

ОСОБЕННОСТИ И ПРЕИМУЩЕСТВА ПРОЦЕССА СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ СТЫКОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТОНКОЛИСТОВЫХ АЛЮМИНИЕВО-ЛИТИЕВЫХ СПЛАВОВ

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

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В статье проанализированы структурные особенности, характеристики прочности и долговечности тонколистовых соединений алюминий-литиевых сплавов 1420 и 1460, полученных аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом с аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом и сваркой трением с перемешиванием. Показано, что применение сварки трением с перемешиванием обеспечивает формирование неразъемных соединений 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. При этом в результате интенсивной пластической деформации металла под буртом инструмента и в ядре шва формируется мелкокристаллическая (3...4 мкм) однородная дезориентированная структура, а на прилегающих участках происходит удлинение и искривление зерен в направлении перемещения пластифицированного металла. Вследствие этого повышаются твердость и предел прочности металла шва соединений. Снижение температуры нагрева свариваемых кромок обеспечивает уменьшение максимального уровня растягивающих остаточных продольных напряжений в сварных соединениях по сравнению с аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом. Установлено, что характеристики сопротивления усталости стыковых сварных соединений, выполненных сваркой трением с перемешиванием, превышают характеристики соединений, выполненных аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом. Библиогр. 10, рис. 9.

Ключевые слова: алюминий-литиевые сплавы, сварка трением с перемешиванием, дефекты, микроструктура, предел прочности, сопротивление усталости

Применение высокопрочных стойких к коррозии алюминий-литиевых сплавов, характеризующихся пониженной плотностью и высоким модулем упругости, позволяет уменьшить расход топлива и улучшить тактико-технические показатели изделий авиационной и космической техники. Созданный в 1968 г. коллективом сотрудников под руководством И. Н. Фридляндера сплав 1420 (плотность 2,4 г/см³) системы легирования Al-Mg-Li, содержащий 4,5...6,0 % Mg и 1,8...2,3 % Li, имеет удельную массу на 12 % ниже, а модуль упругости на 8 % выше, чем широко используемый в самолетостроении сплав Д16. Его применение в клепаной конструкции фюзеляжа самолета вертикального взлета Як-36 позволило получить выигрыш в массе 16 %. В 1980 г. сплав был рекомендован для создания первого в мире сварного самолета МиГ-29 [1, 2].

К наиболее высокопрочным ($\sigma_b > 500$ МПа при плотности 2,6 г/см³) принадлежит сплав 1460 системы Al-Cu-Li (номинальный состав 3 % Cu; 2 % Li) с добавками циркония и скандия. Высокие показатели прочности и пластичности этого сплава при сверхнизких температурах указывают на перспективность его использования для изготовления сварных криогенных баков [3].

Для получения неразъемных соединений из алюминиевых сплавов в большинстве случаев применяют различные способы сварки плавлением, при которых сварной шов образуется в результате расплавления определенного объема соединяемых материалов и присадочной проволоки в общей сварочной ванне с последующей их кристаллизацией в защитном инертном газе. Однако при сварке плавлением полуфабрикатов из литийсодержащих алюминиевых сплавов в металле шва и примыкающих к нему участках происходят структурные превращения и образуются характерные дефекты в виде пор, при использовании в качестве присадочной проволоки полос из основного материала, и протяженных нитевидных макровключений оксидной пленки, при использовании присадочных проволок. Это обуславливает необходимость применения технологических мероприятий, направленных на повышение качества подготовки свариваемых поверхностей и способствующих интенсификации перемешивания металла сварочной ванны и активизации процессов разрушения оксидной пленки. При этом прочность сварных соединений не превышает 70...75 %, а прочность металла шва 65 % значения этого показателя для основного материала [4, 5].

