



СТОЙКОСТЬ ШВОВ ТОНКОЛИСТОВЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРОТИВ ЗАРОЖДЕНИЯ И РАСПРОСТРАНЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ТРЕЩИН

А. Г. ПОКЛЯЦКИЙ, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Определена стойкость швов против зарождения и распространения трещин при растяжении образцов с концентратором, полученных сваркой трением с перемешиванием и аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом пластичных низколегированных и высокопрочных сложнелегированных алюминиевых сплавов толщиной 1,8 мм. Показано, что швы, полученные при сварке без расплавления металла, имеют более высокую стойкость против зарождения и распространения эксплуатационных трещин.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием, аргонодуговая сварка неплавящимся электродом, тонколистовые алюминиевые сплавы, эксплуатационные трещины

При изготовлении сварных конструкций различного назначения широко используют пластичные низколегированные и высокопрочные сложнелегированные алюминиевые сплавы. Для получения неразъемных соединений в большинстве случаев применяют различные способы сварки плавлением. При этом сварной шов образуется в результате расплавления определенного объема соединяемых материалов и присадочной проволоки в общей сварочной ванне и последующей их кристаллизации в защитном инертном газе. Полученные швы имеют литую дендритную крупнокристаллическую структуру, вследствие чего их механические свойства, как правило, уступают таковым основного материала [1, 2].

Избежать расплавления металла в зоне формирования шва и максимально сохранить в сварных узлах свойства исходных материалов удается использованием сварки в твердой фазе трением с перемешиванием [3, 4]. В результате нагрева алюминиевого сплава за счет трения в зоне сварки только до пластического состояния, интенсивного перемешивания, деформирования в ограниченном объеме и уплотнения его рабочими поверхностями инструмента в шве формируется мелкодисперсная структура, а основной материал в зоне термического влияния разупрочняется меньше, чем при сварке плавлением. Благодаря этому повышаются временное сопротивление таких соединений при одноосном растяжении образцов [5–7], усталостная прочность их при циклических нагрузках [8, 9] и стойкость против коррозии в агрессивных средах [10, 11], а также снижаются уровни остаточных напряжений и деформаций [12, 13]. Однако для оценки работоспособности сварных конструкций часто большое значение

имеет стойкость швов против зарождения и распространения трещин в процессе эксплуатации. Целью настоящей работы была оценка стойкости швов тонколистовых алюминиевых сплавов, выполненных аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом (АДСНЭ) и сваркой трением с перемешиванием (СТП), против зарождения и распространения трещин.

Исследованы широко применяемые при изготовлении различных сварных конструкций пластичные низколегированные (АМцН и АМг2М) и высокопрочные сложнелегированные алюминиевые сплавы (АМг6М, 1201, 1420 и 1460). Листы толщиной 1,8 мм сваривали способом автоматической АДСНЭ со скоростью 20 м/ч на установке MW-450 («Fronius», Австрия) на токах 130...145 А с использованием в качестве присадок полосок из соответствующих сплавов (для сплава АМцН и АМг2М) или сварочных проволок СвАМг6, СвАМг63 (для сплавов АМг6М и 1420) и Св1201 (для сплавов 1201 и 1460). Способ СТП осуществляли на лабораторной установке, сконструированной в ИЭС им. Е. О. Патона.

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 — 18...14 м/ч.

Характеристики сопротивления разрушению основного материала и швов сварных соединений определяли на образцах Кана [14] с острым ($R = 0,1$ мм) надрезом длиной 11 мм (рис. 1), обеспечивающим зарождение трещины при относительно низком энергетическом уровне с помощью универсальной испытательной машины РУ-5. Надрез располагали таким образом, чтобы его вершина совпадала с осью шва. При этом площадь поперечного сечения образцов составляла 44,75 мм². Для каждого образца временное сопротивление при внецентренном растяжении σ_n и удельную работу

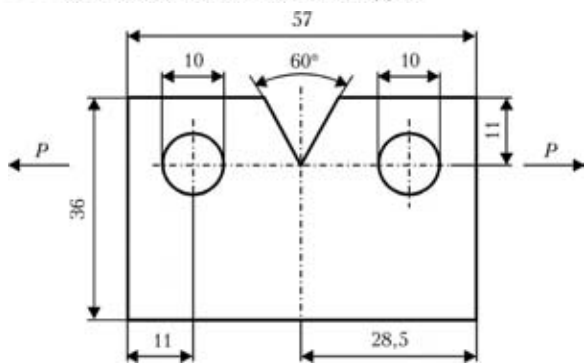


Рис. 1. Схема образца Кана для определения временного сопротивления металла и УРРТ в условиях изгиба и растяжения

распространения трещины (УРРТ) определяли с помощью полученных в ходе испытаний диаграмм нагрузка–деформация.

