



## СВАРКА ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ РАЗЛИЧНЫХ СИСТЕМ ЛЕГИРОВАНИЯ

А. Г. ПОКЛЯЦКИЙ, канд. техн. наук, А. А. ЧАЙКА, И. Н. КЛОЧКОВ, М. Р. ЯВОРСКАЯ, инженеры  
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проведен сравнительный анализ степени разупрочнения и уровня прочности сварных соединений разноименных высокопрочных сложнелегированных алюминиевых сплавов АМг6М, 1420, 1201, 1460 толщиной 1,8 мм, полученных сваркой трением с перемешиванием, а также аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом. Рассмотрены особенности формирования структуры швов при обоих способах сварки. Показано, что деформационное упрочнение швов высокопрочных сложнелегированных алюминиевых сплавов при сварке трением с перемешиванием обеспечивает более высокий уровень их прочности, чем при сварке плавлением.

*Ключевые слова:* сварка трением с перемешиванием, аргонодуговая сварка, высокопрочные алюминиевые сплавы, комбинированные соединения, степень разупрочнения, временное сопротивление, структура металла сварных соединений

Алюминиевые сплавы различных систем легирования широко используются при изготовлении сварных конструкций. Для получения неразъемных соединений применяют разные способы сварки плавлением, основанные на кристаллизации металла шва из расплава сварочной ванны. Высокотемпературный нагрев зоны сварки приводит к структурным и фазовым превращениям не только в металле самого шва, но и в примыкающих к нему участках. В связи с этим прочность металла швов и сварных соединений нагартованных и термически упрочняемых алюминиевых сплавов в большинстве случаев не превышает 70 % прочности основного металла [1, 2]. Кроме того, многие алюминиевые сплавы в процессе кристаллизации расплава склонны к образованию горячих трещин в шве или зоне его сплавления (ЗС) с основным металлом. Такое межкристаллитное разрушение также обусловлено нагревом металла в зоне сварки до температуры плавления и происходит в местах выделения вторичных легкоплавких фаз [3]. Введение в шов присадочного материала определенного химического состава позволяет повысить стойкость сварных соединений против образования горячих трещин и обеспечить требуемый уровень их прочности [4].

Однако при создании современных высокоэффективных, многофункциональных и экономичных конструкций, в которых рационально используются определенные преимущества каждого материала, возникает необходимость сваривать разноименные алюминиевые сплавы. Естественно,

что при соединении таких сплавов сваркой плавлением система легирования металла в расплаве существенно усложняется, что создает дополнительные трудности при выборе состава присадочной проволоки. Последняя, смешиваясь со свариваемыми сплавами, способствует получению композиции металла шва, обеспечивающей минимальную склонность соединений к горячему растрескиванию и высокий уровень их механических свойств [5, 6]. Поэтому, если из технологического процесса сварки алюминиевых сплавов исключить разогрев зоны соединения до температуры солидуса, то можно устранить условия, приводящие к возникновению кристаллизационных трещин в швах, и повысить их прочностные характеристики.

Эффективным способом получения неразъемных соединений в твердой фазе без расплавления основного металла является сварка трением с перемешиванием (СТП). При этом способе сварки сварной шов образуется в результате перемещения в ограниченном пространстве небольшого объема пластифицированного металла, нагретого за счет трения до температуры, не превышающей 75 % температуры плавления сплава [7, 8].

Цель настоящей работы — оценить степень разупрочнения, особенности структуры и уровень прочности сварных соединений разноименных тонколистовых алюминиевых сплавов, полученных СТП и автоматической аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом (АДСНЭ).

