

ПРОЧНОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТЕРМОУПРОЧНЕННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ СВАРКЕ ТИГ И СТП

А. Г. ПОКЛЯЦКИЙ, С. И. МОТРУНИЧ

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Исследовано влияние модификаторов циркония и скандия в присадочной проволоке и колебаний дуги, обусловленных пропуском электрического тока через участок присадки при аргонодуговой сварке неплавящимся электродом, а также процесса сварки трением с перемешиванием на формирование структуры швов тонколистовых алюминиевых сплавов 1460 и 1201. Построены кривые распределения твердости металла в зоне формирования неразъемных соединений и определен предел прочности образцов непосредственно после сварки и после их искусственного старения. Показано, что применение сварки трением с перемешиванием позволяет получить более высокие значения предела прочности металла швов и сварных соединений алюминиевых сплавов 1460 и 1201, чем при автоматизированной аргонодуговой сварке неплавящимся электродом с колебаниями сварочной ванны даже при использовании сварочной проволоки, содержащей цирконий и скандий. При этом после искусственного старения образцов, при котором происходят фазовые превращения и процессы стабилизации структуры подвергнувшегося тепловому воздействию металла, обеспечивается максимальный уровень прочности (75 % для сплава 1201 и 86 % для сплава 1460) по сравнению с основным материалом. Библиогр. 16, табл. 1, рис. 4.

Ключевые слова: термоупрочняемый алюминиевый сплав, аргонодуговая сварка с колебаниями дуги, сварка трением с перемешиванием, микроструктура, твердость, прочность

При изготовлении конструкций из алюминиевых сплавов неразъемные соединения в большинстве случаев получают сваркой плавлением, при которой образование шва происходит в результате расплавления свариваемых кромок и сварочной проволоки с последующей их кристаллизацией [1–3]. Металл такого шва имеет литую, как правило, крупнокристаллическую структуру. Кроме того, высокотемпературный нагрев свариваемых заготовок приводит к оплавлению границ зерен и частичному выделению по ним вторичных фаз и эвтектик в зоне сплавления шва с основным материалом. Вследствие этого предел прочности сварных соединений для большинства термически упрочняемых сплавов составляет 60...70 %, а предел прочности металла шва всего 50...60 % от этого показателя для основного материала [4].

Поэтому для повышения прочности швов и сварных соединений в целом могут быть эффективными мероприятия, направленные на создание условий для формирования дезориентированной мелкокристаллической структуры швов и снижение температуры нагрева металла в зоне образования неразъемного соединения. Среди известных широко используемых способов воздействия на кристаллизационные процессы в сварочной ванне важное место занимает применение в сварочной проволоке модификатора 1-го рода циркония, имеющего структуру, изоморфную кристаллизующемуся сплаву, и выступающего в качестве

принудительных центров кристаллизации. А в последние годы дополнительно используется модификатор 2-го рода скандий, создающий благоприятные условия для зарождения и роста новых центров кристаллизации за счет образования фазы Al_3Sc , имеющей размерно-структурное сходство с кристаллической решеткой алюминия [5–7]. Кроме того, микродобавки этого элемента в алюминиевые сплавы способствуют их упрочнению после искусственного старения, стабилизирующего структурные составляющие подвергнувшегося тепловому воздействию основного материала и металла шва [8–10].

Изменить характер кристаллизации металла в процессе сварки можно и за счет резких колебаний расплава сварочной ванны, обусловленных периодическим изменением силового воздействия дуги в результате пульсаций сварочного тока или отклонением дуги от ее вертикального положения [11–13]. Такие колебания расплавленного металла приводят к нарушению непрерывности формирования протяженных ориентированных кристаллов вследствие оплавления осей второго порядка и повышения активности центров кристаллизации за счет периодического изменения температуры кристаллизующегося металла.

Существенного снижения температуры нагрева металла в зоне образования неразъемного соединения можно добиться при использовании одного из новых способов сварки в твердой фазе – сварки трением с перемешиванием (СТП) [14].

Формирование шва при этом происходит благодаря нагреванию за счет трения специальным инструментом некоторого объема соединяемых материалов в зоне их контакта до пластического состояния и перемешиванию его в замкнутом пространстве, что позволяет избежать проблем с высокотемпературным нагревом, плавлением и кристаллизацией металла. Интенсивная пластическая деформация металла при СТП способствует формированию ультрадисперсной структуры в ядре шва, а в прилегающей к нему зоне термомеханического воздействия (ЗТМВ) — длинных, вытянутых вдоль траектории перемещения металла, и мелких рекристаллизованных зерен [15].

Цель исследований заключалась в изучении влияния модификаторов циркония и скандия в присадочной проволоке и колебаний дуги, обусловленных пропуском электрического тока через участок присадки при аргонодуговой сварке неплавящимся электродом, а также процесса СТП на формирование структуры швов, разупрочнение металла и предел прочности стыковых соединений тонколистовых алюминиевых сплавов 1201 и 1460 непосредственно после сварки и после искусственного старения образцов.