Результаты исследований показали, что наиболее высокой пластичностью отличается сплав АМцН. Даже наличие концентратора в виде острого ($R = 0,1$ мм) надреза не всегда приводит к зарождению трещины у его вершины, и образец при его растяжении может разрушаться за пределами критической зоны, в которой этот надрез расположен (рис. 2, а).

Если же трещина все-таки зарождается у вершины концентратора напряжений, то при растяжении образца процесс ее распространения происходит очень медленно (рис. 3, а). Значение временного сопротивления при растяжении таких образцов из основного материала сплава АМцН находится на уровне 261 МПа.

Испытания образцов сварных соединений, полученных АДСНЭ, показали, что образующаяся возле концентратора напряжений трещина распространяется по металлу шва (рис. 2, б). Зарождение и распространение трещин при растяжении таких образцов происходит намного быстрее, чем в основном материале (рис. 3). При этом значение временного сопротивления металла шва существенно ниже, чем у основного материала и находится на уровне 191 МПа.

В образцах, полученных в твердой фазе способом СТП, трещина, зародившаяся у вершины концентратора, смещается в зону термомеханического воздействия (рис. 2, в). При этом временное сопротивление металла в этой зоне примерно такое же, как и в металле швов, выполненных плавлением, и составляет 192 МПа, а диа-

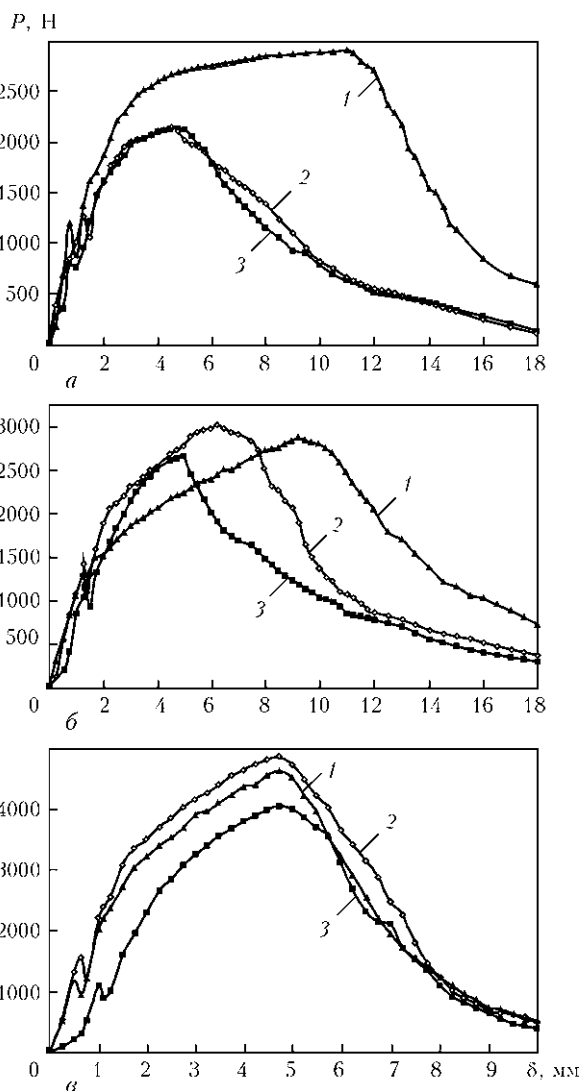


Рис. 3. Диаграмма нагрузка–деформация, полученная при испытании образцов основного материала (1) и сварных соединений сплавов АМцН (а), АМг2М (б) и АМг6М (в), выполненных способом СТП (2) и АДСНЭ (3)

грамма, отражающая характер зарождения и распространения трещины, очень похожа на полученную при испытании образцов, выполненных АДСНЭ (рис. 3, а).