В исследованиях использовали широко применяемые при изготовлении элементов летательных аппаратов [9, 10] высокопрочные алюминиевые сплавы АМг6 (Al–Mg–Mn) и 1201 (Al–Cu–Mn), а также литийсодержащие сплавы 1420 (Al–Mg–Li) и 1460 (Al–Cu–Li), имеющие повышенную удельную прочность. Листы толщиной 1,8 мм сваривали способом АДСНЭ со скоростью 20 м/ч на



установке MW-450 («Fronius», Австрия) с использованием присадочных проволок СвАМг6, СвАМг63 и Св1201 на токе 130...145 А. СТП осуществляли на сконструированной в ИЭС им. Е. О. Патона лабораторной установке. Для получения стыковых соединений использовали специальный инструмент с коническим наконечником и буртом диаметром 12 мм. Скорость вращения инструмента составляла 1420 об/мин, а линейная скорость его перемещения вдоль стыка — 8...14 м/ч. Из полученных сварных соединений изготавливали образцы для исследования их структуры, определения твердости и временного сопротивления при одноосном растяжении. Стандартные образцы, выполненные АДСНЭ, испытывали как со снятыми заподлицо с основным металлом проплавами, так и с дополнительно зачищенными усилениями. Испытания проводили с помощью универсальной многоцелевой сервогидравлической системы MTS 810. Для исследования структуры металла сварных соединений использовали оптический микроскоп МИМ-8М. Поперечные шлифы сварных соединений предварительно подготавливали с помощью электролитического полирования и дополнительного травления в растворе хлорной, азотной и плавиковой кислот. Твердость металла сварных соединений измеряли на лицевой поверхности швов, предварительно зачистив усиление и проплав заподлицо с основным металлом. При этом ширина швов, выполненных АДСНЭ, составляла в среднем 6,5 мм, а способом СТП — 3,5 мм при ширине зоны термомеханического воздействия (ЗТМВ) 11 мм. Степень разупрочнения металла в зоне сварки оценивали по результатам измерения его твердости на приборе «ROSKWELL» при нагрузке  $P = 600$  Н.

Анализ распределения твердости показал, что степень разупрочнения металла как в шве, так и на примыкающих к нему участках, при СТП всегда меньше, чем при АДСНЭ. Так, при сварке сплава 1201 со сплавом АМг6 способом АДСНЭ с использованием присадочной проволоки СвАМг6 минимальная твердость металла шва составляет  $HRB$  80, а с использованием проволоки Св1201 —  $HRB$  83. Способ СТП позволяет повысить этот показатель до  $HRB$  86. При сварке между собой термически упрочняемых сплавов 1420 и 1201 металл шва, выполненного сваркой плавлением с использованием присадочных проволок СвАМг63 и Св1201, имеет минимальную твердость соответственно  $HRB$  78 и 84. Применение способа СТП обеспечивает твердость металла шва до уровня  $HRB$  86 (рис. 1). Минимальная твердость металла швов, выполненных АДСНЭ на разноименных сплавах АМг6М и 1460 с использованием присадочной проволоки СвАМг6, также находится на уровне  $HRB$  78. Применение присадочной проволоки Св1201 позволяет повысить твердость

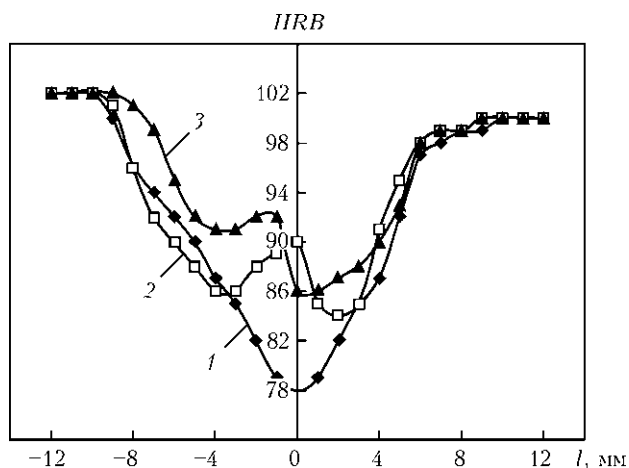


Рис. 1. Распределение твердости металла в соединениях разноименных алюминиевых сплавов 1420 и 1201, полученных АДСНЭ с использованием присадочных проволок СвАМг63 (1) и Св1201 (2), а также способом СТП (3);  $l$  — расстояние от оси шва

