

ГИБРИДНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ, СОВМЕЩАЮЩАЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВУЮ СВАРКУ И СВАРКУ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ В ПРОЦЕССАХ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКИ ИЗ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ

А. Л. МАЙСТРЕНКО¹, В. М. НЕСТЕРЕНКОВ², Р. В. СТРАШКО², С. Д. ЗАБОЛОТНЫЙ¹, В. Н. ТКАЧ¹

¹Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины.

04074, Киев-74, ул. Автозаводская, 2. E-mail:alcon@ism.kiev.ua

²ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Разработан технологический процесс обработки трением с перемешиванием поверхностных слоев деталей из магниевых и алюминиевых сплавов с целью их модификации, направленной на формирование слоя мелкозернистой структуры сплава (размер зерна 1,2...4,5 мкм), что в 16...63 раза меньше размеров зерен основного металла сплава (75,8 мкм). Показано образование микротрещин на границе сопряжения металла шва электронно-лучевой сварки и основного металла магниевого сплава МЛ10, а также их отсутствие при сварке через промежуточную зону с модифицированной мелкозернистой структурой, что дало возможность увеличить прочность ЭЛС соединений сплава МЛ10. Библиогр. 8, табл. 1, рис. 13.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, сварка трением с перемешиванием, модифицированная мелкозернистая структура, размер зерна микроструктуры

Магниевые сплавы особо востребованы в авиационной и космической технике ввиду того, что они отличаются относительно высокой прочностью при малом удельном весе [1–4]. Конструкционные магниевые сплавы подразделяются на деформируемые и литейные. Основные легирующие элементы в литейных сплавах — алюминий, цинк, марганец, кремний, церий, цирконий, торий. Однако при всех положительных качествах и свойствах эти сплавы относятся к категории трудносвариваемых. Сложности эти обусловлены, прежде всего, образованием в сварных швах дефектов типа пор и раковин ввиду того, что в зоне воздействия электрической дуги возникают локальные температуры, превышающие не только температуру плавления цинка (419,5 °С), но и температуру его испарения (907 °С), что вызывает образование упомянутых выше дефектов. Поэтому все исследования, направленные на получение сплошного, однородного и прочного сварного соединения деталей из деформируемых и литейных магниевых сплавов безусловно актуальны. Одним из наиболее перспективных видов сварки в данном случае представляется электронно-лучевая сварка (ЭЛС) в вакууме.

Исследования свариваемости в вакууме магниевых сплавов МЛ электронным пучком проводились на установке УЛ-209М с компьютерным управлением всеми параметрами и системами, созданной в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины

[5] (рис. 1). Установка УЛ-209М укомплектована энергетическим комплексом на базе ЭЛА-60/60 и электронно-лучевой пушкой, перемещаемой внутри вакуумной камеры по линейным координатам X, Y, Z , а также поворачиваемой вокруг оси $Y-Y$ по координате QG на угол $0...90^\circ$. Воздух из вакуумной камеры с внутренними размерами $3850 \times 2500 \times 2500$ мм и объемом $24,1 \text{ м}^3$ откачивается в автоматическом режиме управления до рабочего вакуума $2,66 \times 10^{-2}$ Па за время менее 30 мин. При ускоряющем напряжении $U_{\text{уск}} = 60$ кВ электронно-лучевая пушка с металлическим вольфрамовым катодом совместно с энергетическим комплексом ЭЛА-60/60 обеспечивает



Рис. 1. Установка УЛ-209М

диапазон тока электронного пучка $I_{\text{п}} = 0...500$ мА, а также выполнение различных технологических разверток пучка в процессе электронно-лучевой сварки. Точность позиционирования электронно-лучевой пушки по координатам не ниже 0,1 мм. Изображение места сварки визуализируется во вторично-эмиссионных электронах, а также совмещение электронного пучка со стыком обеспечивается системой РАСТР с точностью не хуже 0,1 мм, [6].

Формирование канала в расплавленном металле обусловлено следующими факторами: испарением материала, вытеснением жидкого металла давлением электронов пучка, вытеснением жидкого металла давлением отдачи при испарении, силой поверхностного натяжения и гидростатическим давлением жидкого металла. Давление расплавленного металла существенно влияет на формирование сварного шва и образование дефектов. Особенно сильное влияние этого давления сказывается при сварке металлов толщиной $\delta_{\text{м}} \geq 20$ мм. В связи с этим для решения задачи сварки металлов средней и большой толщины было изменено положение электронного пучка и сварочной ванны на горизонтальное, что обеспечило более благоприятные условия переноса жидкого металла в кратере. Горизонтальное расположение ванны также облегчает дегазацию жидкого металла и его рафинирование.