Зарождение трещин в металле швов происходит легче, чем в основном материале, но стойкость швов против распространения зародившейся у вершины концентратора напряжений трещины выше по сравнению с основным материалом. Об этом свидетельствуют значения УРРТ, которые для образцов, выполненных СТП и АДСНЭ, сос-



Рис. 2. Внешний вид разрушенных образцов основного материала (а) и сварных соединений сплава АМцН, полученных способом АДСНЭ (б) и СТП (в)



тавляют соответственно 7,0 и 6,9 Дж/см², а у основного материала — всего 4,5 Дж/см².

Низколегированный алюминиевый сплав АМг2М также имеет достаточно высокую пластичность, поэтому концентратор в виде острого надреза не вызывает мгновенного зарождения и распространения трещины (рис. 3, б). Значение временного сопротивления таких образцов находится на уровне 256 МПа.

В образцах, полученных способом АДСНЭ, трещина распространяется по металлу шва, а их временное сопротивление при растяжении составляет 214 МПа. При испытании образцов, полученных способом СТП, трещина переходит из центральной части шва в зону сопряжения его с основным материалом. Значение временного сопротивления таких швов находится на уровне 270 МПа.

Зарождение и распространение трещин при растяжении образцов легче происходит в швах, сваренных неплавящимся электродом. Так, УРРТ при их испытании достигает 4,9 Дж/см², что составляет 68 % значения этого показателя у образцов, полученных СТП, хотя основной материал сплава АМг2М имеет более высокую стойкость против зарождения и распространения трещины, чем металл швов.

Сплав АМг6М также характеризуется достаточно высоким уровнем пластичности. Процесс зарождения трещины у вершины концентратора напряжений происходит плавно, но распространяется она значительно быстрее, чем в низколегированных сплавах (рис. 3, в). Значение временного сопротивления образцов основного материала этого сплава находится на уровне 415 МПа.

В образцах, полученных способом АДСНЭ, распространение зародившейся у вершины острого надреза трещины происходит по металлу шва. Временное сопротивление металла такого шва ниже по сравнению с основным материалом и составляет 361 МПа. При растяжении образцов, выполненных способом СТП, трещина смещается в зону сопряжения шва с основным материалом, а значение их временного сопротивления находится на уровне 436 МПа.

Распространение трещины при растяжении в образцах, выполненных с применением СТП, происходит даже медленнее, чем в основном материале. Так, УРРТ в металле шва таких образцов находится на уровне 8,8 Дж/см², тогда как для сплава АМг6М этот показатель равен 5,7 Дж/см², в металле швов, полученных сваркой плавлением, — 4,7 Дж/см².

Фрактографический анализ поверхностей изломов образцов сварных соединений, полученных СТП, свидетельствует о вязком характере разрушения швов (рис. 4). В центральной части шва у вершины концентратора в виде острого надреза на поверхности излома отчетливо выделяются

Показатели сопротивления разрушению при растяжении образцов Кана из алюминиевых сплавов и их соединений, полученных способами СТП и АДСНЭ

Свариваемый сплав	Способ сварки	Присадочный материал	Временное сопротивление σ_p , МПа	УРРТ Дж/см ²
АМцН	—	—	261	4,5
	СТП	—	192	7,0
	АДСНЭ	АМцН	191	6,9
АМг2М	—	—	256	9,5
	СТП	—	270	7,2
	АДСНЭ	АМг2М	214	4,9
АМг6М	—	—	415	5,7
	СТП	—	436	8,8
	АДСНЭ	СвАМг6	361	4,7
1201	—	—	479	2,7
	СТП	—	449	3,8
	АДСНЭ	Св1201	335	3,7
1420	—	—	458	2,6
	СТП	—	385	4,3
	АДСНЭ	СвАМг63	421	5,3
1460	—	—	571	8,5
	СТП	—	410	4,5
	АДСНЭ	Св1201	366	2,7

мелкие ямки с тонкими гребнями. Мелкодисперсная структура швов обеспечивает большую суммарную протяженность границ зерен, что препятствует резкому повышению концентрации напряжений и сдерживает распространение магистральной трещины по металлу шва.

Растяжение таких образцов из сплава 1201 с концентратором напряжений в виде острого надреза приводит к быстрому зарождению и распространению трещины (рис. 5, а). Временное сопротивление основного материала (сплава 1201) составляет около 479 МПа.

