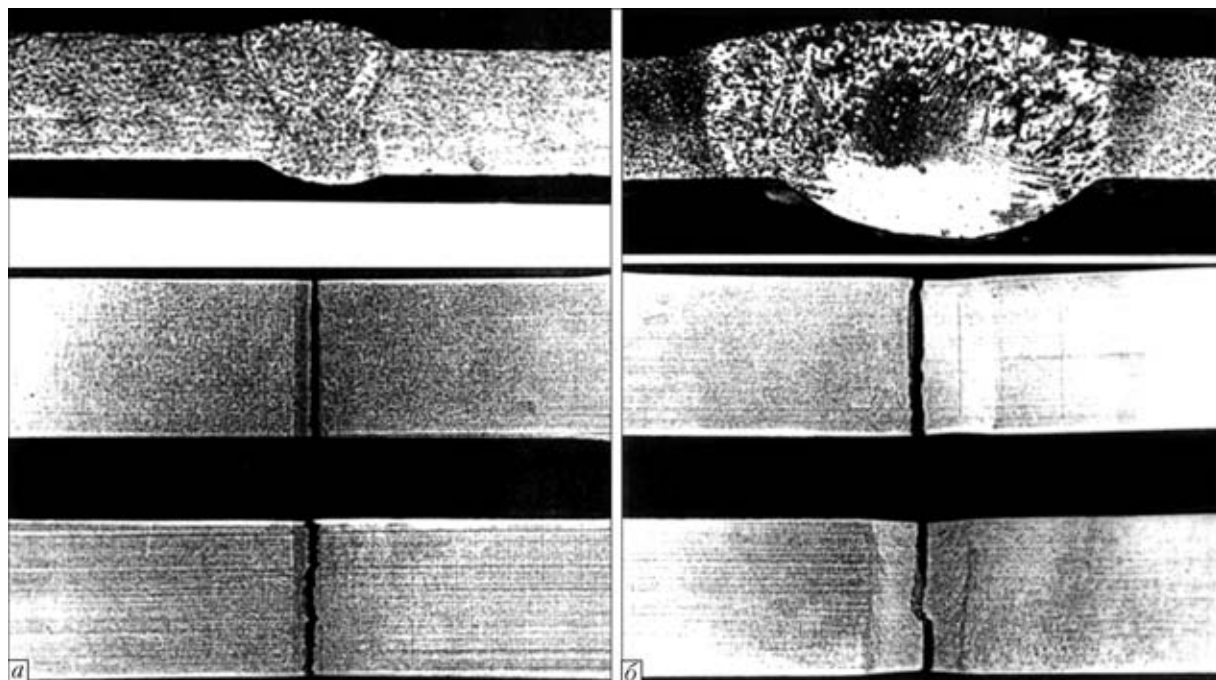


Рис. 9. Макроструктура сварных соединений сплава 1420 (X5) и виды разрушения образцов при растяжении (по зоне сплавления и по шву): *a* — лазерная сварка, $\sigma_{\text{в}} = 360\text{...}380$ МПа; *б* — АДС, $\sigma_{\text{в}} = 300\text{...}330$ МПа

ловиям эксплуатации, включая криогенные, значения основных характеристик механических свойств приведены в табл. 8. Они показывают, что перспективные баки ракет для жидкого водорода и другие изделия криогенной техники, работающие при низких температурах (4,2...77,0 К), целесообразно изготовлять из сплавов 1201 и 1460.

Как показывают металлографические исследования (рис. 8), разрушение металла шва и околошовных зон происходит вследствие изменения исходной структуры полуфабрикатов. Крупнокристаллическая структура швов, рост зерен основного металла и формирование грубых межзеренных прослоек из легкоплавких фаз особенно заметны при АДС (рис. 8, *a*, *б*). При ЭЛС и, возможно, лазерной сварке (рис. 8, *в*, *г*) такие изменения выражены в меньшей мере, благодаря чему обеспечивается более высокий уровень исследованных характеристик сварных соединений (рис. 9).

Таким образом, результаты исследований и разработок свидетельствуют о создании оригинальных композиций сложнолегированных алюминиевых сплавов и аналогов известных сплавов различных систем легирования с микродобавками эффективных модифицирующих элементов скандия и циркония, которые отличаются более высокими характеристиками технологичности и прочности. Их свариваемость плавлением при использовании современных технологий характеризуется как хорошая или удовлетворительная, а временное сопротивление разрыву термически упрочненных деформированных полуфабрикатов достигает 750 МПа.

Среди перспективных систем сложного легирования как основы новых более высокопрочных свариваемых сплавов следует признать Al-Zn-Mg-Cu и Al-Cu-Mg-Li сплавы с микро-

добавками элементов переходной группы. Отличаясь удовлетворительными характеристиками свариваемости, они обеспечат прогрессивное развитие конструкций многих новых изделий транспортного назначения, таких, как аэробусы, вагоны скоростных поездов, изделия оборонного назначения, что повысит технические и экономические показатели их производства и эксплуатации.