Методика проведения исследований. Автоматизированную аргонодуговую сварку неплавящимся электродом (АДСНЭ) алюминиевых сплавов 1201 (мас. %: 6,3 Cu; 0,3 Mn; 0,06 Ti; 0,17 Zr; 0,1 V; ост. — Al) и 1460 (мас. %: 3,0 Cu; 2,0 Li; 0,1 Mg; 0,12 Ti; 0,08 Sc; ост. — Al) толщиной 2 мм выполняли на переменном токе с прямоугольной формой волны частотой 200 Гц с помощью сварочной головки АСТВ-2м. В качестве источника питания сварочной дуги использовали MW-450 («Fronius», Австрия). Скорость сварки составляла 20 м/ч, значение сварочного тока — 170 А, скорость подачи присадочной проволоки диаметром 1,6 мм — 82 м/ч. При сварке применяли серийную сварочную проволоку Св1201 (Al-6%Cu-0,1%Ti-0,3%Mn-0,2%Zr) и опытную сварочную проволоку Св1201Sc такого же химического состава, но дополнительно содержащую 0,5 % Sc. Для создания колебаний дуги, возникающих в результате взаимодействия электромагнитных полей, образующихся при прохождении тока через дуговой промежуток и присадочную проволоку [13], пропускали постоянный ток (200 А) от источника питания TP-200 («Fronius», Австрия) через участок присадочной проволоки длиной 25 мм непосредственно перед попаданием ее в головную часть сварочной ванны. В результате постоянного изменения силового воздействия дуги, обусловленного отклонением ее от вертикального положения, возникают колебания расплавленного металла сварочной ванны, благодаря которым нарушает-

ся непрерывность процесса его кристаллизации и формируется мелкокристаллическая структура швов. Следует отметить, что для оценки предела прочности сварных соединений обычную АДСНЭ для сплава 1460 не использовали, поскольку в швах образуются протяженные включения оксидной пленки, а пропускание тока через участок присадочной проволоки позволяет избежать этих дефектов.

Процесс СТП осуществляли на разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона лабораторной установке. Скорость вращения специального сварочного инструмента с коническим наконечником и буртом диаметром 12 мм составляла 1420 об/мин, а скорость его линейного перемещения (скорость сварки) — 14 м/ч. Перед сваркой листовые заготовки подвергали химическому травлению по общепринятой технологии. Для СТП проводили механическую зачистку только торцов свариваемых кромок, а для АДСНЭ еще удаляли и поверхностные слои толщиной 0,10...0,15 мм, чтобы избежать образования пор в сварных соединениях.

Твердость металла измеряли на лицевых поверхностях полученных сварных соединений. Степень разупрочнения металла в зоне сварки оценивали на приборе «Rockwell» при нагрузке $P = 600$ Н. Оценка структурных особенностей сварных соединений осуществляли с помощью оптического электронного микроскопа МИМ-8. Предел прочности сварных соединений, полученных АДСНЭ, определяли при статическом растяжении на универсальном сервогидравлическом комплексе MTS 318.25 стандартных плоских образцов с шириной рабочей части 15 мм с усилением и снятым проплавом шва, а предел прочности металла шва — на образцах со снятыми усилением и проплавом шва. Образцы, полученные СТП, испытывали без усиления и проплава, поскольку такая форма шва обусловлена особенностями процесса получения неразъемных соединений. Для оценки влияния термической обработки на прочностные характеристики сварных соединений проводили стандартное искусственное старение образцов из сплава 1201 при температуре 170 °С на протяжении 17 ч, а из сплава 1460 — при температуре 130 °С на протяжении 20 ч, а затем при температуре 160 °С на протяжении 16 ч.

Результаты исследований и их обсуждение. В результате проведенных исследований установлено, что при обычной АДСНЭ исследуемых алюминиевых сплавов 1201 и 1460 в металле шва образуется мелкая дендритная структура с отдельными элементами центрального кристаллита, которые на некоторых участках в центральной части шва образуют крупные кристаллы (рис. 1, а). Применение присадочной проволоки, содержа-