Сварка трением с перемешиванием

Избежать расплавления металла в зоне формирования шва и максимально сохранить в сварных узлах свойства применяемых при их изготовлении полуфабрикатов удается при использовании способа сварки трением с перемешиванием (СТП). При такой сварке образование шва происходит в твердой фазе в результате нагревания за счет трения небольшого объема металла до пластического состояния, перемешивания его по всей толщине свариваемых кромок и деформирования в замкнутом пространстве. Благодаря этому процесс СТП имеет ряд существенных преимуществ по сравнению со сваркой плавлением. Среди них можно отметить формирование мелкокристаллической структуры швов, снижение уровня разупрочнения соединяемых материалов, сохранение легирующих элементов, отсутствие характерных дефектов и повышение механических свойств соединений [6–9].

Цель данной работы — установить преимущества процесса СТП по сравнению с аргодуговой сваркой неплавящимся электродом (АДСНЭ) при получении стыковых соединений алюминий-литиевых сплавов 1420 и 1460.

Для исследований использовали листы алюминий-литиевых сплавов 1420 толщиной 1,8 мм и 1460 толщиной 2 мм. Стыковые соединения получали АДСНЭ с помощью установки MW-450 («Fronius», Австрия) со скоростью 20 м/ч на токе 140...150 А с использованием в качестве присадочной проволоки полос из соответствующего основного материала (для сохранения химического состава металла шва аналогичного основному материалу) и соответствующих присадочных проволок СвАМг63 и Св1201 диаметром 1,6 мм. Процесс СТП осуществляли на разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона лабораторной установке, используя специальный инструмент [10], скорость вращения которого составляла 1420 об/мин, а скорость линейного перемещения 13...14 м/ч.

Из полученных сварных соединений изготавливали шлифы для исследования структуры и образцы с шириной рабочей части 15 мм для определения 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 проводили на универсальном сервогидравлическом комплексе MTS 318.25. Циклические испытания проводили при осевом регулярном нагружении с коэффициентом асимметрии цикла напряжений $R_\sigma = 0,1$ и частоте 15 Гц до полного разрушения образцов. При одних и тех же условиях испытывали серию из 5...7 однотипных образцов. Экспериментальные данные усталостных испытаний

обрабатывали методами линейного регрессионного анализа, общепринятыми для такого типа испытаний. По результатам проведенных испытаний для каждой серии образцов на основе установленных пределов ограниченной выносливости строилась соответствующая кривая усталости — линия регрессии экспериментальных данных в координатах $2\sigma_a - \lg N$.

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 экспериментально методом разрезки.

В результате проведенных исследований установлено, что механизм образования неразъемного соединения при СТП существенно отличается от процессов, происходящих при сварке плавлением. В процессе СТП шов формируется в результате нагрева за счет трения до пластического состояния, перемешивания и интенсивного деформирования небольшого объема металла соединяемых деталей специальным инструментом в замкнутом пространстве без применения защитного газа и присадочного материала. На начальной стадии процесса сварки постепенно погружающийся в стык наконечник вращающегося инструмента вытесняет некоторый объем пластифицированного металла. Этот металл может перемещаться только вокруг наконечника или подниматься вверх, так как снизу его движение ограничивает подкладка, а сбоку — непластифицированный основной материал. Дальнейшее заглубление инструмента приводит к полному контакту торцевой рабочей поверхности его бурта со свариваемым материалом и создает полностью ограниченное пространство, в котором и происходит перемещение пластифицированного металла по сложной траектории, определяемой конфигурацией рабочих поверхностей наконечника и бурта инструмента. Когда же