Сварку литейного магниевого сплава МЛ10 толщиной $\delta_{\text{м}} = 6$ мм выполняли также вертикальными швами без выводных планок горизонтальным электронным пучком по схемам снизу-вверх и сверху-вниз. Образцы размером $150 \times 100 \times 6$ мм проходили предварительную обработку трением с перемешиванием (СТП). Анализ проведенных экспериментов показал, что вертикальные швы, выполненные горизонтальным электронным пучком, формируются удовлетворительно по обеим схемам. Как показано на рис. 2, при скорости сварки $v_{\text{св}} = 20$ мм/с, перефокусе $+ \Delta I_{\text{ф}} = 30$ мА, диаметре круговой технологической развертки электронного пучка $d_{\text{круг}} = 1$ мм и рабочем расстоянии $l_{\text{раб}} = 200$ мм ширина шва в корневой части по обеим схемам растет с увеличением тока

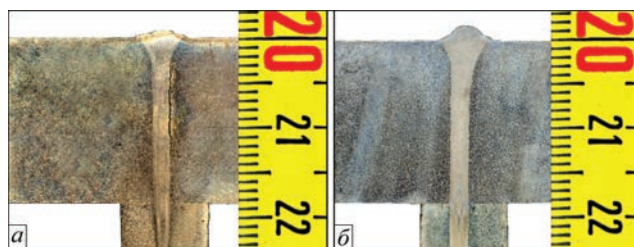


Рис. 2. Макроструктура сварного соединения магниевого сплава МЛ10 толщиной $\delta_{\text{м}} = 18,5$ мм. Режим ЭЛС в нижнем положении с выводной планкой: а — без предварительной обработки способом СТП; б — с обработкой способом СТП

сварки. Дефектов в виде подрезов, занижений и трещин в расплаве, по линии сплавления и в зоне термического влияния (ЗТВ) не выявлено.

Так как дендриты металла шва начинают расти от зерен основного металла на границе сплавления, размер кристаллитов зависит и от величины этих зерен. Химическая неоднородность отрицательно влияет на конечные физико-химические свойства сварных соединений, а в процессе кристаллизации сварочной ванны способствует образованию дефектов в швах — кристаллизационных трещин. К числу основных мер, направленных на устранение микрохимической неоднородности, относится повышение скорости кристаллизации и, соответственно, уменьшение размеров дендритов и междендритных участков. Поэтому предварительное измельчение зерен основного металла способствует некоторому уменьшению размеров кристаллитов шва. Известно, что ЗТВ в цветных металлах и сплавах, в том числе и магниевых, состоит из структурных участков, аналогичных участкам в стали: участок частичного расплавления — узкая переходная полоска от металла шва к основному металлу, включающая подплавленные и затвердевшие зерна основного металла. На этом участке твердо-жидкого состояния кристаллиты шва срачиваются с крупными зёрнами основного металла. Здесь возможна ликвация примесей, поэтому данный участок оказывает существенное влияние на качество сварного соединения. Образование жидких прослоек на границах зерен приводит к снижению механических свойств сварных соединений и, нередко, к возникновению трещин.

Как показало фрактографическое исследование поверхностей изломов образцов, выполненное на микроскопах «Neophot-32» и «Versomet», разрушение металла, которое отражает состояние перегрева в зоне сплавления шва с основным металлом, происходит параллельно оси прикладываемой нагрузки. При дуговых способах сварки в структуре металла зоны сплавления имеет место утолщение границ зерен, а также наблюдается наличие тройных стыков и значительное количество эвтектики. В отличие от отмеченного выше при ЭЛС образуется в основном полиэдрическая структура, эвтектик формируется меньше, что положительно влияет на уровень твердости металла.

Структура шва мелкодисперсная, литая, состоит из α -твердого раствора сложного состава и равномерно распределенных выделений фазы (по-видимому) Mg_4Al_3 (рис. 3). Кроме того, следует отметить наличие округлых выделений светлого цвета (рис. 4). Твердость шва достигает $HV01 = 658...782$ МПа.

При удалении от линии сплавления в структуре увеличивается количество мелкого зерна, струк-

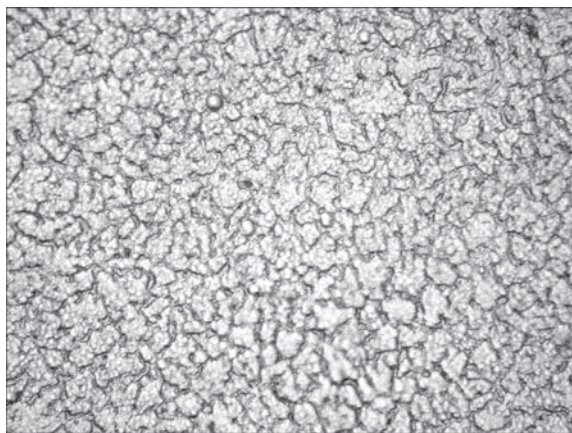


Рис. 3. Микроструктура сварного шва магниевого сплава МЛ10, выполненного ЭЛС, ($\times 1000$)

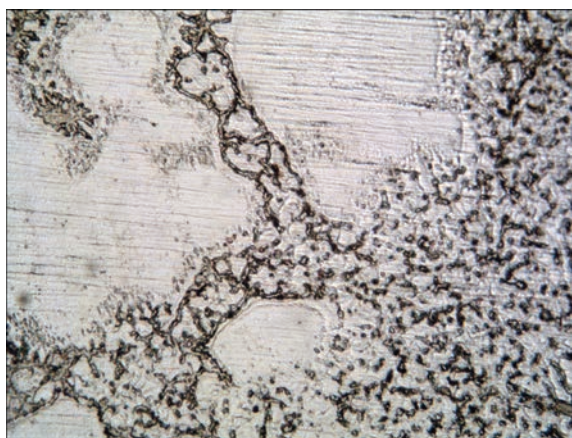


Рис. 4. Микроструктура сплава МЛ10 по линии шва, выполненного ЭЛС, ($\times 500$)