металла швов до  $HRB$  84, но и в этом случае она намного ниже, чем при сварке в твердой фазе ( $HRB$  89). При соединении литийсодержащих алюминиевых сплавов 1420 и 1460 АДСНЭ с использованием присадочных проволок СвАМг63 и Св1201 обеспечивается минимальная твердость металла в шве соответственно около  $HRB$  78 и 86. При сварке их в твердой фазе этот показатель составляет не ниже  $HRB$  87. Сварные швы разноименных соединений термически упрочняемых медьсодержащих алюминиевых сплавов 1201 и 1460, выполненные АДСНЭ с использованием присадочной проволоки Св1201, имеют минимальную твердость  $HRB$  71. При СТП она повышается до  $HRB$  88 (рис. 2).

Измерения температуры у края бурта инструмента, проведенные с помощью хромель-алюмелевых термопар, показали, что более низкий уровень разупрочнения металла при СТП разноименных алюминиевых сплавов обусловлен меньшим

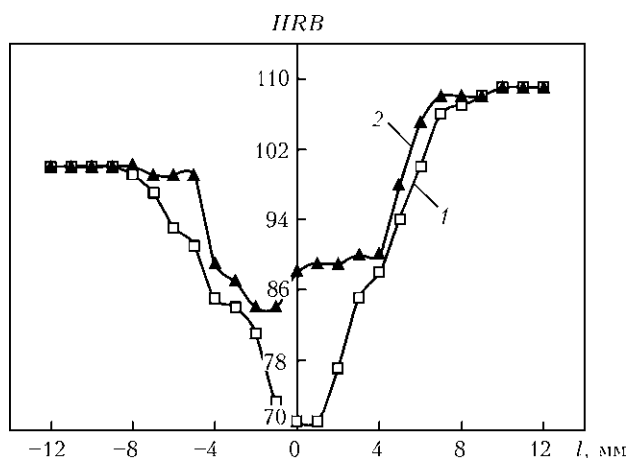


Рис. 2. Распределение твердости металла в соединениях разноименных медьсодержащих алюминиевых сплавов 1201 и 1460, полученных АДСНЭ с использованием присадочной проволоки Св1201 (1), а также способом СТП (2)

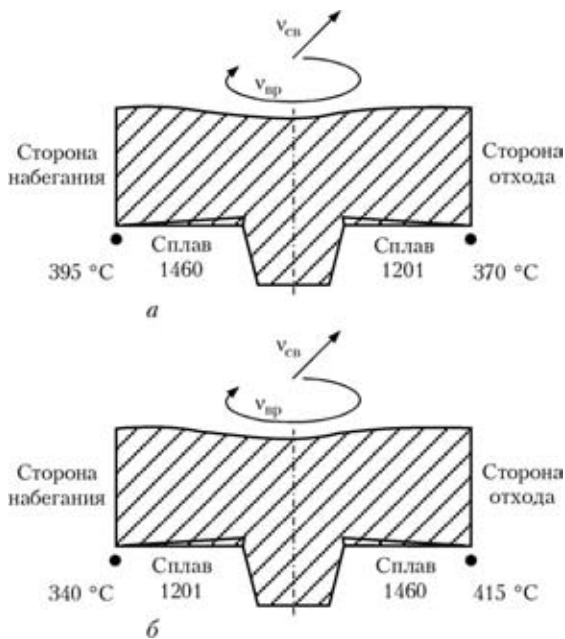


Рис. 3. Зависимость максимальной температуры металла у края бурта инструмента при СТП разноименных алюминиевых сплавов 1460 и 1201 от их расположения относительно направления вращения инструмента: *a* — сплав 1460 со стороны набегания инструмента, сплав 1201 со стороны отхода; *б* — наоборот;  $v_{св}$  — скорость сварки;  $v_{вр}$  — скорость вращения инструмента

нагревом металла в зоне сварки. Так, в зависимости от расположения сплавов 1460 и 1201 со стороны набегания или отхода инструмента максимальная температура у края бурта инструмента составляет 395 или 415 °С (рис. 3), в ядре шва металл нагревается до 500 °С.