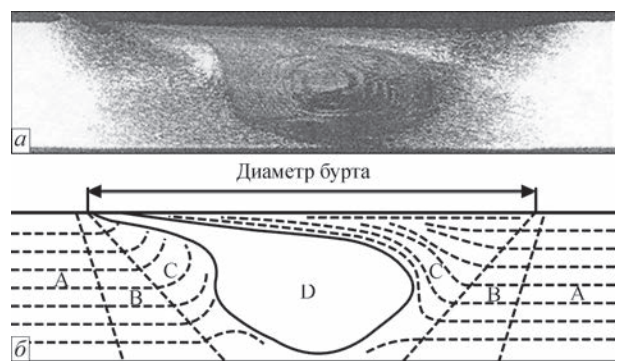


Рис. 1. Поперечный макрошлиф сварного соединения, полученного СТП (а) и схематическое изображение его характерных зон (б) (описание зон см. в тексте)

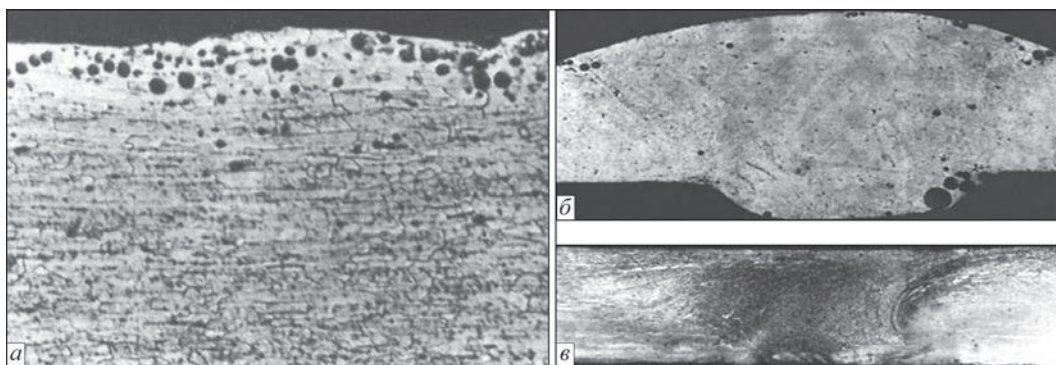


Рис. 2. Микроструктура ($\times 250$) приповерхностного слоя листа (а) и поперечные сечения швов сплава 1420 толщиной 1,8 мм, полученных АДСНЭ (б) и СТП (в)

инструмент начинает осуществлять кроме вращательного движения еще и поступательное, то перед его наконечником со стороны набегания (где совпадают направления векторов вращения и линейного перемещения инструмента) возникает зона избыточного давления, из которой это давление вытесняет к стороне отхода (противоположной стороне, где указанные выше векторы имеют разные направления) тонкую прослойку пластифицированного металла. Затем разогретый металл под давлением проталкивается между свариваемым металлом и боковой поверхностью наконечника со стороны отхода в освобождающееся позади него пространство, образующееся в результате линейного перемещения инструмента. Это приводит к образованию специфической структуры сварных соединений с явно выраженным ядром (Д), образовавшимся в результате динамической рекристаллизации (рис. 1). К нему примыкает зона термомеханического воздействия (С), в которой металл кроме нагревания подвергался пластическому деформированию, а затем располагается зона термического влияния (В), где структурные изменения основного металла (А) вызваны только повышением температуры.

Размеры шва при СТП меньше, а его форма выгодно отличается от полученного АДСНЭ — отсутствуют усиление шва, формирующееся при сварке плавлением за счет присадочной проволоки, и проплав, обусловленный использованием подкладки с формирующей канавкой (рис. 2). Это позволяет избежать значительной концентрации напряжений в местах перехода от шва к основному материалу, негативно влияющей на эксплуатационные и ресурсные характеристики соединений. Кроме того, формирование неразъемных соединений в твердой фазе позволяет избежать характерных для этих сплавов дефектов — пор и макровключений оксидной пленки, образующихся при сварке плавлением. Отсутствие расплавленного металла, в котором растворимость водорода резко повышается, предотвращает дополнительное насыщение им зоны сварки за счет миграции

этого газа из прилегающих газонасыщенных поверхностных слоев металла.

