



# НЕКОТОРЫЕ ПРЕИМУЩЕСТВА СТЫКОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТОНКОЛИСТОВЫХ ДЕФОРМИРУЕМЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ АМг5М и АМг6М, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ, ПО СРАВНЕНИЮ С ТИГ

А.Г. ПОКЛЯЦКИЙ, И.Н. КЛОЧКОВ, С.И. МОТРУНИЧ

ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Проведены сравнительные исследования микроструктуры, степени разупрочнения, предела прочности, склонности к зарождению и распространению трещин и сопротивления усталости сварных соединений деформируемых алюминиевых сплавов АМг5М и АМг6М толщиной 1,8 мм, полученных аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом и трением с перемешиванием, а также уровней возникающих в них остаточных продольных напряжений. Показано, что применение сварки трением с перемешиванием обеспечивает формирование неразъемного соединения с минимальным уровнем концентрации напряжений в местах перехода от шва к основному материалу и позволяет избежать в швах дефектов в виде пор, макровключений оксидной пленки и горячих трещин, обусловленных расплавлением и кристаллизацией металла при сварке плавлением. В результате интенсивной пластической деформации металла под бургом инструмента и в ядре шва формируется однородная дезориентированная структура с размером зерен 3...4 мкм и дисперсными (не более 1 мкм) фазовыми выделениями, а на прилегающих участках происходит удлинение и искривление зерен в направлении перемещения пластифицированного металла. Благодаря этому повышаются твердость металла в зоне соединения, предел прочности образцов при одноосном растяжении, их усталостная прочность и склонность к зарождению и распространению трещин. Снижение температуры нагрева свариваемых кромок обеспечивает уменьшение максимального уровня растягивающих остаточных продольных напряжений в сварных соединениях на 25 % по сравнению с аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом. Библиогр. 16, рис. 8.

*Ключевые слова:* сварка трением с перемешиванием, алюминиевые сплавы, твердость, микроструктура, предел прочности, усталость

При изготовлении сварных конструкций различного назначения, эксплуатируемых при температурах от  $-190^{\circ}\text{C}$  до  $+70^{\circ}\text{C}$ , широко используются полуфабрикаты в виде листов, плит, полос, прессованных панелей, профилей, прутков, поковок, штамповок и т. п. из прочных и пластичных деформируемых алюминиевых сплавов АМг5 и АМг6 [1]. Для получения неразъемных соединений в большинстве случаев применяются различные способы сварки плавлением, при которых сварной шов образуется в результате расплавления определенного объема соединяемых материалов и присадочной проволоки в общей сварочной ванне и последующей их кристаллизации в среде защитного инертного газа. Это приводит к структурным превращениям в металле шва и примыкающим к нему участкам, а также образованию дефектов в виде пор, макровключений оксидной пленки и горячих трещин, в результате чего снижаются физико-механические свойства сварных соединений [2–4].

Избежать расплавления металла в зоне формирования шва и максимально сохранить в сварных узлах свойства применяемых при их изготовле-

нии полуфабрикатов удается при использовании способа сварки в твердой фазе трением с перемешиванием (СТП) [5, 6]. В результате нагревания 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 металл (ОМ) в ЗТВ разупрочняется в меньшей степени, чем при сварке плавлением. Благодаря этому повышаются предел прочности таких соединений при одноосном растяжении и усталостная прочность их при циклических нагрузках, а также снижаются уровни остаточных напряжений и деформаций [7–14].

Цель данной работы — определить преимущества стыковых соединений тонколистовых деформируемых алюминиевых сплавов АМг5М и АМг6М, полученных СТП, по сравнению с выполненными аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом (АДСНЭ).

Для исследований использовали листы алюминиевых сплавов АМг5М и АМг6М толщиной 1,8 мм. Стыковые соединения получали АДСНЭ



со скоростью 20 м/ч на токе 135...140 А с помощью установки MW-450 («Fronius», Австрия) с использованием присадочных проволок СвАМг5 и СвАМг6 диаметром 1,6 мм. Процесс СТП осуществляли на разработанной в ИЭС им. Е.О. Патона лабораторной установке, используя специальный инструмент с коническим наконечником и буртом диаметром 12 мм [15], скорость вращения которого составляла 1420 об/мин, а скорость линейного перемещения 12 м/ч. При этом ширина швов, полученных неплавящимся электродом, составляла в среднем 6,5 мм, а сваренных СТП — 3,5 мм (при ширине зоны термомеханического воздействия (ЗТМВ) с лицевой стороны шва около 12 мм).