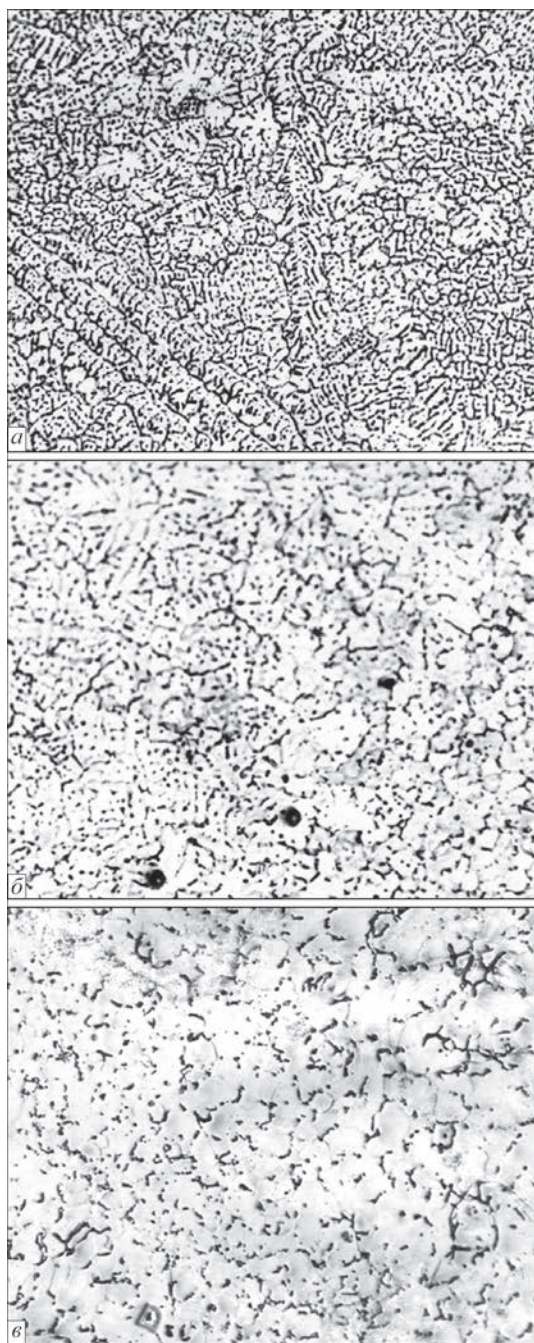


Рис. 1. Микроструктура ($\times 200$) швов, полученных аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом листов сплава 1460 толщиной 2 мм с использованием присадочных проволок Св1201 (а) и Св1201Sc (б), а также с колебаниями дуги, возникающими при пропускании тока через участок присадочной проволоки Св1201Sc (в)

шей цирконий и скандий, приводит к измельчению кристаллической структуры металла шва за счет частичного образования субдендритной формы кристаллитов (рис. 1, б). При этом обеспечить формирование субдендритной структуры кристаллитов по всему объему шва не удастся. По-видимому, это объясняется тем, что при сварке тонколистовых соединений, когда доля присадочной проволоки в шве незначительна, не удастся достигнуть достаточной (0,3...0,4 % [16]) концен-

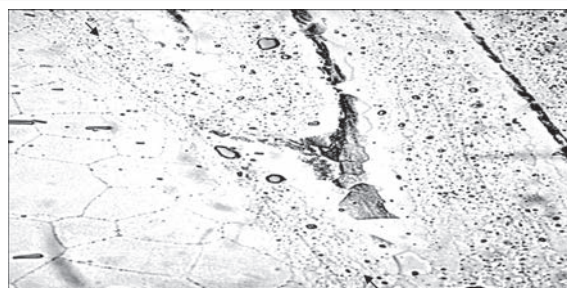


Рис. 2. Микроструктура ($\times 500$) поверхности сварного соединения сплава 1201 толщиной 2 мм, полученного СТП

трации скандия в металле шва. Но благодаря колебаниям расплавленного металла сварочной ванны, возникающим в результате отклонений дуги от ее вертикального положения вследствие пропуска электрического тока через участок присадочной проволоки Св1201Sc, в процессе кристаллизации происходит периодическое оплавление кристаллизующихся дендритов, что обеспечивает формирование мелких равноосных кристаллов по всему сечению шва (рис. 1, в).

Однако наиболее мелкодисперсная структура металла шва образуется при СТП в результате интенсивной пластической деформации металла в зоне образования неразъемного соединения. На рис. 2 очень хорошо видно как происходит изменение размера зерен на поверхности свариваемого металла у края бурта инструмента на границе ЗТВ (слева) и ЗТМВ (справа). На участках шва и ЗТМВ, непосредственно подвергавшихся воздействию рабочих поверхностей инструмента (боковые поверхности наконечника и торцевая поверхность бурта), происходит резкое измельчение зерен. Анализ микроструктуры поперечных сечений соединений, полученных СТП, показал, что в центральной части шва, образующейся в результате перемещения пластифицированного металла рабочими поверхностями инструмента, формируется ядро с мелкодисперсной (3...5 мкм) структурой. Поскольку размер зерен в 5...7 раз меньше, чем в основном материале, значительно возрастает объемная доля их границ (рис. 3). При этом в ЗТМВ наблюдаются деформированные протяженные зерна, ориентированные в направлении перемещения пластифицированного металла рабочими поверхностями инструмента, и мелкие равноосные зерна, размер которых изменяется в пределах 5...10 мкм. Тогда как при обычной АДСНЭ этих сплавов с присадочной проволокой Св1201 в шве формируется характерная литая структура с размерами дендритов 0,15...0,20 мм. Кроме того, вследствие высокотемпературного нагрева свариваемых кромок вблизи шва происходит оплавление структурных составляющих границ зерен. В результате этого на участке, примыкающем к металлу шва, образуется грубая сплошная