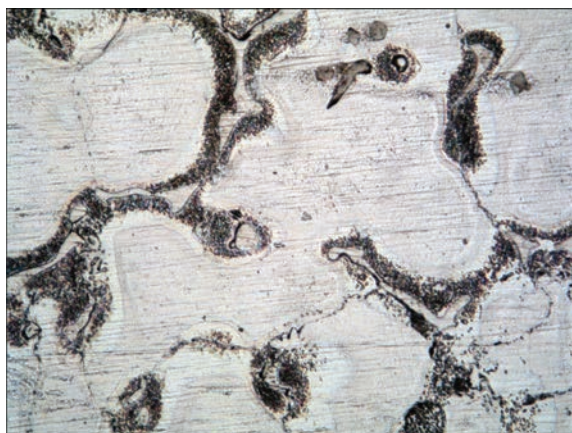


Рис. 5. Микроструктура основного металла сплава МЛ10, ($\times 500$)

турные составляющие остаются те же. Структура основного металла состоит из чередующихся полос зерен разного размера (рис. 5). В структуре следует отметить меньшее количество включений и нерастворившейся фазы (вероятно Mg_4Al_3) по сравнению со структурой ЗТВ. Твердость на краю образца составляет $HV01$ — 762...772 МПа.

Гибридная технология (СТП+ЭЛС). По сравнению с известными способами сварки плавлением электронно-лучевая сварка характеризуется

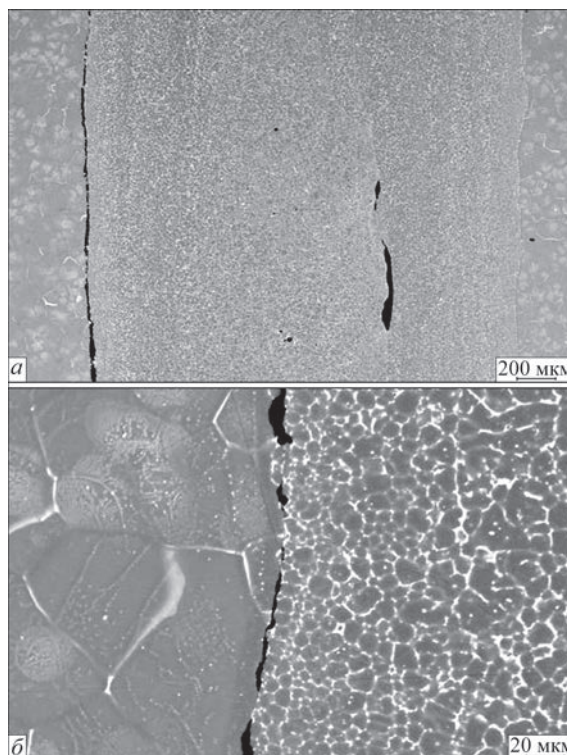


Рис. 6. Отслоение металла шва ЭЛС от основного металла в образце магниевого сплава МЛ10

высокой удельной концентрацией энергии, идеальными условиями вакуумной защиты расплавленного металла, высокой скоростью сварки, низкими значениями погонной энергии, небольшой шириной ЗТВ, узкой зоной проплавления и малым объемом сварочной жидкофазной ванны, незначительными тепловыми деформациями свариваемых деталей, высокой гибкостью и большим диапазоном технологических возможностей, чем выгодно отличается от дуговых способов сварки плавлением. Тем не менее, при сварке магниевых сплавов плавлением происходят структурные превращения в металле шва и околошовной зоны. Такие участки приобретают разные механические свойства, вследствие чего прочность сварного соединения в сравнении с основным металлом уменьшается в некоторых случаях до 50...60 %, а по линии сплавления и в околошовной зоне наблюдается образование трещины (рис. 6).

Поэтому разработка гибридной технологии, которая бы объединяла высокую технологичность электронно-лучевой сварки и возможности создания высокопрочных соединений сваркой трением с перемешиванием, для использования в производстве и восстановления ресурса конструкций авиационной и космической техники из алюминиевых и магниевых сплавов своевременна и актуальна. Полученные технологические возможности были также использованы для модификации структуры литейного магниевого сплава МЛ10 за счет влияния процесса трения с перемешиванием