Из полученных сварных соединений изготавливали шлифы для исследования их структуры и образцы с шириной рабочей части 15 мм для определения их предела прочности при одноосном растяжении в соответствии с ГОСТ 6996–66. Ширина рабочей части образцов для определения характеристик сопротивления усталости составляла 25 мм. Механические испытания образцов осуществляли на универсальном сервогидравлическом комплексе MTS 318.25. Циклические испытания проводили при осевых нагрузках по синусоидальному циклу с коэффициентом  $R_\sigma = 0,1$  и частоте 15 Гц до полного разрушения образцов.

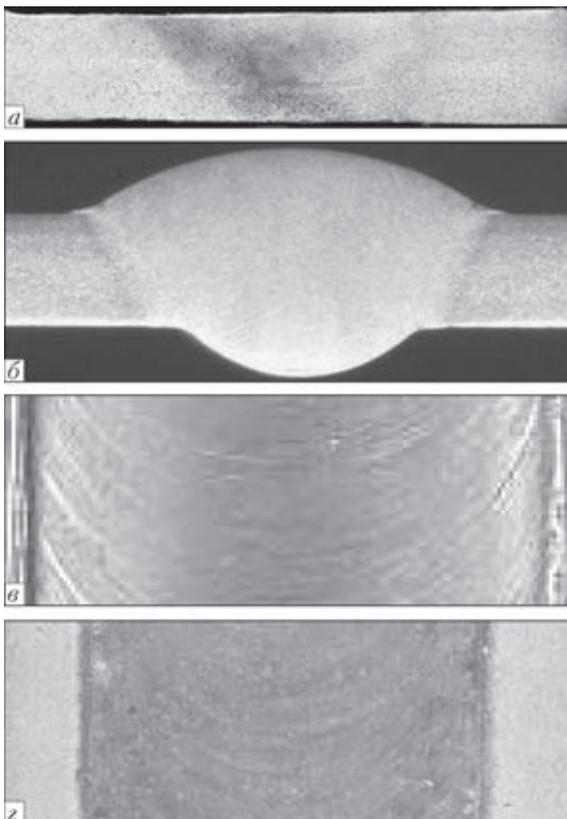


Рис. 1. Поперечные сечения (а, б) и внешний вид лицевой поверхности швов (в, з) сплава АМг6М толщиной 1,8 мм, полученных СТП (а, в) и АДСНЭ (б, з)

При одних и тех же условиях испытывали серию из пяти-семи однотипных образцов. Экспериментальные данные усталостных испытаний обрабатывали методами линейного регрессионного анализа, общепринятыми для такого рода исследований. По результатам проведенных испытаний для каждой серии образцов на основе установленных ограниченных пределов выносливости строили соответствующую кривую усталости — линию регрессии в координатах  $2\sigma_a - \lg N$  ( $2\sigma_a$  — размах напряжений, равный удвоенной величине амплитуды напряжений цикла).

Характеристики сопротивления разрушению ОМ и швов сварных соединений определяли на образцах Кана с острым ( $R = 0,1$  мм) надрезом, 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. Для каждого образца предел прочности и удельную работу распространения трещины при одновременном изгибе и растяжении определяли, используя полученные в процессе их испытаний диаграммы «нагрузка–деформация» [16].

Твердость металла измеряли на лицевой поверхности зачищенных соединений. Степень разупрочнения металла в зоне сварки оценивали на приборе «ROCKWELL» при нагрузке  $P = 600$  Н. Оценку структурных особенностей сварных соединений осуществляли с помощью оптического электронного микроскопа МИМ-8.

Остаточные продольные напряжения в сварных соединениях определяли экспериментальным способом, основанным на разрезании металла. По величине деформации металла, возникающей в результате его разрезания, с помощью соответствующих формул теории упругости (закон Гука) рассчитывали снятые остаточные напряжения, обусловленные сварочным нагревом.