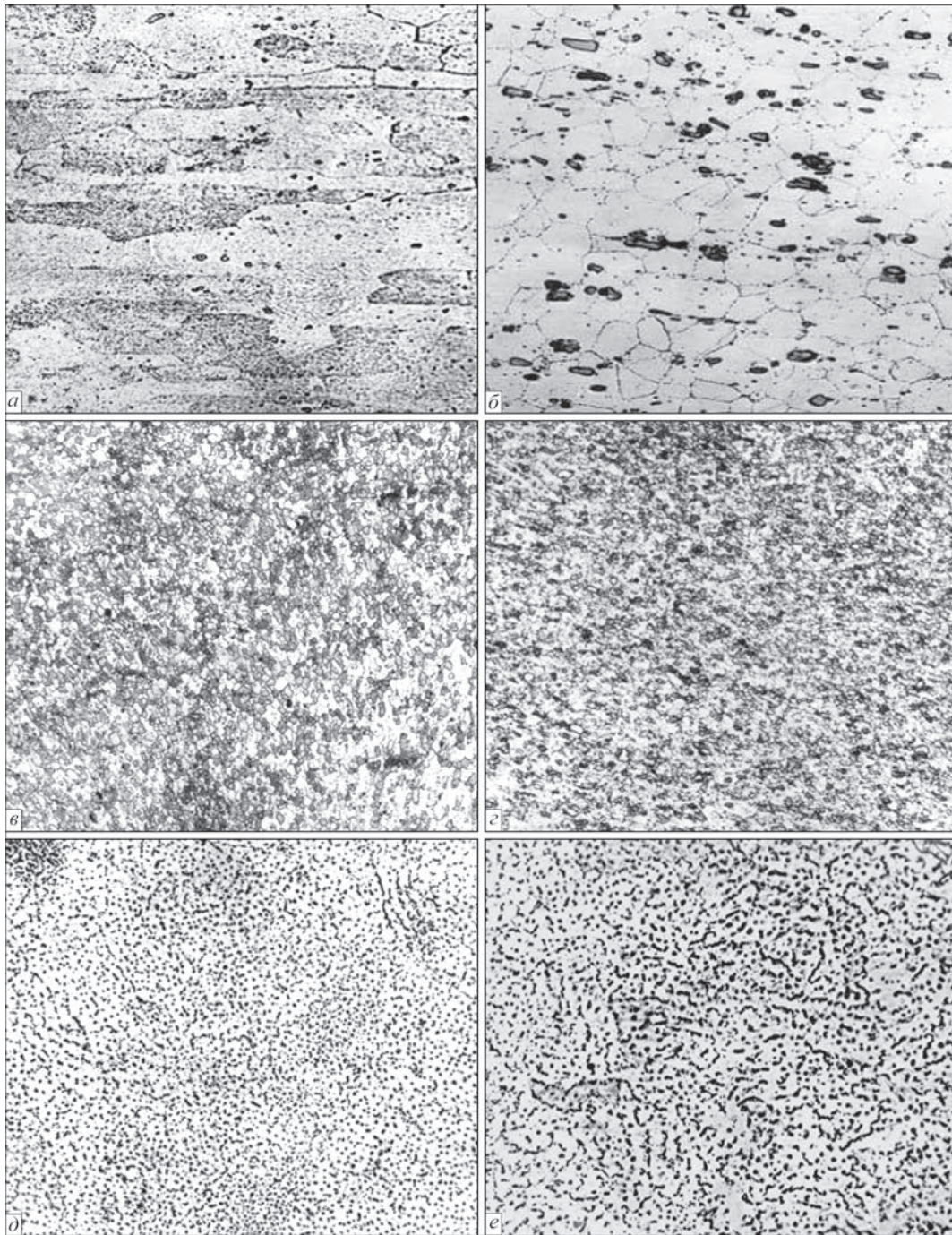


Рис. 3. Микроструктура ($\times 400$) основного металла (*a, б*) и швов (*в–е*), полученных при СТП (*в, з*) и АДСНЭ (*д, е*) сплавов 1460 (*a, в, д*) и 1201 (*б, з, е*) толщиной 2 мм

сетка мелкозернистых прослоек. Такие структурные преобразования в металле в зоне образования неразъемного соединения приводят к изменению твердости металла и его прочности.

Измерения твердости металла на образцах сварных соединений, полученных СТП, показали, что она значительно выше, чем на образцах, выполненных АДСНЭ. Такие сварные соединения сплава 1460 имеют твердость металла в шве и зоне сопряжения его с основным материалом (на расстоянии около 1,5 мм от оси шва) на уровне *HRB* 90, а минимальную твердость *HRB* 88...89 — на расстоянии около 5,8 мм от оси шва на грани-

це ЗТМВ и ЗТВ (рис. 4, *a*). Тогда как при АДСНЭ этого сплава даже с использованием присадочной проволоки Св1201Sc и колебаниями дуги твердость металла в центральной части шва составляет всего *HRB* 69, а в зоне сплавления шва с основным материалом (на расстоянии около 3,3 мм) — *HRB* 76...77.