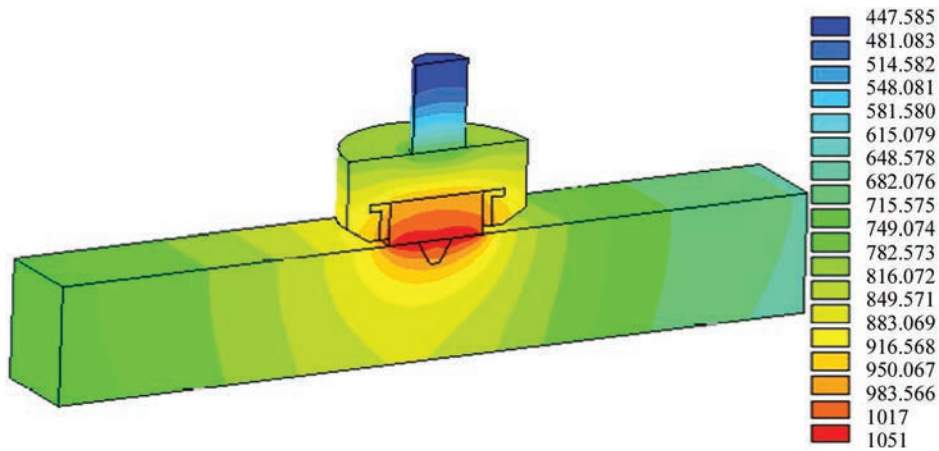


Рис. 7. Схема способа трением с перемешиванием

на изменение структуры поверхностного слоя деталей, которые затем свариваются электронно-лучевой сваркой. Идея модифицирования структуры состояла в целенаправленном измельчении размеров зерен в обрабатываемом слое основного металла на глубину 6...8 мм.

Влияние предварительной обработки поверхностных слоев свариваемых деталей трением с перемешиванием. Способ сварки трением с перемешиванием (СТП) был предложен в 1991 г. в Британском институте сварки [7]. Эта технология относится к способам твердофазного соединения и отличается от традиционных способов сварки трением. Основной принцип осуществления СТП состоит в следующем: инструмент состоит из штифта малого диаметра и бурта

(рис. 7, 8), которые при вращении вдавливаются в свариваемый металл, генерируя выделение тепла при работе трения между поверхностями инструмента и свариваемого металла и работы пластических деформаций. В результате этого металл локально нагревается до температуры достаточной для снижения его твердости и пластификации до вязко-пластического состояния, после чего инструмент перемещается вдоль линии разделения деталей, пластически перемешивая металл прилегающих поверхностных слоев стыкуемых деталей, чем и формирует неразъемное соединение. Таким образом, формируется сварное соединение при температурах намного меньших, чем при жидкофазной сварке плавлением, что существенно отражается не только на структуре сформированного сварного шва, его прочности, но также в минимизации остаточных напряжений в ЗТВ и температурных деформаций, что весьма привлекает авиационную и автомобильную промышленность. В настоящее время в этих отраслях реализуется множество примеров СТП металлов толщиной 1...10 мм.

Известно, что способ СТП по сравнению со сваркой плавлением располагает рядом преимуществ, состоящих, в частности, в возможности формирования соединения в твердой фазе, высокой производительностью и качеством сварки (отсутствие пористости, включений, раковин), широкой номенклатурой свариваемых однородных и разнородных металлов с различными физико-химическими свойствами, отсутствием вспомогательных сварочных материалов — электродов, флюсов, защитных газов и возможности выполнения операций в любых пространственных положениях.

Как было показано в работе [8] при сварке трением с перемешиванием исходная крупнозернистая структура основного металла преобразуется в зоне перемешивания в мелкозернистую. Кроме этого, в металле свариваемых поверхностных слоев разрушаются кристаллиты, сформированные в



Рис. 8. Общий вид инструмента, выполненного из стали P18 (а) и процесс обработки поверхностного слоя блока сплава МЛ10 способом СТП (б)

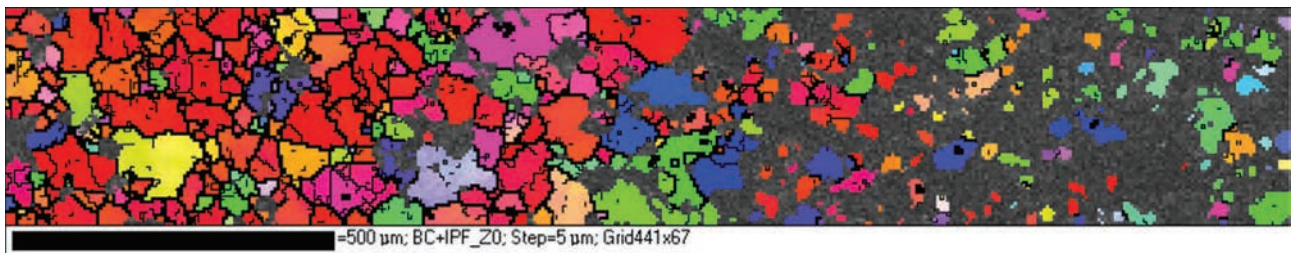


Рис. 9. Микроструктура сплава МЛ10 на границе сопряжения исходного металла и модифицированного слоя (после обработки трением с перемешиванием на глубину 6 мм), полученная методом дифракции отраженных электронов

процессе первичной кристаллизации (после литья сплава), и устраняется направленная от прокатки ориентация зерен, а также существенно уменьшается их размер (рис. 9).