Проведенные исследования показали, что размеры шва при СТП меньше, а его форма выгодно отличается от полученного АДСНЭ (рис. 1). У него отсутствует усиление шва, формирующееся при сварке плавлением за счет присадочной проволоки, и проплав, обусловленный использова-

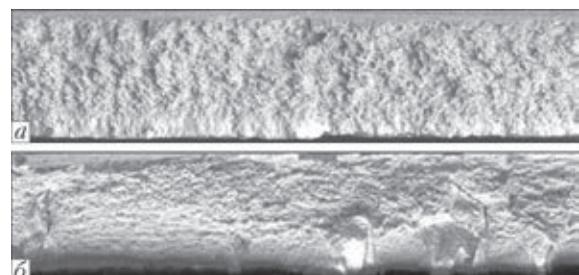


Рис. 2. Продольные изломы швов сплава АМг6М толщиной 1,8 мм, полученные СТП (а) и АДСНЭ (б)

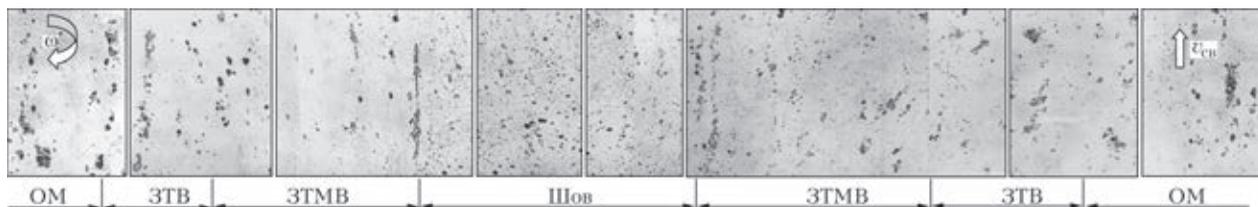


Рис. 3. Микроструктура ( $\times 400$ ) поверхностных участков ОМ и сварного соединения сплава АМг6М, полученного СТП, в металле ЗТВ, ЗТМВ и металле шва со стороны набегания (слева) и отхода инструмента (справа)

нием подкладки с формирующей канавкой. Это позволяет избежать значительной концентрации напряжений в местах перехода от шва к ОМ, негативно влияющей на эксплуатационные и ресурсные характеристики соединений.

Кроме того, образование неразъемного соединения в твердой фазе без расплавления свариваемых кромок позволяет избежать окисления их в процессе сварки. А интенсивное деформирование и перемешивание пластифицированного металла способствует механическому разрушению и диспергированию находящейся на них исходной оксидной пленки, мгновенно образующейся на алюминиевых сплавах. Поэтому в швах, полученных СТП, отсутствуют дефекты в виде макровключений оксидной пленки, очень часто образующиеся при АДСНЭ алюминиево-магниевого сплава (рис. 2). Отсутствие расплавленного металла, в котором растворимость водорода резко повышается, позволяет избежать дополнительного насыщения им зоны сварки за счет миграции этого газа из прилегающих поверхностных слоев металла. А перемешивание и уплотнение свариваемого металла в зоне соединения обеспечивает формирование беспористых швов. Поскольку при СТП процессы плавления и кристаллизации металла отсутствуют, а шов формируется в твердой фазе, то удастся полностью избежать образования наиболее опасных и недопустимых для конструкций ответственного назначения дефектов в виде горячих трещин, образующихся в процессе кристаллизации расплавленного металла в месте скопления легкоплавких эвтектических включений.

Процесс образования неразъемного соединения при СТП объединяет целый комплекс взаимосвязанных явлений, включающих интенсивное локальное тепловыделение на поверхностях трения, быстрый нагрев и охлаждение небольших объемов металла в замкнутом пространстве под большим давлением, перемещение нагретого до пластического состояния металла по сложной траектории, пластическую деформацию в микрообъемах металла, рекристаллизацию, диффузию, механическое дробление составляющих частиц, интенсивное перемещение дислокаций, мгновенное образование неразъемного соединения позади инструмента и т. п., что и обуславливает структурные особенности различных его участков.