При СТП сплава 1201 твердость металла в центральной части шва находится на уровне *HRB* 82, в зоне сопряжения шва с основным материалом — *HRB* 81, а на границе ЗТМВ и ЗТВ — *HRB* 95...96 (рис. 4, *б*). Соединения, полученные АДСНЭ с использованием присадочной проволоки со сканди-

ем и колебаниями дуги, имеют твердость металла в шве на уровне *HRB* 71, а в зоне сплавления его с основным материалом — *HRB* 73...74.

Разупрочнение металла в зоне образования неразъемного соединения при сварке этих термоупрочняемых сплавов происходит не только из-за структурных превращений, но и вследствие частичного распада твердого раствора и коагуляции частиц основных легирующих элементов в зонах, подвергаемых нагреванию даже в процессе СТП. Поэтому для их сварных соединений при необходимости используют термическую обработку (ТО), подразумевающую искусственное старение, в результате которого за счет фазовых превращений и стабилизации структуры металла происходит его упрочнение. Анализ распределения твердости металла в сварных соединениях сплава 1460, полученных СТП, после искусственного старения образцов (см. рис. 4, а) показал, что твердость металла в шве и зоне сопряжения его с основным материалом повысилась до *HRB* 104. При этом такой же уровень твердости металла наблюдается вплоть до границы между ЗТМВ и ЗТВ, где он снижается до *HRB* 100, а затем плавно повышается до уровня твердости основного материала (*HRB* 108...109). В сварных соединениях, полученных АДСНЭ с присадочной проволокой Св1201Sc, через участок которой пропускали электрический ток для создания колебаний дуги, после термической обработки также произошло повышение твердости металла. Но в центральной части шва она возросла всего до *HRB* 80, а в зоне сплавления шва с основным материалом — до *HRB* 90...91.

Подобные изменения твердости металла после искусственного старения образцов наблюдаются и в сварных соединениях сплава 1201 (см. рис. 4, б). В шве, полученном СТП, твердость металла повышается до *HRB* 86, а в зоне сопряжения его с основным материалом — до *HRB* 85. Тогда как при АДСНЭ твердость металла шва возрастает всего до *HRB* 77, а в зоне сплавления его с основным материалом — до *HRB* 81...82.

Характер распределения твердости металла в зоне образования неразъемного соединения позволяет установить самые слабые участки, на которых наиболее вероятны разрушения при механических испытаниях образцов. Так, при статическом растяжении образцов без проплава и усиления шва, полученных при АДСНЭ сплава 1460 с присадочной проволокой Св1201Sc и колебаниями дуги, их разрушение происходит по металлу шва, где твердость металла минимальная. Предел прочности их находится на уровне 265 МПа (таблица). Такие же образцы с усилением шва разрушаются в зоне сплавления шва с

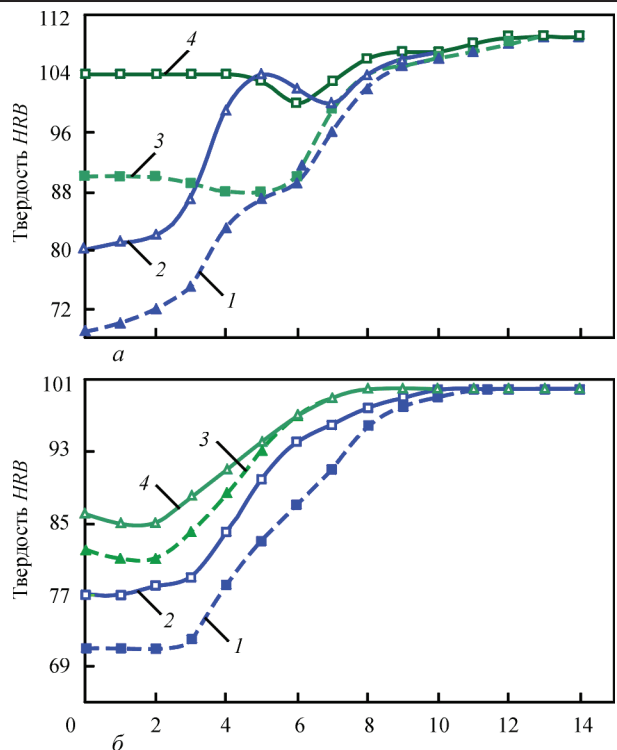


Рис. 4. Распределение твердости в сварных соединениях сплава 1460 (а) и 1201 (б) толщиной 2,0 мм, полученных АДСНЭ с колебаниями дуги при использовании присадочной проволоки Св1201Sc и СТП, непосредственно после сварки и после термической обработки образцов: 1 — Св1201Sc; 2 — Св1201Sc (ТО); 3 — СТП; 4 — СТП (ТО)

основным материалом и имеют предел прочности около 285 МПа. При этом сварные соединения, полученные СТП, имеют наиболее высокий (345 МПа) предел прочности. Образцы таких соединений, не имеющие ни проплава, ни усиления шва (исходя из особенностей этого процесса сварки), разрушаются на границе ЗТМВ и ЗТВ со стороны отхода инструмента.