1. *Сварка в самолетостроении* / Г. А. Кривов, В. Р. Рябов, А. Я. Ищенко и др.; Под ред. Б. Е. Патона. — Киев: МИИВЦ, 1998. — 696 с.
2. *Фридляндер И. Н.* Алюминиевые сплавы в летательных аппаратах в периоды 1970–2000 и 2001–2015 гг. // *Технология легких сплавов*. — 2002. — № 4. — С. 12–17.
3. *Фридляндер И. Н., Белецкий В. М., Кривов Г. А.* Алюминиевые сплавы в авиационных конструкциях // *Технолог. системы*. — 2000. — № 1. — С. 5–17.
4. *Фридляндер И. Н.* Алюминиевые сплавы для авиационной техники // *Современное материаловедение. XXI век*. — Киев: Наук. думка, 1998. — С. 297–306.
5. *Ищенко А. Я., Лабура Т. М., Лозовская А. В.* Алюминий-литиевые сплавы для сварных конструкций аэрокосмической техники // *Автомат. сварка*. — 1995. — № 7. — С. 41–44.
6. *Ishchenko A. Ya., Labur T. M.* Weldable scandium-containing aluminium alloys // *Welding and Surfacing Rev.* — 1997. — V. 9. — 109 p.
7. *Kiyoto S.* Materials and joining technologies for rocket structures // *J. Jap. Welding Soc.* — 1993. — 62, № 8. — P. 46–52.
8. *Ищенко А. Я.* Исследования и разработки технологий сварки легких сплавов в ИЭС им. Е.О. Патона // *Автомат. сварка*. — 2002. — № 12. — С. 30–31.
9. *Рабкин Д. М.* Металлургия сварки плавлением алюминия и его сплавов. — Киев: Наук. думка, 1986. — 256 с.
10. *Никифоров Г. Д.* Металлургия сварки плавлением алюминиевых сплавов. — М.: Машиностроение, 1972. — 264 с.
11. *Справочник по алюминиевым сплавам* / Под ред. В. И. Елагина. — М.: ВИЛС, 1978. — 132 с.
12. *Davis J. R.* Aluminum and aluminum alloys // *ASM International: Handbook committee. III Series. TA 480.A6A6177*. — 1994. — 620.1'86. — P. 20.
13. *Конструкционный сплав 1424* пониженной плотности системы Al-Mg-Li-Zr-Sc для сварных и клепаных конструкций авиакосмической техники / И. Н. Фридляндер,