Интенсивное деформирование и перемешивание пластифицированного металла по всей толщине свариваемых кромок способствует дроблению находящихся на них оксидных пленок. Отсутствие при этом расплавленного металла в зоне образования соединения позволяет избежать его окисления в процессе сварки. Поэтому в швах, полученных СТП, отсутствуют дефекты в виде как обособленных, так и протяженных макровключений оксидной пленки, характерных для швов, выполненных АДСНЭ на алюминиево-литиевых сплавах (рис. 3).

Анализ микроструктуры сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов показал, что при АДСНЭ сплава 1460 в зоне термического влияния вблизи границы сплавления шва с основным материалом наблюдаются участки перегрева и рекристаллизации (рис. 4). Протяженность зоны оплавления структурных составляющих составляет около 2,25 мм от границы сплавления шва с

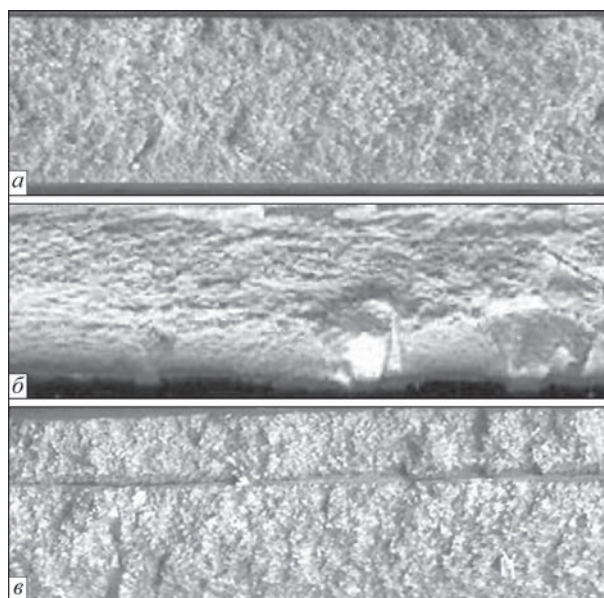


Рис. 3. Продольные изломы швов сплава 1460 толщиной 2 мм, полученных СТП (а) и АДСНЭ, с обособленными (б) и протяженными (в) макровключениями оксидной пленки