Микроструктурные исследования показали, что происходящее в процессе СТП перемещение поверхностью бурта инструмента достаточно тонкого ( $0,1 \dots 0,2$  мм) слоя пластифицированного металла, приводит к существенному изменению его структурного состояния — деформированию, переориентированию и измельчению зерен (рис. 3). Близлежащие к перемешиваемому металлу зерна вытягиваются и искривляются в направлении его перемещения. При этом со стороны набегания инструмента они располагаются практически параллельно стыку. Непосредственно под буртом инструмента происходит измельчение зерен, но четкая ориентация их отсутствует.

Интенсивное перемещение пластифицированного металла рабочими поверхностями бурта инструмента по всей толщине свариваемых кромок приводит к формированию специфической структуры соединений (рис. 4). В центральной части (ядре) шва вследствие динамической рекристаллизации происходит образование мелкокристаллической структуры швов. Так, в ядре шва размер зерен, имеющих практически глобулярную форму, не превышает  $4$  мкм, а дисперсных фазовых выделений не более  $1$  мкм, что в  $5 \dots 7$  раз меньше, чем в ОМ. В ЗТМВ у границы сопряжения шва с ОМ кроме мелких зерен наблюдаются и более крупные ( $6 \dots 7$  мкм), вытянутые в направлении перемещения пластифицированного металла. А в металле ЗТВ, не подвергнувшись деформационному воздействию, размер зерен составляет  $10 \dots 15$  мкм.

Швы этих сплавов, полученные АДСНЭ, характеризуются смешанной дендритной структурой, состоящей из столбчатых и равноосных зерен, характерной для алюминиево-магниевого сплава в литом состоянии. При этом в центральной части шва формируются равноосные дендриты размером около  $25$  мкм. Вблизи зоны сплавления его с ОМ больше проявляется слоистая дендритная структура с протяженными фазовыми выделениями по границам этих зерен.

Интенсивная пластическая деформация металла в зоне образования неразъемного соединения при СТП способствует не только измельчению его структуры, но и приводит к его деформационному упрочнению (рис. 5). Так, в центральной части швов сплава АМг5М твердость металла находится на уровне  $HRB 84$ , а в зонах сопряжения его с