Гибридная технология (СТП+ЭЛС) была опробована при сварке магниевого сплава МЛ10 толщиной $\delta_m = 20$ мм по схеме вертикальным электронным пучком в нижнем положении с выводной планкой из этого же сплава. Предварительно поверхностные слои свариваемых образцов обрабатывали методом СТП на вертикальном консольно-фрезерном станке модели 6Л12П на глубину до 6 мм при скорости вращения инструмента 800 об/мин и линейной скорости перемещения инструмента 31,5 мм/мин (см. рис. 8, б). После обработки трением с перемешиванием поверхности свариваемых кромок фрезеровались. ЭЛС образцов встык производили в специальном приспособлении из немагнитных материалов. Как показано на рис. 2, геометрия проплавления сформированных сварных соединений имеет по глубине практически параллельные стенки сплавления с основным материалом. Проведенные исследования по отработке гибридной технологии (СТП+ЭЛС) сварки магневых сплавов МЛ толщиной в диапазоне $\delta_m = 5...30$ мм показали стабильность формирования сварных соединений.

Таким образом, установлено, что при гибридной технологии (СТП+ЭЛС) вертикальным электронным пучком в нижнем положении и горизонтальным электронным пучком по схемам снизу-вверх и сверху-вниз наблюдалось удовлетворительное формирование сварных соединений

и исключение дефектов в магневых сплавах МЛ при сквозном проплавлении на толщинах образцов до $\delta_m \leq 10$ мм даже без применения выводных планок. При переходе на сварку образцов магневых сплавов МЛ толщиной более $\delta_m > 10$ мм появляется необходимость применения выводных планок из-за образования в корневой части шва подрезов и занижений, которые имеют место на всех рассмотренных схемах при сквозном проплавлении.

Металлографические исследования сварных соединений магниевого сплава МЛ10 подразделялись следующим образом. На одном образце (№ 1) расположено сварное соединение, полученное по гибридной технологии, совмещающей сварку трением с перемешиванием и электронно-лучевую сварку (СТП+ЭЛС). Такая последовательность воздействия на металл предполагает предварительное изменение исходной структуры предназначенных для сварки поверхностных слоев металла сплава с их последующей электронно-лучевой сваркой. На другом же образце (№ 2) выполнено сварное соединение, полученное обычным способом ЭЛС без применения способа СТП. Структуру выявляли путем химического травления в 10 %-м водном растворе лимонной кислоты.

Микроструктура швов исследованных образцов представляет собой смесь δ -фазы (раствор на основе Mg) и интерметаллидов (см. рис. 4, 5). Структура шва литая, мелкодисперсная, твердость металла шва обр. № 1 $HV05 = 779...906$ МПа, обр. № 2 $HV05 = 826...934$ МПа. В микроструктуре металла шва исследованных образцов обнаружены

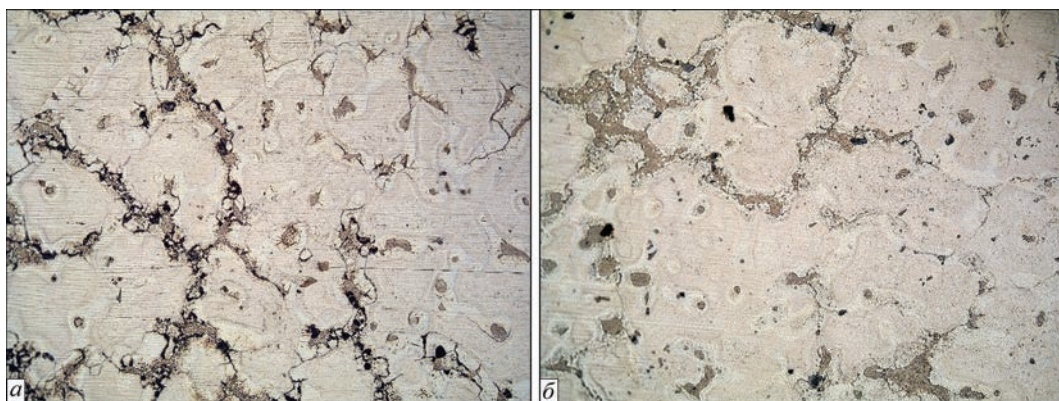


Рис. 10. Микроструктура ($\times 200$) участков ЗТВ образцов № 1 (а) и № 2 (б)

(см. рис. 4) частицы различной формы. Выделения такого же типа присутствуют и в ЗТВ (рис. 10) и в основном металле исследованных образцов (см. рис. 4, 5). Структуры металла швов обр. № 1 и обр. № 2 отличаются несколько более крупными размерами структурных составляющих в шве образца № 2 по сравнению с обр. № 1. Структура металла ЗТВ в образце № 1 и образце № 2 представляет собой крупные зерна твердого раствора легирующих элементов в Mg, по границам зерен располагается сжимающая их более твердая эвтектическая смесь твердого раствора (δ -раствора) и интерметаллического соединения. Следует отметить, что эвтектическая смесь по границам зерен продолжает структуру шва (см. рис. 4). Количество эвтектики по мере удаления от линии сплавления уменьшается и на расстоянии 500 мкм (обр. № 1) и 700 мкм (обр. № 2) эвтектическая смесь располагается по границам зерен δ -твердого раствора только небольшими фрагментами. Протяженность ЗТВ в образце № 1 достигала 1200 мкм, а в образце № 2 — 1500 мкм.