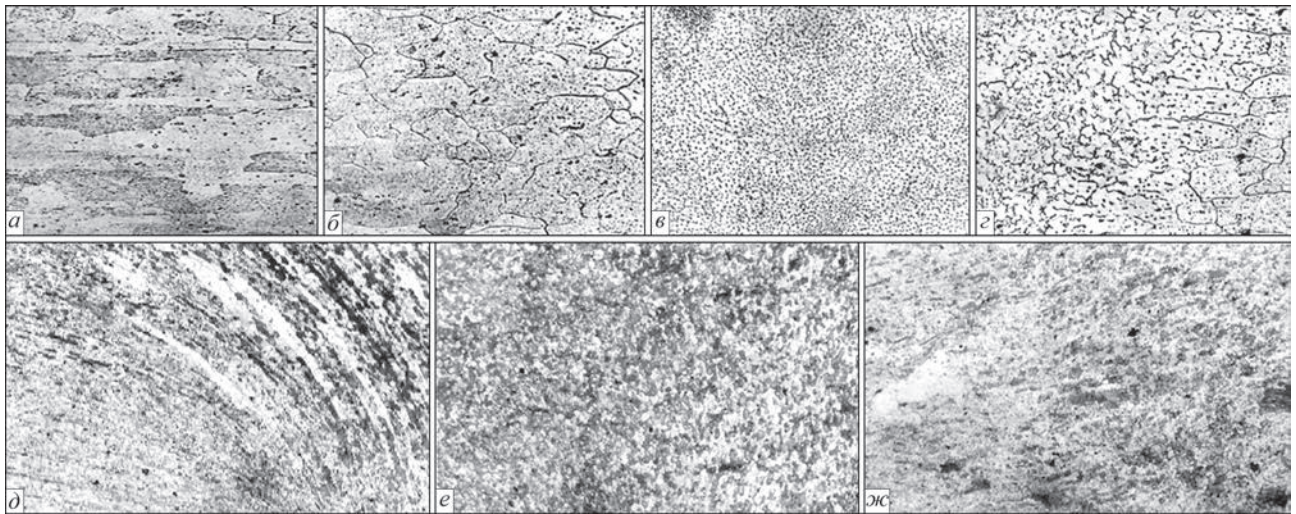


Рис. 4. Микроструктура ($\times 400$) основного металла (а) и сварных соединений сплава 1460 толщиной 2 мм, полученных АДСНЭ с использованием присадочной проволоки Св1201 (б, в — зоны сплавления шва с основным металлом, в — шов) и СТП (д — зона термомеханического влияния со стороны набегания инструмента, е — ядро шва, ж — зона термомеханического влияния со стороны отхода инструмента)

основным материалом. В зоне термического влияния наибольший размер имеют зерна, непосредственно прилегающие к этой границе. Металл шва характеризуется в основном мелкокристаллической структурой, однако на некоторых его участках наблюдаются отдельные фрагменты центрального кристаллита. Вблизи границы сплавления с основным материалом в шве просматривается прослойка с мелким субдендритным строением (рис. 4, б–в).

При сварке этого сплава методом СТП в зоне термомеханического влияния металл плавно изменяет ориентацию зерен в направлении перемещения рабочих поверхностей инструмента. В результате в этой зоне формируются вытянутые зерна, ориентированные вдоль траектории перемещения инструмента, и мелкие равноосные зерна. В центральной части (ядре) шва вследствие значительной пластической деформации образуются очень мелкие (3...5 мкм) равноосные зерна (рис. 4, д–ж).

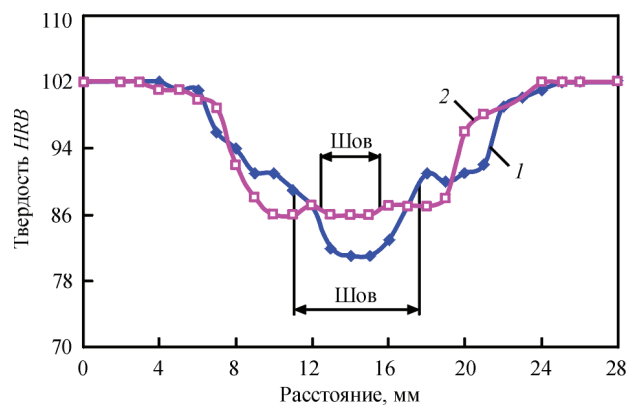


Рис. 5. Распределение твердости на поверхности сварных соединений сплава 1420 толщиной 1,8 мм, полученных АДСНЭ (1) и СТП (2)

Благодаря снижению температуры нагрева кромок и формированию мелкокристаллической структуры швов в процессе СТП степень разупрочнения металла меньше, чем при АДСНЭ. Так, для сплава 1420 минимальная твердость в шве и зонах сопряжения его с основным металлом находится на уровне *HRB* 86...87. Тогда как при АДСНЭ сплава 1420 с присадочной проволокой СвАМг63 минимальная твердость металла в центральной части шва составляет всего *HRB* 81, а в зонах сплавления *HRB* 89 (рис. 5). Поэтому при растяжении образцов соединений с усилением шва, полученных сваркой плавлением, разрушение локализуется в зоне сплавления шва с основным материалом, а предел прочности составляет 373 МПа. Такие же образцы со снятым усилением шва разрушаются по центру шва и имеют предел прочности около 319 МПа. Предел прочности соединений, полученных СТП, в которых отсутствует усиление шва и разрушающихся на участке сопряжения шва с основным металлом, составляет 343 МПа. Такой же уровень прочности наблюдается для соединений с усилением шва, полученных АДСНЭ, с использованием в качестве присадочной проволоки полосы из основного материала сплава 1420.