Послесварочная термическая обработка позволила повысить предел прочности металла швов до 275 МПа, а предел прочности сварных соединений — до 300 МПа. Однако максимальный эффект искусственное старение оказывает на соединения, полученные СТП. Предел прочности их повышается до 420 МПа, что составляет 86 % предела прочности для основного материала. При этом место разрушения образцов не изменяется, поскольку твердость металла в зоне образования сварного соединения повышается, но характер ее распределения практически не изменяется — участки с минимальной твердостью металла сохраняются после искусственного старения в тех же местах, что и непосредственно после сварки.

Образцы сварных соединений сплава 1201, полученные СТП, разрушаются при статическом растяжении в ЗТМВ на участке сопряжения шва с основным материалом. При этом их предел прочности находится на уровне 310 МПа непосредственно

Предел прочности стыковых соединений алюминиевых сплавов 1460 и 1201 толщиной 2 мм, полученных СТП и АДСНЭ

Сплав	Способ сварки	Состояние	Присадочная проволока	Предел прочности σ_b , МПа	
				Образцы без проплава с усилением шва	Образцы без проплава и без усиления шва
1460	СТП	После сварки	–	–	$\frac{339...348}{345}$
		После ТО		–	$\frac{416...424}{420}$
	АДСНЭ с колебаниями дуги	После сварки	Св1201Sc	$\frac{283...289}{285}$	$\frac{262...270}{265}$
		После ТО		$\frac{295...309}{300}$	$\frac{269...279}{273}$
1201	СТП	После сварки	–	–	$\frac{305...315}{310}$
		После ТО		–	$\frac{318...323}{320}$
	АДСНЭ	После сварки	Св1201	$\frac{24...27}{25}$	$\frac{232...237}{235}$
		После ТО		$\frac{303...315}{307}$	$\frac{259...264}{261}$
	АДСНЭ с колебаниями дуги	После сварки	Св1201Sc	$\frac{287...296}{290}$	$\frac{240...252}{245}$
		После ТО		$\frac{310...317}{315}$	$\frac{265...277}{270}$

Примечание. В числителе приведены минимальные и максимальные значения показателя, в знаменателе — его средние значения по результатам испытания трех–пяти образцов.

ственно после сварки и на уровне 320 МПа после искусственного старения. Разрушение образцов с усилением шва, полученных АДСНЭ с присадочной проволокой Св1201Sc и колебаниями дуги, происходит в зоне сплавления шва с основным материалом. Предел прочности их непосредственно после сварки составляет 290 МПа, а после термообработки — 315 МПа. При снятии усиления шва местом разрушения образцов при их растяжении становится металл шва, предел прочности которого находится на уровне 245 МПа после сварки и 270 после искусственного старения.

Выводы

1. Применение сварочной проволоки Св1201Sc, содержащей 0,2 % Zr и 0,5 % Sc, при аргонодуговой сварке неплавящимся электродом алюминиевых сплавов 1460 и 1201 с колебаниями дуги, обусловленными отклонениями ее от вертикального положения в результате пропуска электрического тока через участок присадки, обеспечивает формирование мелких равноосных кристаллов по всему сечению шва. Однако при СТП в результате интенсивной пластической деформации металла в

зоне образования неразъемного соединения в шве образуется наиболее мелкодисперсная (3...5 мкм) структура.

2. Формирование неразъемного соединения в твердой фазе без расплавления свариваемых кромок и образование мелкодисперсной структуры швов при СТП позволяет получить более высокие значения предела прочности металла швов и сварных соединений алюминиевых сплавов 1460 и 1201, чем при АДСНЭ с колебаниями сварочной ванны даже при использовании сварочной проволоки, содержащей цирконий и скандий.

3. Искусственное старение сварных соединений, при котором происходят фазовые превращения и процессы стабилизации структуры подвергнувшегося тепловому воздействию металла, способствует их упрочнению. При этом максимальный уровень прочности (75 % для сплава 1201 и 86 % для сплава 1460) по сравнению с основным материалом обеспечивается после такой термической обработки образцов, полученных СТП.