Микроструктура основного металла (см. рис. 5) состоит из зерен δ -твердого раствора (твердость HV01 — 612...665 МПа), по границам выделяется эвтектика (HV01 — 946 МПа), в центрах эвтектических выделений выпадает светлая фаза с твердостью HV01 — 1400, 1330 МПа, твердость зерен δ -твердого раствора вблизи эвтектики достигает HV01 — 707 МПа.

Механические свойства соединений, выполненных ЭЛС. Контроль качества сварных соединений магниевого сплава МЛ10 выполнен посредством проведения механических испытаний. В результате испытаний на разрыв кроме величины $\sigma_{\text{в}}$ определялись и другие параметры прочности сварного соединения: $\sigma_{0,2}$, δ и ψ (см. таблицу). Образцы сварных соединений магниевого сплава МЛ10 испытывались в исходном состоянии поставки, после электроннолучевой сварки, а также после гибридной технологии (СТП+ЭЛС). Испытания сварных соединений на разрыв производились на цилиндрических образцах с диаметром рабочей части $d_0 = 3$ мм.

Как следует из рис. 11, разрушение образцов из магниевого сплава МЛ10 после ЭЛС происходит

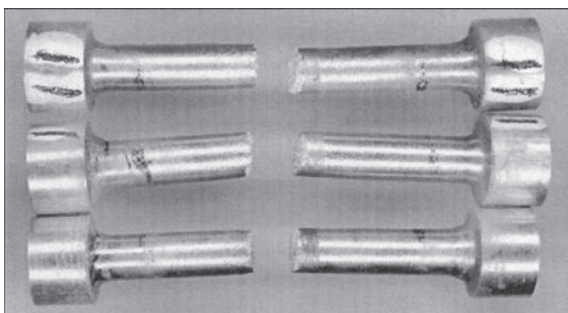


Рис. 11. Образцы магниевого сплава МЛ10, сваренные ЭЛС, после механических испытаний на разрыв

преимущественно по линии сплавления и ЗТВ. Разрушение образцов из магниевого сплава МЛ10, прошедших обработку по гибридной технологии (СТП+ЭЛС), происходит вдали от шва и вне зоны термического влияния (рис. 12). Пластичность сварных соединений (δ , ψ) увеличивается незначительно по сравнению с пластичностью основного металла, а вязкость $\alpha_{\text{н}}$ увеличивается на 30 % и более. Прочность сварных соединений, полученных по гибридной технологии (СТП + ЭЛС), увеличивается по сравнению с прочностью сварных соединений, полученных при обычной ЭЛС без применения трения с перемешиванием, и достигает величины $\sigma_{\text{в CB}}/\sigma_{\text{в OM}} = 94 \%$.

Следует заметить, что на границе сопряжения зоны рекристаллизации металла шва после ЭЛС через жидкую фазу и основного металла магниевого сплава МЛ10 наблюдается образование микротрещин (см. рис. 6). Рассмотрим более детально это явление и проведем приблизительную оценку причины его образования. Известно, что модуль объемного сжатия магниевого сплава МЛ10 равняется 41,2 ГПа, коэффициент температурного расширения при комнатной (20 °С) температуре $\alpha = 0,0000225 \text{ K}^{-1}$, а при температуре 650 °С жидкой фазы $\alpha = 0,000102 \text{ K}^{-1}$ [3, 4], то есть их соотношение достигает 4,53 раза. Таким образом, мы можем оценить величину температурных напряжений (ТН), которые возникают в металле шва, полученного ЭЛС, за счет термоупругого несоответствия с характеристиками основного металла при остывании после сварки от температуры жидкой фазы сплава МЛ10 (650 °С) до комнатной температуры: $\sigma_{\text{ТН}} \approx K\Delta\alpha\Delta T \approx 41200 \cdot 0,00008 \cdot 600 = 1997 \text{ МПа}$. В связи с тем, что сформированные термические напряжения достигают уровня $\sigma_{\text{ТН}} \approx 2 \text{ ГПа}$, а предел прочности этого сплава при растяжении (комнатная температура) равен только $\sigma_{\text{в}} = 226 \text{ МПа}$, становится очевидным, что образование микротрещин по границе сопряжения этих зон обусловлено действием

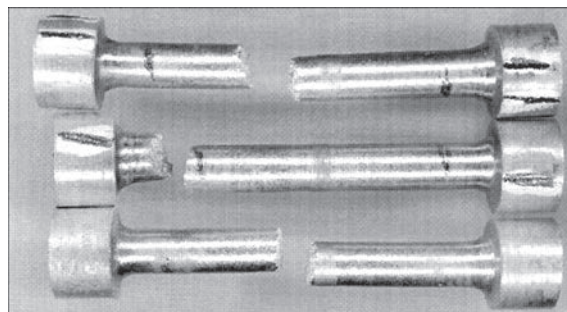


Рис. 12. Общий вид образцов магниевого сплава МЛ10 с модифицированной (СТП) структурой слоев сплава, прилегающих к сварному стыку, а затем сваренных ЭЛС ($U_{\text{иск}} = 60 \text{ кВ}$; $I_{\text{н}} = 50 \text{ мА}$; $v_{\text{ЭЛС}} = 20 \text{ мм/с}$; $\Delta I_{\text{ф}} = 5 \text{ мА}$; $I_{\text{раб}} = 200 \text{ мм}$) после механических испытаний на одноосное растяжение