Измерения твердости металла в зоне формирования неразъемного соединения показали, что при сварке сплава 1460 методом СТП твердость также значительно выше, чем при АДСНЭ. В шве и зонах сопряжения шва с основным материалом твердость находится на уровне *HRB* 85...86. Тогда как при АДСНЭ с присадочной проволокой Св1201 минимальная твердость металла в центральной части шва составляет *HRB* 71, а в зонах сплавления шва с основным материалом *HRB* 82...83 (рис. 6).

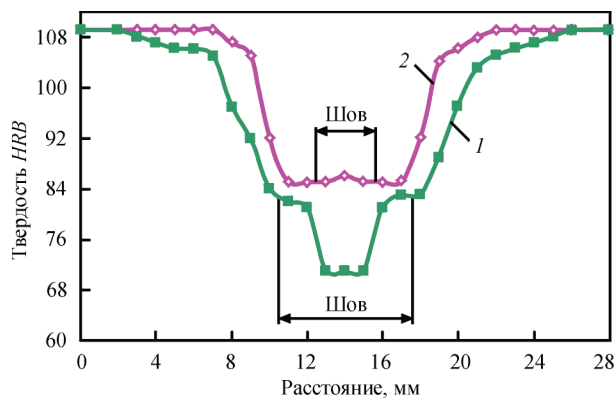


Рис. 6. Распределение твердости на поверхности сварных соединений сплава 1460 толщиной 2 мм, полученных АДСНЭ (1) и СТП (2)

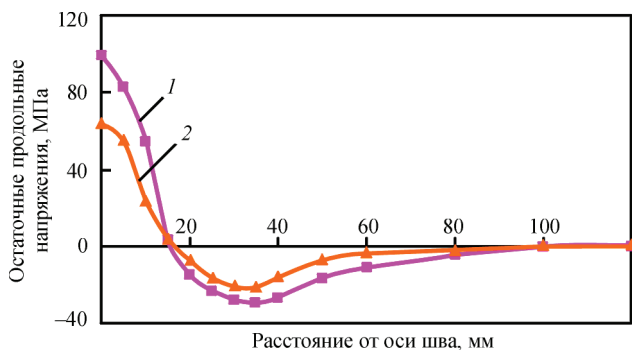


Рис. 7. Распределение остаточных продольных напряжений в сварных соединениях сплава 1420 толщиной 1,8 мм, полученных АДСНЭ (1) и СТП (2)

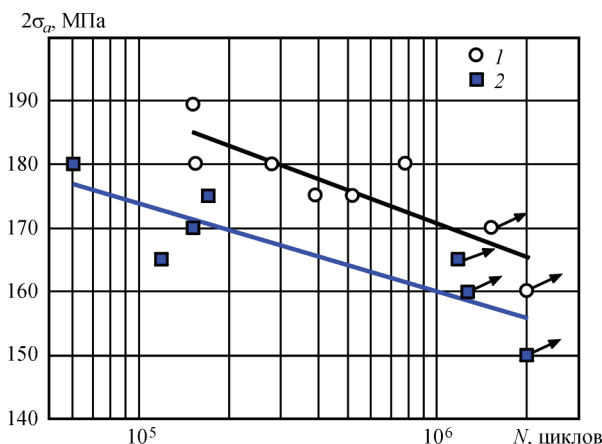


Рис. 8. Кривые усталости основного металла (1) и сварных соединений, выполненных СТП (2) алюминиевого сплава 1420 толщиной 1,8 мм при асимметрии цикла напряжений $R_\sigma = 0,1$