В образцах сварных соединений сплава 1201, полученных АДСНЭ, зарождающаяся у вершины острого надреза трещина распространяется по металлу шва. Временное сопротивление металла швов составляет приблизительно 335 МПа. При испытании образцов, выполненных способом СТП, трещина смещается в зону сопряжения с основным материалом. Временное сопротивление металла в этой зоне достигает 449 МПа. Минимальное значение УРРТ в основном материале (2,7 Дж/см²) свидетельствует о том, что процесс распространения трещины в нем происходит легче, чем в металле швов, полученных как в твердой фазе, так и плавлением.

Высокопрочный алюминиево-литиевый сплав 1420 более хрупкий, чем сплав АМг6М, поэтому

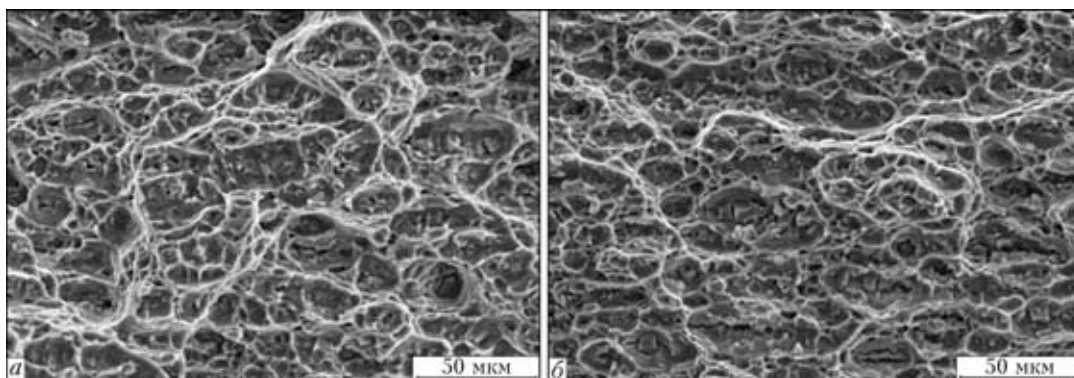


Рис. 4. Фрактограммы ($\times 500$) поверхностей разрушения шва (а) и зоны сопряжения его с основным материалом (б), полученные при испытании образцов сплава АМг6М, выполненных способом СТП

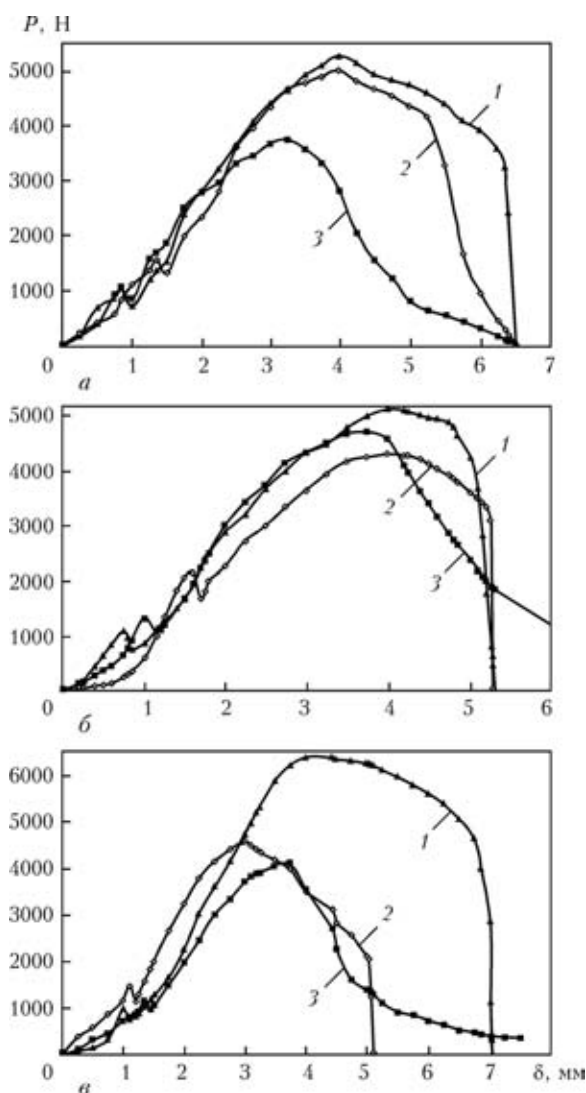


Рис. 5. Диаграмма нагрузка–деформация, полученная при испытании образцов основного материала (1) и сварных соединений сплавов 1201 (а) и 1420 (б) и 1460 (в), выполненных способом СТП (2) и АДСНЭ (3)