Механические свойства сварных соединений магниевого сплава МЛ10

Тип образца	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
Основной металл	230,6	140,0	5,9	11,1
После ЭЛС	197,9	134,3	6,5	12,0
После ЭЛС деталей с модифицированными СТП поверхностными слоями	216,8	153,9	6,6	12,5

закритических растягивающих напряжений. Очевидно, и снижение прочности сварного соединения сплава МЛ10, полученного ЭЛС, обусловлено возникновением микротрещин по границе сопряжения тела шва с основным металлом (см. рис. 6). Таким образом, можно сделать вывод, что предложенная гибридная технология (СТП + ЭЛС) по сравнению с обычной ЭЛС позволяет существенно изменить ситуацию, увеличив прочностные характеристики сварного соединения магниевого сплава, причем при сохранении его пластичности (см. табл.). В связи с этим, предложено перед ЭЛС производить процедуру предварительного изменения структуры основного металла, то есть ее модификацию, которая заключается в целенаправленном измельчении зерен металла поверхностных слоев свариваемых деталей.

Как мы уже отмечали выше, сущность процесса модификации структуры во время ТП (СТП) состоит в измельчении зерна в обрабатываемом слое на глубину 6...8 мм по сравнению с основным металлом [6] (см. рис. 6, 9). Это измельчение, согласно закону Петча–Холла, может привести к повышению прочности металла в этой зоне. К тому же, на основании анализа изображения на рис. 9 можно сделать вывод о состоянии кристаллитов в деформированных зонах СТП и ЭЛС.

Так, с помощью метода дифракции отраженных электронов на растровом электронном микроскопе ZEISS EVO, оснащенный энерго-дисперсионным анализатором INCA PENTA Fx3, в зоне ТП наблюдается разрушение и разориентация кристаллитов исходного металла, что приводит к формированию мелкозернистой структуры сплава (размер зерна 1,2...4,5 мкм), а это в 16...63 раза меньше размеров зерен (75,8 мкм) в исходном металле. При этом следует отметить, что исходная ориентация кристаллитов (в основном металле) в модифицированном слое полностью разориентирована (рис. 9).

Изменение параметров структуры модифицированных образцов сплава МЛ10 зависит от параметров движения инструмента (скорости вращения инструмента и скорости сварки). Изображение границ зерен сопряженных модифицированного слоя и основного металла магниевого сплава МЛ10, полученное с помощью растрового элек-

тронного микроскопа и представленное на рис. 9, свидетельствуют о высокой степени влияния процесса модификации на изменение структурного состояния сплава в виде значительного измельчения зерен основного металла.

Именно эта особенность изменения структуры магниевого сплава МЛ10, полученная в результате предварительной модификации поверхностного слоя (на глубину 6 мм) трением с перемешиванием, была использована для дальнейшего соединения деталей изделия ЭЛС в вакууме с целью повышения прочности сварного шва. На рис. 13 представлена структура образца магниевого сплава МЛ10, полученного в результате соединения его частей способом электронно-лучевой сварки после предварительной обработки поверхностных слоев трением с перемешиванием. При этом отметим, что после ЭЛС между зоной рекристаллизации и основным металлом образовывается промежуточная структурированная мелкозернистая область, в которой уже не наблюдается горячих трещин (см. рис. 6). Фрактрографическое исследование состояния структуры сварного соединения с модифицированным слоем (после обработки трением с перемешиванием на глубину 6 мм) показало, что благодаря предваряющей обработке поверхностных слоев торцов деталей трением с перемешиванием следующая ЭЛС проходит уже не по сплаву в исходном состоянии с размером зерна 75,8 мкм (рис. 13), а по металлу со сформированной ТП мелкозернистой

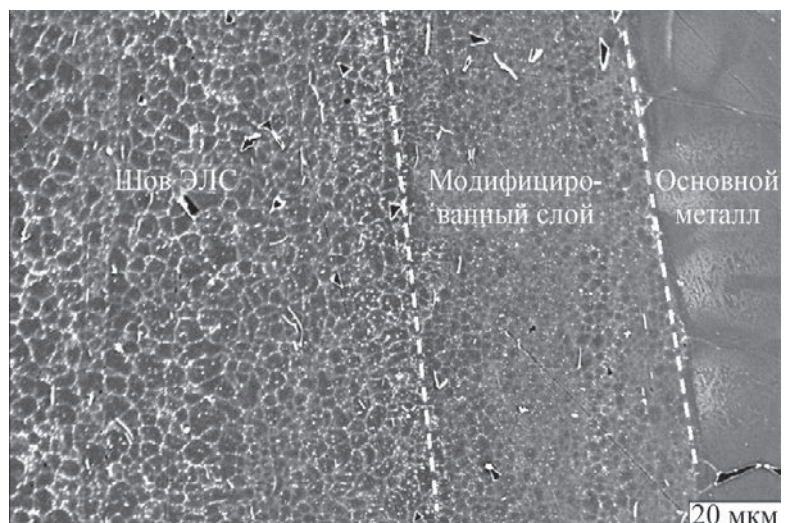


Рис. 13. Общий вид структуры соединения деталей сплава МЛ10 с предварительно модифицированными поверхностными слоями ($v = 31,5$ мм/мин; $\omega = 800$ мин⁻¹) и последующей ЭЛС (пунктирными линиями условно определенные границы между ЭЛС, ТП и основным металлом)