Список литературы

1. Ищенко А. Я., Лабур Т. М. (2013) *Сварка современных конструкций из алюминиевых сплавов*. Киев, НПП «Издательство НАН Украины».
2. Белецкий В. М., Кривов Г. А. (2005) *Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технология, применение)*. Справочник. Фридляндер И. Н. (ред.). Киев, КОМИНТЕХ.
3. Ищенко А. Я., Лабур Т. М., Бернадский В. Н., Маковецкая О. К. (2006) *Алюминий и его сплавы в современных сварных конструкциях*. Киев, «Экотехнология».
4. Машин В. С., Покляцкий А. Г., Федорчук В. Е. (2005) Механические свойства соединений алюминиевых сплавов при сварке плавящимся и неплавящимся электродом. *Автоматическая сварка*, **9**, 43–49.
5. Лукин В. И. (1996) Sc – перспективный легирующий элемент для присадочных материалов. *Сварочное производство*, **6**, 13–14.
6. Ищенко А. Я. (2003) Алюминиевые высокопрочные сплавы для сварных конструкций. Т 1. *Прогресивні матеріали і технології*. Київ, Академперіодика, сс. 50–82.
7. Давыдов В. Г., Елагин В. И., Захаров В. В., Ростова Т. Д. (1996) О легировании алюминиевых сплавов добавками скандия и циркония. *Металловедение и термическая обработка металлов*, **8**, 25–30.
8. Бондарев Б. И., Елагин В. И. (1992) Новые алюминиевые сплавы, легированные скандием. *Технология легких сплавов*, **5**, 22–28.
9. Ishchenko A. Ya., Labur T. M. (1997) Weldable scandium-containing aluminium alloys. *Welding and Surfacing Review*, *Harwood academic publisher*.
10. Захаров В. В. (1997) Устойчивость твердого раствора скандия в алюминии. *Металловедение и термическая обработка металлов*, **2**, 15–20.
11. Ищенко А. Я., Покляцкий А. Г., Лозовская А. В. и др. (1990) Влияние параметров низкочастотной модуляции разнополярного тока прямоугольной формы на структуру шва при сварке алюминиевых сплавов. *Автоматическая сварка*, **9**, 23–27.
12. Бродягина И. В. (1998) Дуговая сварка алюминиевых сплавов с использованием магнитных полей. *Сварочное производство*, **9**, 48–51.
13. Покляцкий А. Г., Ищенко А. Я., Гринюк А. А. и др. (2002) Аргодуговая сварка алюминиевых сплавов неплавящимся электродом с колебаниями дуги. *Автоматическая сварка*, **2**, 18–22.
14. Thomas W. M., Nicholas E. D., Needham J. C. Church M. G., Templesmith P., Dawes C. J. (1991) *Friction Stir Butt Welding*. GB, Pat. Application № 9125978.8.
15. Маркашова Л. И., Покляцкий А. Г., Кушнарера О. С. (2013) Влияние способов сварки на структуру и механические свойства соединений алюминиевого сплава 1460. *Автоматическая сварка*, **3**, 20–25.
16. Федорчук В. Е., Кушнарера О. С., Алексеенко Т. А., Фальченко Ю. В. (2014) Особенности легирования скандием металла швов сварных соединений высокопрочных алюминиевых сплавов. *Там же*, **5**, 30–34.

References

1. Ishchenko, A.Ya., Labur, T.M. (2013) *Welding of modern structures of aluminium alloys*. Kiev, SPE NASU [in Russian].
2. Beletsky, V.M., Krivov, G.A. (2005) *Aluminium alloys (composition, properties, technology, application)*. In: Refer. Book. Ed. by I.N. Fridlyander. Kiev, COMINTEX [in Russian].
3. Ishchenko, A.Ya., Labur, T.M., Bernadsky, V.N., Makovetskaya, O.K. (2006) *Aluminium and its alloys in modern welded structures*. Kiev, Ekotekhnologiya [in Russian].
4. Mashin, V.S., Poklyatsky, A.G., Fedorchuk, V.E. (2005) Mechanical properties of aluminium alloys in consumable and nonconsumable electrode arc welding. *The Paton Welding J.*, **9**, 39-45.
5. Lukin, V.I. (1996) Sc is the prospective alloying element for filler materials. *Svarochn. Proizvodstvo*, **6**, 13-14 [in Russian].
6. Ishchenko, A.Ya. (2003) Aluminium high-strength alloys for welded structures. Vol. 1: *Advanced materials and technologies*. Kyiv, Akadempriodyka, 50-82 [in Russian].
7. Davydov, V.G., Elagin, V.I., Zakharov, V.V., Rostova, T.D. (1996) On alloying of aluminium alloys with additions of scandium and zirconium. *Metallovedenie i Termich. Obrab. Metallov*, **8**, 25-30 [in Russian].
8. Bondarev, B.I., Elagin, V.I. (1992) New aluminium alloys, doped with scandium. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, **5**, 22-28 [in Russian].
9. Ishchenko, A.Ya., Labur, T.M. (1997) Weldable scandium-containing aluminium alloys. *Welding and Surfacing Review*, *Harwood Academic Publisher*, **9**.
10. Zakharov, V.V. (1997) Stability of scandium solid solution in aluminium. *Metallovedenie i Termich. Obrab. Metallov*, **2**, 15-20 [in Russian].
11. Ishchenko, A.Ya., Poklyatsky, A.G., LOzovskaya, A.V. et al. (1990) Influence of parameters of low-frequency modulation of rectangular bipolar current on weld structure in welding of aluminium alloys. *Avtomatich. Svarka*, **9**, 23-27 [in Russian].
12. Brodyagina, I.V. (1998) Arc welding of aluminium alloys using magnetic fields. *Svarochn. Proizvodstvo*, **9**, 48-51 [in Russian].
13. Poklyatsky, A.G., Ishchenko, A.Ya., Grinyuk, A.A. et al. (2002) Non-consumable electrode argon-arc welding of aluminium alloys with arc oscillations. *The Paton Welding J.*, **2**, 18-22.
14. Thomas, W.M., Nicholas, E.D., Needham, J.C., Church, M.G., Templesmith, P., Dawes, C.J. (1991) *Friction stir butt welding*. Int. Pat. Appl. PCT/GB 92/02203; GB Pat. Appl. 9125978.8.
15. Markashova, L.I., Poklyatsky, A.G., Kushnaryova, O.S. (2013) Influence of welding processes on the structure and mechanical properties of welded joints of aluminium alloy 1460. *The Paton Welding*, **3**, 18-23.
16. Fedorchuk, V.E., Kushnaryova, O.S., Alekseenko, T.A., Falchenko, Yu.V. (2014) Peculiarities of alloying of weld metal of high-strength aluminium alloy welded joints with scandium. *Ibid.*, **5**, 28-32.