и зарождение трещины у вершины острого надреза происходит при растяжении образца основного материала значительно быстрее (рис. 5, б), а зародившаяся трещина распространяется практически мгновенно. Значение временного сопро-

тивления основного материала сплава 1420 находится на уровне 458 МПа.

Образовавшаяся у вершины острого надреза трещина в образцах, полученных сваркой плавлением, распространяется по металлу шва, а в образцах, выполненных СТП, смещается в зону сопряжения шва с основным материалом. Временное сопротивление таких образцов составляет 421 и 385 МПа. При этом характер зарождения и распространения трещин в металле швов, полученных в твердой фазе, приблизительно такой же, как и в основном материале (рис. 5, б).

Распространение трещины, образующейся у вершины острого надреза, наиболее легко происходит в основном материале, у которого минимальное значение УРРТ составляет 2,6 Дж/см². Для швов, полученных как в твердой фазе, так и плавлением, этот показатель существенно выше — соответственно 5,3 и 4,3 Дж/см².

Сплав 1460 также отличается невысокой пластичностью, вследствие чего зарождение трещины при растяжении образца основного материала происходит практически так же быстро, как и у сплава 1420, а распространение — несколько медленнее, примерно как у сплава 1201 (рис. 5, в). Значение временного сопротивления образцов основного металла сплава 1460 составляет около 571 МПа.

Распространение трещины в образцах, выполненных сваркой плавлением, происходит по металлу шва, а временное сопротивление металла таких швов составляет приблизительно 366 МПа. В образцах, полученных СТП, трещина смещается в зону сопряжения шва с основным материалом. При этом металл имеет более высокое значение временного сопротивления — 410 МПа.

Распространение трещины, образующейся у вершины надреза, легче происходит в металле шва, полученного АДСНЭ, для которого УРРТ составляет всего 2,7 Дж/см². Для металла шва, выполненного в твердой фазе, этот показатель намного выше (4,5 Дж/см²) и равняется 53 % уровня основного материала.

Фрактографический анализ поверхностей изломов швов, выполненных на сплаве 1460 СТП

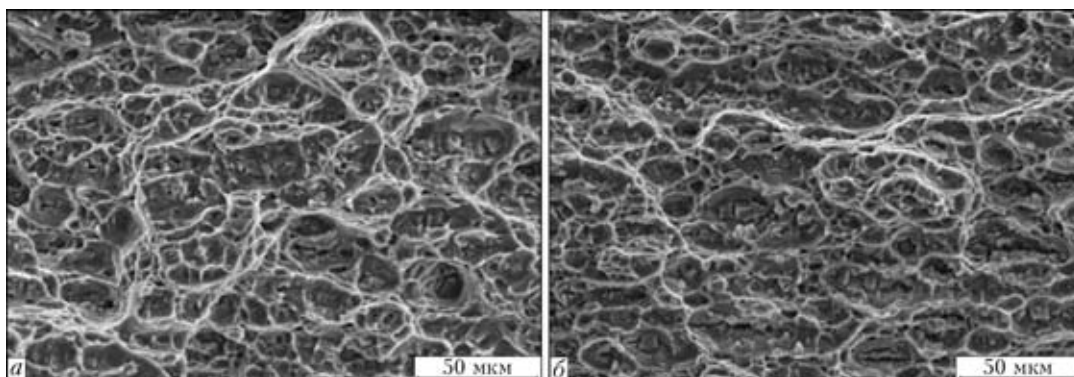


Рис. 6. Фрактограммы ($\times 500$) поверхностей разрушения шва (а) и зоны сопряжения его с основным материалом (б), полученные при испытании образцов сплава 1460, выполненных способом СТП

(рис. 6), показывает, что они имеют вид, типичный для пластических материалов, которым свойственно высокоэнергоемкое разрушение по вязкому механизму. Бороздчатый вид рельефа формируется в результате пластического смещения материала при растяжении образцов. В зоне сопряжения шва с основным материалом существенно увеличивается протяженность плоских участков рельефа, свидетельствующих о большей хрупкости материала с такой структурой. Поэтому трещина, инициированная острым надрезом в центральной части шва, в процессе растяжения образца смещается в зону сопряжения шва с основным материалом, где она распространяется при более низких уровнях концентрации напряжений и требует меньших энергетических затрат.