Поэтому при одноосном статическом растяжении образцы таких сварных соединений без усиления шва, полученные АДСНЭ, разрушаются по металлу шва и имеют минимальный предел прочности 257 МПа. Разрушение образцов с усилением шва происходит по зоне сплавления шва с основным материалом. Образцы сварных соединений, полученных методом СТП, разрушаются по зоне термомеханического влияния. При этом их предел прочности находится на уровне

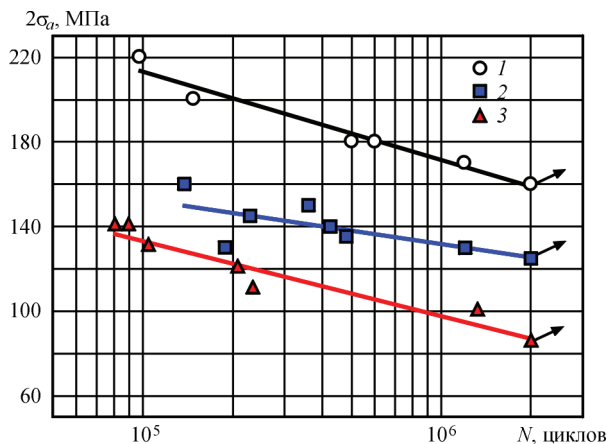


Рис. 9. Кривые усталости основного металла и сварных соединений алюминиевого сплава 1460 толщиной 2 мм при асимметрии цикла напряжений $R_\sigma = 0,1$: 1 — основной металл; 2 — сварное соединение, выполненное СТП; 3 — АДСНЭ

310 МПа, как и для образцов с усилением шва, выполненных АДСНЭ с присадочной проволокой Св1201. При использовании в качестве присадочной проволоки полосы из основного материала сплава 1460 предел прочности образцов с усилением шва составляет в среднем 297 МПа.

Снижение температуры нагрева металла в зоне образования неразъемного соединения при СТП благоприятно влияет на уровень остаточных напряжений. Так, при АДСНЭ сплава 1420 максимальная величина остаточных продольных напряжений находится на уровне 99 МПа (рис. 7). На расстоянии около 16 мм от оси шва они уменьшаются до нуля, а дальше возникают сжимающие напряжения с максимальной величиной 29 МПа на расстоянии 35 мм от оси шва. В сварных соединениях, выполненных СТП, максимальная величина растягивающих напряжений составляет всего 64 МПа. Соответственно и максимальная величина остаточных сжимающих напряжений на расстоянии 35 мм от оси шва снижается до 22 МПа.

Экспериментально установленные кривые усталости стыковых сварных соединений алюминиевых сплавов 1420 и 1460, выполненных СТП, демонстрируют высокие показатели сопротивления усталости соединений. Предел ограниченной выносливости соединений, выполненных СТП, алюминиевого сплава 1420, ниже на 10...15 % соответствующих показателей основного металла во всей области долговечности $10^5 \dots 2 \cdot 10^6$ циклов перемен напряжений (рис. 8). Для сплава 1460 соответствующие показатели предела ограниченной выносливости на 20...25 % ниже основного металла (рис. 9). Для сварных соединений сплавов 1420 и 1460, выполненных СТП, значения граничных размахов напряжений на базе $2 \cdot 10^6$ циклов составляют 155 и 120 МПа соответственно. Предельные значения размахов напряжений для соединений

Сварка трением с перемешиванием

сплава 1460, выполненных АДСНЭ на базе $2 \cdot 10^6$ циклов перемен напряжений, составляют 85 МПа, что на 30 % ниже соответствующего значения для соединений, выполненных СТП.

Выводы

1. Применение СТП 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 и макровключений оксидной пленки, обусловленных расплавлением и кристаллизацией металла при сварке плавлением.