МІЦНІСТЬ ЗВАРНИХ З’ЄДНАНЬ ТЕРМОЗМІЦНЕНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ПРИ ЗВАРЮВАННІ ТІГ ТА ЗТП

А. Г. ПОКЛЯЦЬКИЙ, С. І. МОТРУНІЧ

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Досліджено вплив модифікаторів цирконію і скандію в присадочному дроті та коливань дуги, обумовлених пропусканням електричного струму через ділянку присадки при аргодуговому зварюванні неплавким електродом, а також процесу зварювання тертям з перемішуванням на формування структури швів тонколистових алюмінієвих сплавів 1460 та 1201. Побудовано криві розподілу твердості металу в зоні формування нероз’ємних з’єднань і визначено межу міцності зразків безпосередньо після зварювання та після їх штучного старіння. Показано, що застосування зварювання тертям з перемішуванням дозволяє отримати більш високі значення межі міцності металу швів і зварних з’єднань алюмінієвих сплавів 1460 та 1201, ніж у зв’язку з автоматизованим аргодуговим зварюванням неплавким електродом з коливаннями зварювальної ванни навіть при використанні зварювального дроту, що містить цирконій і скандій. При

цьому після штучного старіння зразків, при якому відбуваються фазові перетворення і процеси стабілізації структури металу, що піддавався термічній обробці, забезпечується максимальний рівень міцності (75 % для сплаву 1201 та 86 % для сплаву 1460) в порівнянні з основним матеріалом. Бібліогр. 16, табл. 1, рис. 4.

Ключові слова: термозміцнюючий алюмінієвий сплав, аргонодугове зварювання з коливаннями дуги, зварювання тертям з перемішуванням, мікроструктура, твердість, міцність

STRENGTH OF WELDED JOINTS OF HEAT-HARDENABLE ALUMINIUM ALLOYS IN TIG AND FRICTION STIR WELDING

AG P OKLYATSKIIS I M OTRUNICH

E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: office@paton.kiev.ua

Influence of zirconium and scandium modifiers in the filler wire and of arc oscillations due to electric current flowing through the filler section in consumable electrode argon-arc welding, as well as of friction stir welding process on formation of weld structure in sheet aluminium alloys 1460 and 1201, was studied. Curves of metal hardness distribution in the zone of permanent joint formation were plotted, and ultimate strength of samples was determined directly after welding and during their artificial ageing. It is shown that application of friction stir welding yields higher values of ultimate strength of the metal of welds and welded joints on aluminium alloys 1460 and 1201, than in nonconsumable electrode automated argon-arc welding with weld pool oscillations, even at application of welding wire with zirconium and scandium. Here, the maximum strength level (75% for alloy 1201 and 86% for alloy 1460), compared to base material, is achieved after artificial ageing of samples, at which phase transformations and processes of stabilization of the structure of metal after thermal impact, take place. 16 Ref., 1 Tabl., 4 Fig.

Keywords: heat-hardenable aluminium alloy, argon-arc welding with arc oscillation, friction stir welding, microstructure, hardness, strength

Поступила в редакцію 23.10.2018

SAVE THE DATE

IIW BRATISLAVA 2019

THE 72ND IIW ANNUAL ASSEMBLY AND INTERNATIONAL CONFERENCE

Bratislava, Slovakia

7th – 12th July 2019

The annual event of the International Institute of Welding IIW 2019

www.iw2019.com

The main topic of the International Conference:
New Progressive Materials and Welding Methods in the Automotive Industry

Hosted by   Conference Secretariat 