Таким образом, сопротивление разрушению швов алюминиевых сплавов АМг2М, АМг6М, 1201 и 1460, выполненных в твердой фазе СТП, имеют более высокие значения, чем у сваренных плавлением. Это свидетельствует об их более высокой стойкости против зарождения и распространения трещин. Швы, отличающиеся сверхвысокой пластичностью низколегированного сплава АМцН, выполненные как в твердой фазе, так и сваркой плавлением, имеют одинаковые значения временного сопротивления и УРРТ. При сварке плавлением сплава 1420 и применении присадочного материала обеспечиваются более высокие показатели сопротивления разрушению швов, чем при СТП.

1. Рабкин Д. М., Лозовская А. В., Склабинская И. Е. Металловедение сварки алюминия и его сплавов / Отв. ред. В. Н. Замков. — Киев: Наук. думка, 1992. — 160 с.
2. Машин В. С., Покляцкий А. Г., Федорчук В. Е. Механические свойства соединений алюминиевых сплавов при

сварке плавящимся и неплавящимся электродом // Автомат. сварка. — 2005. — № 9. — С. 43–49.

3. А. с. 195846 СССР, МПК 23 В к 35/02. Способ сварки металлов трением / Ю. В. Клименко. — Опубл. 04.05.67, Бюл. № 10.
4. Intern. Pat. Application PCT/GB 92/02203. Friction stir butt welding / W. M. Thomas, E. D. Nicholas, J. C. Needham. — Publ. 1991.
5. Pietras A., Zadroga L. Rozwoj metody zdrzewania tarciowego z mieszaniem materialu zgrzeiny (FSW) i mozliwosci jej zastosowania // Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach. — 2003. — № 5. — S. 148–154.
6. Structure and mechanical properties of ADC 12 and A5083 dissimilar friction stir welded joints / F. Ye, T. Tsumura, T. Komazaki, K. Nakata // Trans. JWPJ. — 2006. — № 1. — P. 53–56.
7. Служебные характеристики соединений алюминиевых сплавов 1201 и АМг6, выполненных фрикционной сваркой / В. А. Половцев, М. М. Штрикман, Г. В. Шило и др. // Свароч. пр-во. — 2005. — № 2. — С. 8–14.
8. Kluken A., Ranes M. Aluminium bridge constructions — welding technology and fatigue properties // Svetsaren. — 1995. — № 3. — P. 13–15.
9. Ericsson M., Sandstrom R. Influence of melting speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG // Intern. J. of Fatigue. — 2003. — № 25. — P. 1379–1387.
10. Enomoto M. Friction stir welding: research and industrial applications // Welding Intern. — 2003. — № 5. — P. 341–345.
11. Фрикционная сварка листовых конструкций из алюминиевых сплавов 1201 и АМг6 / М. М. Штрикман, В. А. Половцев, Г. В. Шило и др. // Свароч. пр-во. — 2004. — № 4. — С. 41–47.
12. Lanciotti A., Vitali F. Characterization of friction welded joints in aluminium alloy 6082-T6 plates // Welding Intern. — 2003. — № 8. — P. 624–630.
13. Jata K. V., Sankaran K. K., Ruschau J. J. Friction stir welding effects on microstructure and fatigue of aluminum alloy 7050-T7451 // Metallurgical Transactions A. — 2000. — № 31. — P. 2181–2192.
14. Качанов Л. М. Основы механики разрушения. — М.: Наука, 1974. — 311 с.

Weld resistance to crack initiation and propagation at tension of samples with a stress raiser obtained by friction stir welding and nonconsumable electrode argon-arc welding of ductile low-alloyed and high-strength complex-alloyed aluminium alloys 1.8 mm thick was determined. It is shown that welds obtained in welding without metal melting, have a higher resistance to in-service crack initiation and propagation.

Поступила в редакцию 11.04.2011,
в окончательном варианте 06.05.2011