Специфические термомеханические условия образования соединений при СТП способствуют формированию мелкокристаллической структуры металла шва и прилегающих к нему участков. Как и при сварке одноименных алюминиевых сплавов, в сварных соединениях можно выделить харак-

терные участки — ядро шва, ЗТМВ и зону термического влияния (ЗТВ). Но если примыкающие зоны по своей структуре практически не отличаются от полученных при сварке соответствующих сплавов в одноименном сочетании, то ядро шва содержит микрофрагменты с полностью и частично перемешанным металлом и микрослои с неперемешанным металлом (рис. 4). В металле ЗТВ строчки интерметаллидов и зерна ориентированы параллельно поверхности листа, а в металле ЗТМВ — в направлении перемещения инструмента и движущегося за ним пластифицированного металла. Зерна здесь достаточно крупные и вытянутые, хотя непосредственно на границе со швом они бывают мелкими равноосными, по-видимому, рекристаллизовавшимися при повышенной температуре в процессе деформации. Для металла шва характерно наличие равноосных зерен и хаотично рассредоточенных измельченных интерметаллидных включений, размер которых существенно меньше, чем в основном металле, металле ЗТМВ, ЗТВ, а также в любом участке сварного соединения, полученного АДСНЭ (рис. 5).

В процессе СТП неразъемное соединение образуется в твердой фазе без расплавления материала. Сформированная при этом мелкодисперсная структура металла шва и непосредственно прилегающих к нему участков обеспечивает высокую прочность таких соединений. Так, при сварке сплава 1201 со сплавом АМг6 предел прочности образцов, разрушающихся по ЗС шва с основным металлом со стороны сплава 1201, находится на уровне 304 МПа (таблица). Для образцов со снятым усилением шва, выполненных АДСНЭ с использованием присадочных проволок Св1201 и СвАМг6, этот показатель ниже соответственно на 16 и 25 МПа. Полученные способом СТП образцы соединений термически упру-