2. Формирование неразъемного соединения при СТП в твердой фазе позволяет избежать образования характерной для сварки плавлением литой крупнодендритной структуры швов. При этом вокруг наконечника инструмента, где металл наиболее подвержен термомеханическому воздействию, происходит измельчение зерен основного металла и образование новой однородной дезориентированной структуры с размером зерен $3 \dots 4$ мкм и дисперсными (≤ 1 мкм) фазовыми выделениями. Вблизи ядра шва в зоне термомеханического влияния возникает комбинированная структура, состоящая из мелких равноосных и деформированных тонких вытянутых зерен, ориентированных вдоль направления перемещения инструмента.

3. При СТП термически упрочняемых алюминиево-литиевых сплавов 1420 и 1460 в результате термомеханического воздействия кроме измельчения зерен в зоне сварки, способствующего повышению твердости металла, одновременно происходит частичное выделение из пересыщенного твердого раствора избыточных фаз и их коагуляция, что приводит к некоторому снижению твердости соединений. Однако степень разупрочнения металла при сварке в твердой фазе сплавов 1420 и 1460 намного меньше, чем при сварке плавлением. Поэтому предел прочности сварных соединений этих сплавов, полученных СТП, выше соединений без усиления шва, полученных АДСНЭ.

4. Вследствии формирования швов в твердой фазе при более низких по сравнению со сваркой

плавлением температурах, максимальный уровень растягивающих остаточных продольных напряжений в сварных соединениях сплава 1420, полученных СТП, на 35 % ниже, чем при АДСНЭ.

5. На основе экспериментальных данных усталостных испытаний обоснована целесообразность применения процесса СТП вместо АДСНЭ при изготовлении конструкций с алюминиево-литиевыми сплавами 1420 и 1460, эксплуатируемых в условиях переменного нагружения. Установлено, что характеристики сопротивления усталости стыковых соединений, выполненных по технологии СТП, превышают соответствующие показатели соединений, выполненных АДСНЭ. Значения предельных размахов напряжений на базе $2 \cdot 10^6$ циклов перемен напряжений для соединений, выполненных СТП, только на 10...20 % ниже показателей основного материала.

1. Белецкий В. М. Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технология, применение). Справочник / В. М. Белецкий, Г. А. Кривов; под общ. ред. И. Н. Фридляндера – К.: КОМИНТЕХ, 2005. – 365 с.
2. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932-2002: Юбилейный науч.-техн. сборник; под общ. ред. Н. Каблова – М.: МИСИС «ВИАМ», 2002. – С. 424 с.
3. Братухин А. Г. Современные авиационные материалы: технологические и функциональные особенности / А. Г. Братухин. – М.: Авиатехинформ, 2003. – 440 с.
4. Рабкин Д. М. Металловедение сварки алюминия и его сплавов / Д. М. Рабкин, А. В. Лозовская, И. Е. Склабинская. – К.: Наукова думка, 1992. – 160 с.
5. Машин В. С. Механические свойства соединений алюминиевых сплавов при сварке плавящимся и неплавящимся электродом / В. С. Машин, А. Г. Покляцкий, В. Е. Федорчук // Автоматическая сварка. – 2005. – № 9. – С. 43–49.
6. Int. Pat. Application PCT/GB 92/02203; GB Pat. Application 9125978.8. Friction Stir Butt Welding / W. M. Thomas, E. D. Nicholas, J. C. Needham [et al.]. – Publ. 1991.
7. Defalco J. Friction stir welding vs. fusion welding / J. Defalco // Welding Journal. – 2006. – № 3. – P. 42–44.
8. Ericsson M. Influence of melting speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG / M. Ericsson, R. Sandstrom // International Journal of Fatigue. – 2003. – № 25. – P. 1379–1387.
9. Enomoto M. Friction stir welding: research and industrial applications / M. Enomoto // Welding International. – 2003. – № 5. – P. 341–345.
10. 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. Є. О. Патона НАН України. – № u201005315; заяв. 30.04.2010; опубл. 25.10.2010, Бюл. № 20.

Поступила в редакцию 28.03.2016