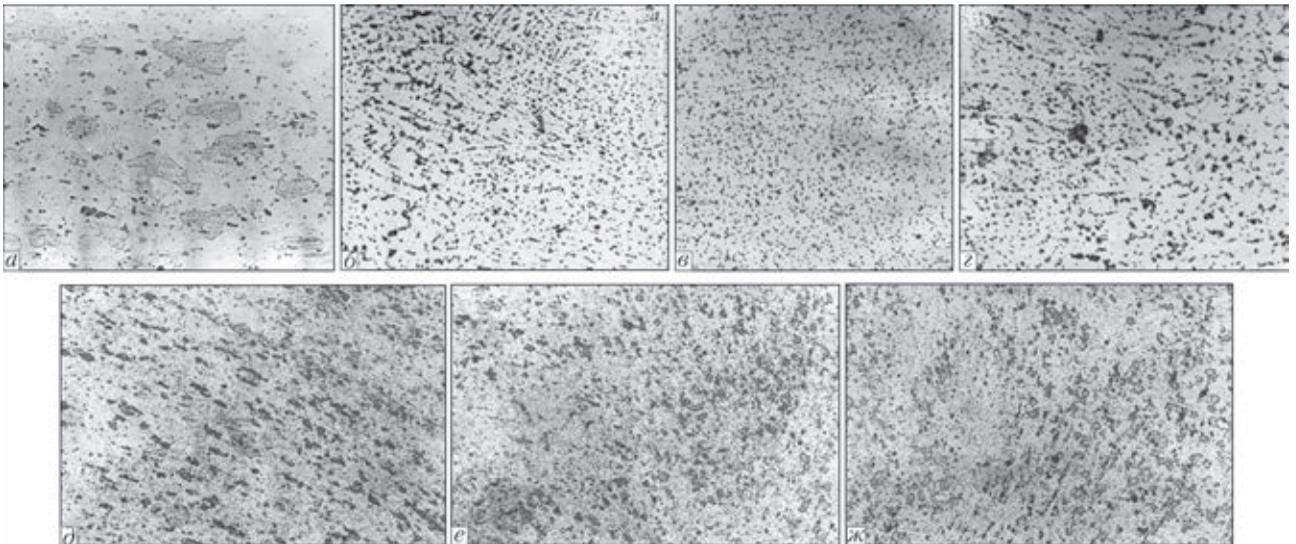


Рис. 4. Микроструктура ( $\times 400$ ) ОМ (а) и сварных соединений сплава АМг5М, полученных АДСНЭ с присадочной проволокой СвАМг5 (б, в — зоны сплавления шва с ОМ; г — шов) и СТП (д — ЗТВ со стороны набегающего; е — ядро шва; ж — со стороны отхода)

ОМ *HRB 83*. При этом минимальная твердость металла (*HRB 78*) наблюдается в ЗТВ. Тогда как при АДСНЭ в центральной части шва твердость металла не превышает *HRB 76*, а в зонах сплавления его с ОМ *HRB 78*. Поэтому образцы соединений сплава АМг5М, выполненные АДСНЭ с использованием присадочной проволоки СвАМг5, со снятыми усилениями и проплавами швов разрушаются при одноосном растяжении по металлу шва и имеют предел прочности на уровне 300 МПа. Разрушение образцов таких соединений с усилением шва происходит по ОМ, как и образцов, полученных СТП. При этом их предел прочности составляет около 320 МПа.

Разрушение образцов сварных соединений сплава АМг6М, полученных АДСНЭ с использованием присадочной проволоки СвАМг6, без усилений и проплавов швов также происходит по металлу шва, а предел прочности их не превышает 325 МПа. Тогда как для таких же образцов с усилением шва, разрушающихся в зоне сплавления

шва с ОМ, этот показатель находится на уровне 345 МПа, как и для образцов, выполненных СТП, разрушение которых происходит по ОМ.

Диаграммы «нагрузка–деформация», полученные при испытании образцов ОМ и сварных соединений сплава АМг6М при одновременном их изгибе и растяжении, свидетельствуют о достаточно высоком уровне их пластичности, поскольку зарождение трещины у вершины концентратора напряжений происходит плавно (рис. 6). Предел прочности образцов ОМ при этом находится на уровне 415 МПа. Распространение зародившейся у вершины острого надреза трещины в образцах, полученных АДСНЭ, происходит по металлу шва. Предел прочности такого шва ниже по сравнению с ОМ и составляет 361 МПа. При испытании образцов, сваренных СТП, трещина смещается в зону сопряжения шва с ОМ, а предел прочности их находится на уровне 436 МПа. Распространение трещины при испытании выполненных СТП образцов происходит даже медленнее, чем в основном ма-

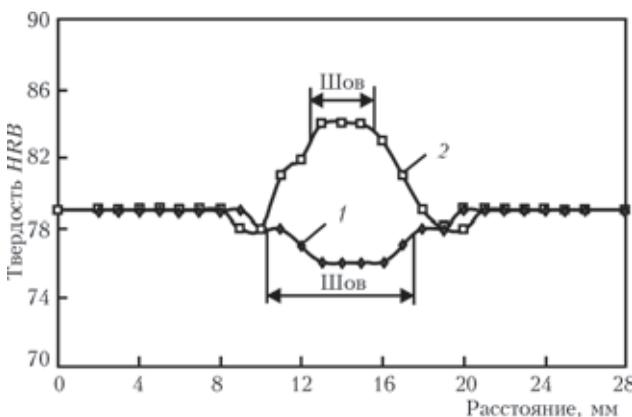


Рис. 5. Распределение твердости в сварных соединениях сплава АМг5М толщиной 1,8 мм, полученных АДСНЭ (1) и СТП (2)