- Л. Б. Хохладова, Н. И. Колобнев и др. // Технология легких сплавов. — 2002. — № 4. — С. 20–23.
14. *Бондарев Б. И., Елагин В. И.* Новые алюминиевые сплавы, легированные скандием // Там же. — 1992. — № 5. — С. 22–28.
 15. *Ищенко А. Я., Чапор В. О., Яворская М. Р.* Влияние добавок скандия на свариваемость сплава системы Al–Zn–Mg // Автомат. сварка. — 2000. — № 11. — С. 15–17.
 16. *Давыдов В. Г., Елагин В. И., Захаров В. В.* Исследования ВИЛСа в области повышения свойств, качества и технологичности полуфабрикатов из алюминиевых сплавов // Технология легких сплавов. — 2001. — № 5/6. — С. 6–16.
 17. *Алюминий-литиевые* сплавы. Структура и свойства / И. Н. Фридляндер, К. В. Чуистов, А. Л. Березина, Н. И. Колобнев. — Киев: Наук. думка, 1992. — 192 с.
 18. *Ищенко А. Я., Чапю А. Г., Илюшенко Р. В.* Свариваемость и технология дуговой сварки высокопрочного сплава системы алюминий–магний–литий // Автомат. сварка. — 1985. — № 10. — С. 47–49.
 19. *Лещинер Л. Н., Латушкина Л. В., Федоренко Т. П.* Ресурсный высокотехнологичный сплав 1441 пониженной плотности системы Al–Cu–Mg–Li // Там же. — 1994. — № 3/4. — С. 38–42.
 20. *Алюминиево-литиевый* сплав 1441 как перспективный материал для фюзеляжа / Р. К. Бирд, Д. Л. Дайкус, И. Н. Фридляндер, В. С. Сандлер // Металловед. и терм. обраб. металлов. — 2001. — № 8. — С. 7–10.
 21. *Свариваемость* листовых полуфабрикатов сплава 1440 / Н. Г. Третьяк, Р. В. Илюшенко, М. Р. Яворская и др. // Автомат. сварка. — 1995. — № 4. — С. 27–30.
 22. *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. 26–43.
 23. *Покляцкий А. Г.* Особенности образования макровключений оксидной пленки в металле швов алюминиевых сплавов (Обзор) // Автомат. сварка. — 2001. — № 3. — С. 38–40.
 24. *Овчинников В. В., Гринин И. В., Федоров С. А.* Особенности образования оксидных пленок при дуговой сварке тонколистовых конструкций из алюминиевых сплавов // Свароч. пр-во. — 1993. — № 7. — С. 30–32.
 25. *Предотвращение* образования включений оксидной пленки в швах при сварке алюминиевых сплавов пульсирующей дугой / А. Г. Покляцкий, А. Я. Ищенко, А. С. Бессонов, Б. П. Ржанов // Автомат. сварка. — 1991. — № 7. — С. 43–47.
 26. *Покляцкий А. Г., Лозовская А. В., Гринюк А. А.* Предотвращение образования оксидных плен в швах при сварке литийсодержащих алюминиевых сплавов // Там же. — 2002. — № 12. — С. 21–26.
 27. *Кудряшов О. Н., Елисеев В. И., Виноградов В. С.* Влияние технологии подготовки деталей на пористость швов при сварке сплава 1201 // Свароч. пр-во. — 1994. — № 3. — С. 19–21.
 28. *Об источниках* порообразования при сварке деформируемых и литейных алюминиевых сплавов / В. И. Рязанцев, А. И. Савостиков, В. П. Чернов, Н. Н. Саратов // Там же. — 1993. — № 8. — С. 32–34.
 29. *Овчинников В. В., Редчиц В. В.* О двух механизмах образования зародышей газовых пузырьков при сварке алюминиевых сплавов, легированных литием // Там же. — 1991. — № 9. — С. 40–43.
 30. *Илюшенко Р. В.* Влияние параметров режима сварки пульсирующей дугой в аргоне на пористость соединений сплава 1420 // Автомат. сварка. — 1990. — № 9. — С. 27–30.
 31. *Ищенко А. Я., Лозовская А. В., Касьян В. В.* Зависимость склонности алюминиевых сплавов к образованию сварочных трещин от характера кристаллизации вблизи солидуса // Технология легких сплавов. — 1981. — № 10. — С. 7–13.
 32. *Ищенко А. Я., Лозовская А. В.* Улучшение свариваемости алюминиевых сплавов путем оптимизации количества примесей // Пробл. соврем. материаловед.: Тр. V сессии Науч. совета по новым материалам Междунар. ассоц. акад. наук (12 мая 2000 г., Киев). — Гомель: ИММС НАНБ, 2001. — С. 72–77.
 33. *Овчинников В. В., Рязанцев В. И., Алексеев В. В.* К вопросу об образовании трещин в сварных соединениях сплава 1420 // Свароч. пр-во. — 1992. — № 5. — С. 41–43.
 34. *Современные* способы дуговой сварки алюминиевых сплавов (Обзор) / А. Я. Ищенко, И. В. Довбищенко, В. П. Будник, В. С. Машин, А. Г. Покляцкий // Автомат. сварка. — 1994. — № 5/6. — С. 35–37.
 35. *Илюшенко Р. В., Третьяк Н. Г.* Влияние состава присадочных материалов на горячеломкость сварных соединений алюминий-литиевых сплавов // Там же. — 1991. — № 7. — С. 27–29.
 36. *Ищенко А. Я., Лозовская А. В., Склабинская И. Е.* Механизм торможения кристаллизационных трещин при сварке алюминиевых сплавов, содержащих скандий // Там же. — 1999. — № 8. — С. 13–16.
 37. *Повышение* прочности швов при дуговой сварке сплава 1420 с применением скандийсодержащих присадок / А. Я. Ищенко, А. В. Лозовская, А. Г. Покляцкий и др. // Там же. — 2002. — № 1. — С. 11–15.
 38. *Бондарев А. А., Бондарев Андр. А.* Лазерная сварка алюминиевых сплавов (Обзор) // Там же. — 2001. — № 12. — С. 21–28.
 39. *Ищенко А. Я.* Кинетика превращений при сварке термически упрочненного алюминиевого сплава 1201 // Там же. — 1980. — № 1. — С. 29–31.
 40. *Особенности* структурных превращений при сварке алюминий-литиевых сплавов, содержащих скандий / А. Я. Ищенко, А. В. Лозовская, Н. Г. Третьяк и др. // Технология легких сплавов. — 1993. — № 4/5. — С. 7–17.
 41. *Влияние* способа сварки на сопротивление разрушению соединений алюминиево-литиевых сплавов 1420 и 1460 / Т. М. Лабур, Андр. А. Бондарев, А. В. Лозовская и др. // Автомат. сварка. — 2001. — № 7. — С. 12–16.

Grades and general characteristic of weldability of new high-strength aluminium alloys, physical-metallurgical processes occurring in welding, causes of formation and measures for prevention of porosity in weld metal during fusion welding, peculiarities of solidification of welds in multicomponent alloys, as well as formation and measures for prevention of hot cracks, chemical and structural heterogeneity are considered. Structural transformations leading to weakening of metal in the HAZ are analysed. Characteristics of new and improved methods and technologies for welding using the electric arc, electron beam and laser heat sources are presented.

Поступила в редакцию 17.06.2004