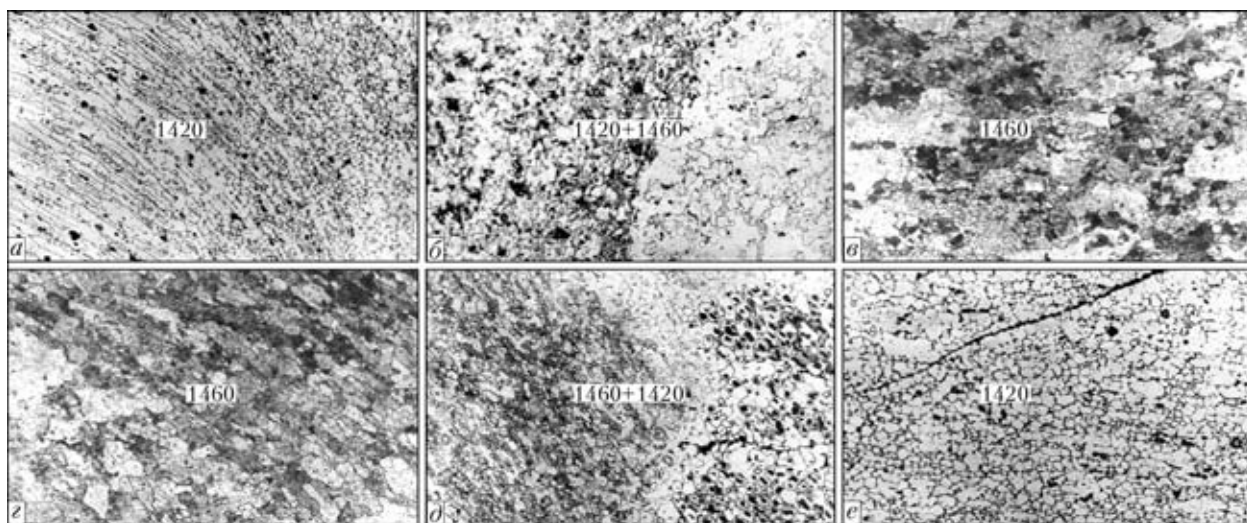


Рис. 4. Микроструктуры (5 400) сварных соединений разноименных алюминиевых сплавов 1420 и 1460, полученных способом СТП при различном их расположении относительно направления вращения инструмента: *a, з* — ЗТМВ со стороны набегания инструмента; *б, д* — ядро шва; *в, е* — ЗТМВ со стороны отхода инструмента

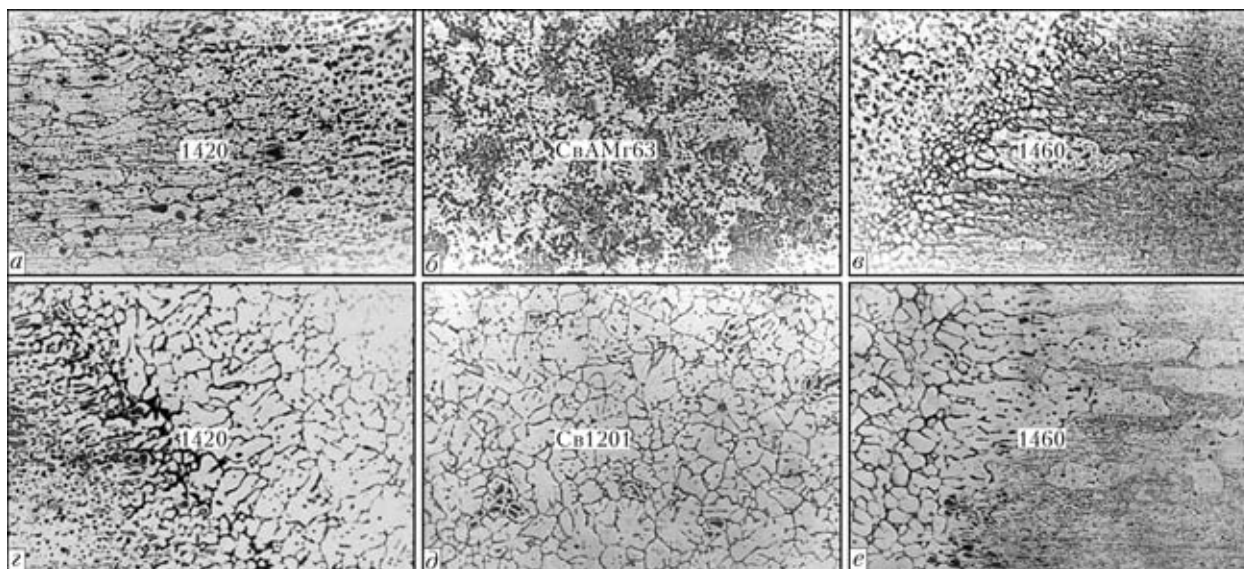


Рис. 5. Микроструктуры (5 400) участков металла сварных соединений алюминиевых сплавов 1420 и 1460, полученных способом АДСНЭ с использованием присадочных проволок: а, в, з, е — ЗС шва с основным металлом; б, д — шов