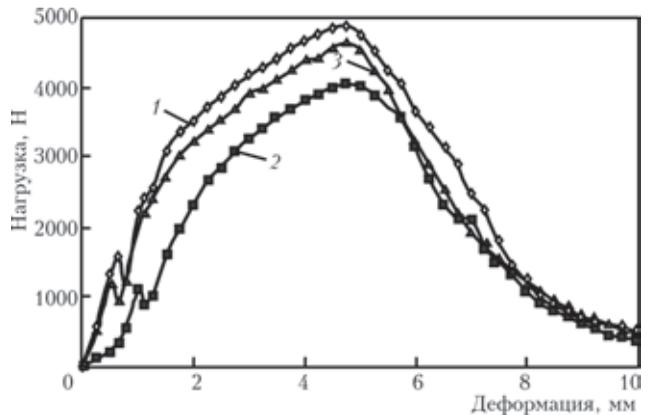


Рис. 6. Диаграммы «нагрузка–деформация», полученные при испытании образцов ОМ и сварных соединений сплава АМг6М: 1 — СТП; 2 — АДСНЭ; 3 — ОМ

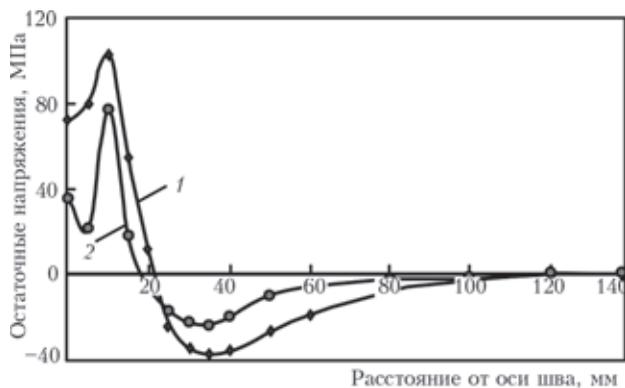


Рис. 7. Распределение остаточных продольных напряжений в сварных соединениях сплава АМг5М толщиной 1,8 мм, полученных АДСНЭ (1) и СТП (2)

териале. Так, удельная работа распространения трещины в металле шва таких образцов находится на уровне 8,8 Дж/см<sup>2</sup>, тогда как для ОМ сплава АМг6М этот показатель равен 5,7 Дж/см<sup>2</sup>, а для швов, полученных сваркой плавлением, 4,7 Дж/см<sup>2</sup>.

Фрактографический анализ поверхностей изломов образцов сварных соединений, выполненных СТП, свидетельствует о вязком характере разрушения швов. В центральной части шва у вершины концентратора в виде острого надреза на поверхности излома отчетливо выделяются 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. Поэтому с увеличением растягивающей нагрузки происходит смещение трещины в зону сопряжения шва с ОМ, на фрактографическом изображении которой заметны незначительные плоские участки рельефа, свидетельствующие о появлении признаков хрупкого разрушения. Однако преобладание однородной мелкодисперсной структуры металла с равномерным распределением мелких фазных

включений обеспечивает даже в этой зоне более высокий уровень прочности металла, чем в швах, полученных сваркой плавлением.

В результате выполненных исследований установлено, что снижение температуры нагрева металла в зоне образования неразъемного соединения при СТП благоприятно влияет на уровень остаточных напряжений, возникающих в нем вследствие неравномерного распределения теплового поля. Так, при АДСНЭ максимальная величина остаточных продольных растягивающих напряжений на расстоянии 10 мм от оси шва находится на уровне 103 МПа (рис. 7). В центре шва эти напряжения составляют 72 МПа. На расстоянии около 22 мм от оси шва они уменьшаются до нуля, а дальше возникают сжимающие напряжения с максимальной величиной 38 МПа на расстоянии 35 мм от оси шва. В сварных соединениях, выполненных СТП, максимальная величина растягивающих напряжений составляет всего 78 МПа. При этом их величина в центре шва находится на уровне 36 МПа, что в два раза меньше, чем при АДСНЭ. Соответственно и максимальная величина остаточных сжимающих напряжений на расстоянии 35 мм от оси шва снижается до 23 МПа.