структурой с размером зерна 1...4 мкм. Причем, в зоне рекристаллизации металла шва через жидкую фазу размер зерен сплава увеличивается только до размеров 9,3...9,8 мкм, что в 1,5 раза больше размеров зерен в зоне обработки ТП, но в 7...8 меньше, чем в основном металле ($d_{cp} = 75,8$ мкм). Но главное заключается в том, что между зоной рекристаллизации и основным металлом образовывается промежуточная мелкозернистая область (размер зерна 6,4 мкм), в которой уже не наблюдаются микротрещины (см. рис. 13). На этом рисунке представлено состояние структуры сплава МЛ10 в модифицированном слое, а также условные границы соединения слоев после обработки трением с перемешиванием. Как показали испытания, температура в зоне обработки не превышает $(0,5...0,7)T_{пл}$, а $T_{пл}$ магниевых сплавов находится в диапазоне от 650 до 680 °С, то есть температура в зоне взаимодействия инструмента с металлом в процессе модифицирования его структуры возможна в пределах 270...320 °С [8]. Температуру в зоне ТП измеряли цифровым безконтактным инфракрасным термометром DT-8833. Как показали механические испытания сварных соединений магниевых сплавов МЛ10 на разрыв после ЭЛС с предварительной обработкой трением с перемешиванием (см. таблицу), разрушение происходит преимущественно вне зоны термического влияния (см. рис. 12).

Выводы

1. Установлены оптимальные режимы электронно-лучевой сварки магниевых сплавов МЛ толщиной $\delta_m = 5...30$ мм, обеспечивающие заданную геометрию проплавления в различных пространственных положениях.
2. Впервые показано образование при ЭЛС микротрещин на границе сопряжения зоны рекристаллизации через жидкую фазу металла шва и основного металла магниевых сплавов МЛ10, а также их отсутствие при сварке через промежуточную зону с модифицированной мелкозернистой структурой.
3. Разработаны инструменты для предварительной обработки поверхностных слоев торцов плит литейного магниевых сплавов МЛ10 способом СТП с целью модификации их структуры, направленной на формирование мелкозернистой структуры сплава (размер зерна 1,2...4,5 мкм), что

в 16...63 раза меньше размеров исходных зерен (75,8 мкм).

4. Проведены металлографические исследования сварных соединений магниевых сплавов МЛ, которые подтвердили образование более мелких структурных составляющих в случае применения способа СТП.

5. Впервые определено, что при электронно-лучевой сварке по модифицированным слоям образцов сплава МЛ10 между зоной рекристаллизации через жидкую фазу металла шва, полученного ЭЛС, с размером зерен сплава в 7...8 раз меньших основного металла (75,8 мкм), то есть размера 9,3...9,8 мкм, находится зона модифицированной СТП мелкозернистой структуры с размерами зерен в 11,8 раза меньше исходных, то есть — 6,4 мкм. Также впервые определено, что средний размер зерна в модифицированном способом СТП слое (размер зерна 1,2...4,5 мкм) за время его нагрева и охлаждения от зоны рекристаллизации металла в зоне ЭЛС, увеличивается до 6,4 мкм.

6. Разработана гибридная технология (СТП+ЭЛС) сварки магниевых сплавов МА и МЛ толщиной до $\delta_m = 30$ мм, которая позволила исключить образование трещин и повысить прочностные характеристики сварных соединений.

1. Сплавы магниевые деформируемые. Марки: ГОСТ 14957–76.
2. Сплавы магниевые литейные. Марки: ГОСТ 2856–79.
3. Крымов В. В. Литейные магниевые сплавы и их применение в технике / В. В. Крымов. – Магниево-сплавов: сборник. – М., 1960.
4. Портной К. И. Магниево-сплавов: справочник / К. И. Портной, А. А. Лебедев. – М., 1952.
5. Назаренко О. К. Конструирование и электронно-лучевая сварка вакуумных камер / О. К. Назаренко, В. М. Нестеренков, Ю. В. Непорожний // Автоматическая сварка. – 2001. – № 6 (579). – С. 50–52.
6. Патон Б. Е. Компьютерное управление процессом электронно-лучевой сварки с многокоординатными перемещениями пушки и изделия / Б. Е. Патон, О. К. Назаренко, В. М. Нестеренков и др. // Автоматическая сварка. – 2004. – № 5. – С. 3–7.
7. Friction stir butt welding: International Patent Application № PCT/GB92/02203; GB Patent Application № 9125978.8; US Patent Application № 5,460,317 / W. M. Thomas, E. D. Nicholas, J. C. Needham, M. G. Murch, P. Temple-Smith, C. J. Dawes. – Publ., December 1991.
8. Звіт про НДР. Розробка інструментів із надтвердих матеріалів для зварювання тертям з перемішуванням, призначених для виробництва та відновлення ресурсу конструкцій авіаційної та космічної техніки з алюмінієвих та магнієвих сплавів: цільова програма «РЕСУРС» № Р8.6.1 / ІНМ НАН України. – К., 2014.

Поступила в редакцию 11.04.2016