няемых сплавов 1201 и 1420 также разрушаются по ЗС шва с основным металлом со стороны сплава 1201. Их прочность достигает 311 МПа и превышает результаты, полученные при сварке плавлением с использованием присадочной проволоки SvAMg63, на 39 МПа, а проволоки Sv1201 — на 71 МПа. Разрушение образцов соединений, полученных при СТП сплавов AMg6 и 1460, может происходить по ЗТМВ или ЗТВ со стороны сплава AMg6. Их временное сопротивление находится на

уровне 329 МПа, что превышает этот показатель для образцов соединений без усиления шва, полученных АДСНЭ с использованием присадочных проволок SvAMg6 и Sv1201, соответственно на 78 и 46 МПа. Соединения, полученные СТП легированных магнием сплавов 1420 и AMg6, разрушаются по ЗТВ со стороны сплава AMg6 и имеют временное сопротивление 340 МПа, тогда как образцы соединений, полученные АДСНЭ без усиления шва, имеют временное сопротивление

**Прочность соединений разноименных алюминиевых сплавов, полученных способами СТП и АДСНЭ**

Свариваемые сплавы	Способ сварки	Присадочная проволока	$\sigma_b$ образцов без усиления шва, МПа	Место разрушения	$\sigma_b$ образцов с усилением шва, МПа	Место разрушения
1201+AMg6	СТП	—	304	ЗС <sub>1201</sub>	—	—
	АДСНЭ	Sv1201	288	ЗС <sub>1201</sub>	302	ЗС <sub>1201</sub>
		SvAMg6	279	ЗС <sub>1201</sub>	312	ЗС <sub>1201</sub>
1201+1420	СТП	—	311	ЗС <sub>1201</sub>	—	—
	АДСНЭ	Sv1201	240	ЗС <sub>1420</sub>	287	ЗС <sub>1201</sub>
		SvAMg63	272	ЗС <sub>1420</sub>	301	ЗС <sub>1201</sub>
AMg6+1460	СТП	—	329	ЗТМВ <sub>AMg6</sub> ЗТВ <sub>AMg6</sub>	—	—
	АДСНЭ	Sv1201	283	ЗС <sub>AMg6</sub>	283	ЗС <sub>1460</sub>
		SvAMg6	251	Шов	321	ЗС <sub>AMg6</sub>
1420+AMg6	СТП	—	340	ЗТВ <sub>AMg6</sub>	—	—
	АДСНЭ	SvAMg63	314	Шов/ЗС <sub>AMg6</sub>	343	ЗС <sub>AMg6</sub>
1201+1460	СТП	—	285	ЗС <sub>1201</sub>	—	—
	АДСНЭ	Sv1201	257	Шов	294	ЗС <sub>1201</sub>
1420+1460	СТП	—	286	ЗС <sub>1420</sub>	—	—
	АДСНЭ	Sv1201	281	ЗС <sub>1420</sub>	335	ЗС <sub>1420</sub>
		SvAMg63	288	Шов/ЗС <sub>1420</sub>	358	ЗС <sub>1420</sub>

Примечание. В таблице приведены средние значения показателей по результатам испытания 3–5 образцов.



всего 314 МПа. При СТП легированных медью термически упрочняемых сплавов 1201 и 1460 прочность образцов соединений составляет 285 МПа. Их разрушение происходит по ЗС шва с основным металлом со стороны сплава 1201, как и у образцов с усилением шва, полученных способом АДСНЭ с применением присадочной проволоки Св1201. Но соединения без усиления шва разрушаются по металлу шва и имеют прочность ниже 257 МПа, т. е. меньше чем у полученных в твердой фазе. И даже наличие усиления шва на всех образцах выше перечисленных соединений лишь изредка позволяет достичь такого же уровня прочности, как при сварке в твердой фазе. Соединения литийсодержащих алюминиевых сплавов 1420 и 1460, полученных СТП, разрушаются по ЗС шва с основным металлом со стороны сплава 1420 и имеют временное сопротивление 286 МПа. Примерно такой же показатель прочности обеспечивается в образцах соединений без усиления шва при сварке этих сплавов способом АДСНЭ с присадочными проволоками Св1201 и СвАМг63. Однако прочность образцов с усилением шва при использовании проволок Св1201 и СвАМг63 повышается соответственно до 335 и 358 МПа.