Результаты экспериментальных исследований сопротивления усталости сварных соединений алюминиевых сплавов АМг6М и АМг5М, полученных в твердой фазе трением с перемешиванием, показали, что граница выносливости их на базе  $2 \cdot 10^6$  циклов перемен напряжений составляет 85...95 % соответствующих значений ОМ и практически достигает уровня значений условной границы выносливости (рис. 8). В свою очередь сопротивление усталости сварных соединений, выполненных АДСНЭ, значительно уступает во всем диапазоне долговечности на базе  $10^5 \dots 2 \cdot 10^6$  циклов перемен напряжений. При этом долговечность соединений, выполненных СТП, до 10 раз больше в сравнении с соединениями, выполнен-

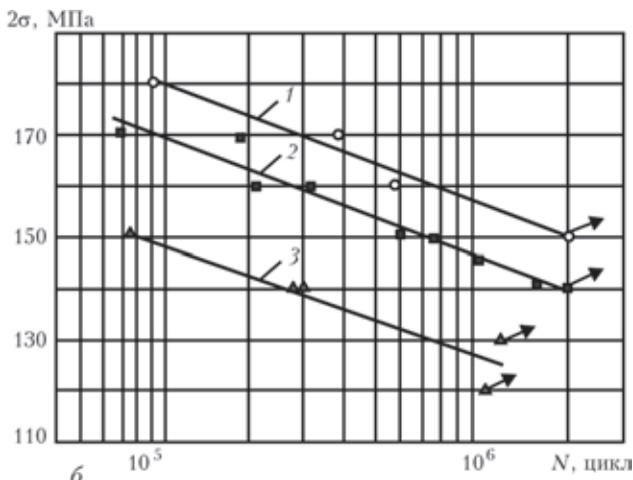
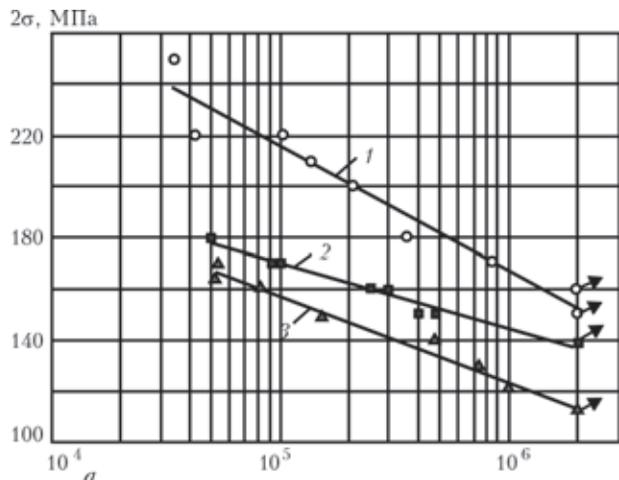


Рис. 8. Кривые усталости ОМ и сварных соединений алюминиевых сплавов АМг6М (а) и АМг5М (б) толщиной 1,8 мм при асимметрии цикла напряжений  $R_\sigma = 0,1$



ными АДСНЭ, а ограниченный предел выносливости их на базе  $10^6$  циклов перемен напряжений больше на 15...20 %. Основной причиной более низкой долговечности сварных соединений, выполненных АДСНЭ, является, главным образом, высокая концентрация действующих напряжений, обусловленная геометрическими параметрами шва.

### Выводы

1. При СТП алюминиевых сплавов АМг5М и АМг6М в результате интенсивной пластической деформации металла под буртом инструмента и в ядре шва формируется однородная дезориентированная структура с размером зерен 3-4 мкм и дисперсными (не более 1 мкм) фазовыми выделениями. В зонах сопряжения шва с ОМ происходит удлинение некоторых зерен до 6...7 мкм и их искривление в направлении перемещения пластифицированного металла.

2. Применение СТП обеспечивает формирование неразъемного соединения с минимальным уровнем концентрации напряжений в местах перехода от шва к ОМ и позволяет избежать в швах дефектов в виде пор, макровключений оксидной пленки и горячих трещин, обусловленных расплавлением и кристаллизацией металла при сварке плавлением.

3. При СТП термически неупрочняемых сплавов АМг5М и АМг6М благодаря деформационному упрочнению металла, обусловленному измельчением зерен, его твердость в зоне соединения повышается. Тогда как при сварке плавлением твердость металла в этой зоне снижается вследствие формирования литой крупнозернистой дендритной структуры швов. Поэтому предел прочности образцов, полученных СТП, при одноосном растяжении на 20 МПа выше, чем образцов без усиления и проплавов швов, сваренных АДСНЭ. Показатели сопротивления разрушению образцов при одновременном их изгибе и растяжении свидетельствуют о более высокой стойкости соединений, полученных в твердой фазе, к зарождению и распространению трещин.

4. Благодаря формированию швов в твердой фазе при более низких по сравнению со сваркой плавлением температурах, максимальный уровень растягивающих остаточных продольных напряжений в сварных соединениях сплава АМг5М, полученных СТП, на 25 % ниже, чем при АДСНЭ.

5. Экспериментально путем получения характеристик сопротивления усталости обоснована

эффективность применения процесса СТП вместо АДСНЭ для изготовления из алюминиевых сплавов АМг5М и АМг6М конструкций, работающих в условиях переменных нагрузок. Показано, что долговечность стыковых соединений, полученных СТП, значительно выше, чем соединений, выполненных АДСНЭ, а их ограниченный предел выносливости на базе  $2 \cdot 10^6$  циклов перемен напряжений практически достигает уровня долговечности образцов ОМ, тогда как для соединений, полученных АДСНЭ, она на 30...40 % ниже.

1. Белецкий В.М., Кривов Г.А. Алюминиевые сплавы (Состав, свойства, технология, применение) Справочник / Под общ. ред. И.Н. Фридляндера – Киев: КОМИНТЕХ, 2005. – 365 с.
2. Рабкин Д.М., Лозовская А.В., Склабинская И.Е. Металловедение сварки алюминия и его сплавов. – Киев: Наук. думка, 1992. – 160 с.
3. 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.
4. Покляцкий А.Г. Особенности образования макровключений оксидной пленки в металле швов алюминиевых сплавов (Обзор) // Там же. – 2001. – № 3. – С. 38–40.
5. А. с. 195846 СССР МПК В 23 к 35/02. Способ сварки металлов трением / Ю.В. Клименко. – Заявл. 09.11.1965; Опубл. 04.05.1967. Бюл. № 10.
6. Int. Pat. Application № PCT/GB 92/02203; GB Pat. Application № 9125978.8. Friction Stir Butt Welding / Thomas W.M., Nicholas E.D., Needham J.C. et al. – Publ. 1991.
7. Shibayanagi T. Microstructural aspects in friction stir welding // J. of Japan Institute of Light Metals. – 2007. – № 9. – P. 416–23.
8. Pietras A., Zadroga L. Rozwój metody zdrzewania tarciowego z mieszaniam materiału zgrzeiny (FSW) i możliwości jej zastosowania // Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach. – 2003. – № 5. – P. 148–154.
9. Sato Y. Relationship between Mechanical Properties and Microstructure in Friction Stir Welded Al alloys // J. of the Japan Welding Soc. – 2002. – №8. – P. 33–36.
10. Larsson H., Karlsson L., Svensson L. Friction Stir welding of AA5083 and AA6082 aluminium alloys // Svetsaren. – 2000. – № 2. – P. 6–10.
11. Klukun A., Ranec M. Aluminium bridge constructions – welding technology and fatigue properties // Ibid. – 1995. – № 3. – P. 13–15.
12. 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.
13. Lanciotti A., Vitali F. Characterization of friction welded joints in aluminium alloy 6082-T6 plates // Welding International. – 2003. – № 8. – P. 624–630.
14. Jata K.V., Sankaran K.K., Ruschau J.J. Friction stir welding effects on microstructure and fatigue of aluminum alloy 7050-T7451 // Metallurgical Transactions. – 2000. – Vol. 31A. – P. 2181–2192.
15. Пат. 54096 Україна, МПК В23К 20/12. Інструмент для зварювання тертям з перемішуванням алюмінієвих сплавів / А.Я. Іщенко, А.Г. Покляцький; заявник і патентовласник ІЕЗ ім. С.О. Пагона НАН України. – № u201005315; заяв. 30.04.2010; опубл. 25.10.2010, Бюл. № 20.
16. Покляцкий А.Г. Стойкость швов тонколистовых алюминиевых сплавов против зарождения и распространения эксплуатационных трещин // Автомат. сварка. – 2011. – № 10. – С. 7–11.

Поступила в редакцию 23.03.2015