Таким образом, при СТП шов и прилегающие к нему участки нагреваются ниже температуры плавления основного металла, благодаря чему исключается возможность образования кристаллизационных трещин при получении неразъемных соединений как одноименных, так и разноименных алюминиевых сплавов.

Интенсивное перемешивание пластифицированного металла в ограниченном пространстве при избыточном давлении способствует формированию субдендритной структуры ядра шва, состоящей из однородных и частично перемешанных слоев свариваемых сплавов, а также ЗТМВ, со-

державшей одновременно протяженные вытянутые относительно направления перемещения инструмента зерна и мелкие рекристаллизованные равноосные зерна.

Измельчение зерен, увеличение объемной доли их границ и дробление интерметаллидных фаз в металле швов, выполненных способом СТП на разноименных алюминиевых сплавах, позволяют получить более высокие значения временного сопротивления сварных соединений, чем при сварке плавлением.

1. *Разупрочнение* высокопрочных алюминиевых сплавов при различных способах сварки плавлением / А. В. Лозовская, А. А. Чайка, А. А. Бондарев и др. // Автомат. сварка. — 2001. — № 3. — С. 15–19.
2. *Машин В. С., Покляцкий А. Г., Федорчук В. Е.* Механические свойства соединений алюминиевых сплавов при сварке плавящимся и неплавящимся электродом // Там же. — 2005. — № 9. — С. 43–49.
3. *Ищенко А. Я.* Характер горячих трещин, образующихся при сварке плавлением высокопрочных алюминиевых сплавов // Актуальные проблемы сварки цветных металлов. — Киев: Наук. думка, 1985. — С. 34–36.
4. *Рабкин Д. М.* Металлургия сварки плавлением алюминия и его сплавов. — Киев: Наук. думка, 1986. — 256 с.
5. *Liptak I. A., Baysinger F. R.* Welding dissimilar aluminium alloys // Welding J. — 1968. — № 4. — P. 173–180.
6. *Свойства* сварных соединений алюминия АД0 со сплавом АМг6, полученных с использованием различных присадочных проволок / А. Я. Ищенко, А. В. Лозовская, М. Р. Яворская, В. Я. Коржова // Автомат. сварка. — 1991. — № 5. — С. 12–18.
7. *Dawes C. J., Thomas W. M.* Friction stir process welds aluminum alloys // Welding J. — 1996. — № 3. — P. 41–45.
8. *Analysis of friction stir welds using thermocouple measurements / S. G. Lambrakos, R. W. Fonda, J. O. Milewski, J. E. Mitchell // Sci. and Techn. of Welding and Joining. — 2003. — № 5. — P. 385–390.*
9. *Lohwasser D.* Welding of airframes by friction stir // The Third Intern. symp. on friction stir welding, Kobe, Japan, Sept. 27–28, 2001. — Kobe, 2001. — P. 1–6.
10. *Фрикционная* сварка алюминиевых лайнеров металлокомпозитных баллонов высокого давления / В. А. Поповцев, Н. В. Макаров, Г. В. Шилло и др. // Технология машиностроения. — 2008. — № 1. — С. 38–41.

Comparative analysis of the degree of weakening and level of strength of the 1.8 mm thick TIG and friction stir welded joints on dissimilar high-strength multi-component aluminium alloys АМg6М, 1420, 1201 and 1460 was carried out. Peculiarities of formation of the weld structure in both cases were studied. It is shown that strain hardening of the friction stir welds on high-strength multi-component aluminium alloys provides their higher strength level, compared with the fusion welds.

Поступила в редакцию 14.04.2009