



## ОЦЕНКА КАЧЕСТВА СОЕДИНЕНИЙ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКОЙ\*

П. КОЛОДЗИЙЧАК (Варшавский ун-т технологий, Республика Польша),

В. КАЛИТА (Ин-т фундаментальных технологических исследований ПАН, г. Варшава, Республика Польша)

Представлены результаты математических исследований качества одно- и разнородных соединений магниевых сплавов, полученных лазерной (CO<sub>2</sub>-лазер) сваркой с использованием гелия в качестве защитного газа.

*Ключевые слова:* лазерная сварка, магниевые сплавы, защитный газ, качество соединений, микроструктура, распределение твердости и микронеоднородности, статическая прочность, коррозионная стойкость

В последнее время магниевые сплавы получили большое распространение в автомобильной промышленности в основном благодаря их более низкой плотности по сравнению с такими традиционными материалами, как сталь и алюминиевые сплавы. Разработка новых магниевых сплавов, обладающих механическими свойствами сравнимыми со свойствами традиционных материалов [1], расширила их применение в виде деталей, получаемых литьем под давлением [2]. Благодаря снижению массы транспортного средства и соответственно экономии топлива оказалось возможным удовлетворить строгие требования по защите окружающей среды [3] и безопасности транспортировки [4]. Тем не менее производство и обработка магниевых сплавов в виде листовых компонентов и модульных легковесных конструкций все еще находится в состоянии разработки. При этом особое внимание уделяют лазерной сварке таких сплавов [5–17]. Последняя отличается следующими уникальными характеристиками:

высокой плотностью энергии сфокусированного пучка, позволяющей соединять элементы с эффектом кинжального проплавления при сварке (глубокий и узкий шов);

количеством эффективной энергии (соотношение между мощностью излучения лазера и скоростью сварки), необходимым для получения сплошного соединения, которое намного меньше, чем в традиционных способах (достигается узкая ЗТВ);

отсутствием необходимости в присадочном материале.

Основные параметры лазерной сварки такие, как мощность излучения лазера и скорость сканирования, легко выбираются с учетом заданной толщины соединяемых деталей. Возможно применение постоянной (максимальной) мощности излучения и соответствующей скорости сварки, подходящей для достижения стабильного процесса и полного проплавления. Параметрами процесса являются также положение фокального пятна, тип защитного газа и способы его подачи. Хотя защита гелием более дорогостоящая, чем аргоном или азотом, его применение обеспечивает лучшую форму шва, качество поверхности, меньшее количество пор и более быстрое протекание процесса сварки.

Оптимальное положение фокального пятна пучка (относительно наружной поверхности) зависит от свойств материала, его толщины и длины фокуса. Для магниевых сплавов с низкой температурой плавления (~660 °С) и температурой кипения (~1100 °С) пластины толщиной до 5 мм могут быть сварены встык с положением фокуса на наружной поверхности [5].

Для оценки качества соединений, сваренных лазером, используют несколько методик. Под действием лазерного пучка и образования зоны сплавления микроструктура обработанного материала существенно меняется. Изучение микроструктуры позволяет оценить форму зоны сплавления, изменение размера зерна, появление выделений и пористости, а также образование трещин. Твердость в поперечном сечении, перпендикулярном направлению сканирования пучка, может отличаться от твердости основного металла. Облучение сфокусированным лазерным пучком может вызвать испарение материала и термокапиллярную конвекцию, а рекристаллизация может привести к изменению химического состава после сварки, т. е. для определения атомарного распределения желателен анализ с помощью рентгеновского микронда. Статическую прочность на растяжение и сопротивление соединений на поперечную нагрузку определяют обычно механическими испытаниями на стенде «Инстрон».

\* По материалам международной конференции «Laser technologies in welding and materials processing», 29 May–1 June, 2007, vil. Katsiaveli, Crimea, Ukraine.



После разрушения изделий РЭМ-изображения изломов можно сравнить с изломами основного металла.

Коррозионные характеристики магниевых сплавов существенно зависят от способа их изготовления. Разработка новых технологий позволила получить высокочистые сплавы и значительно улучшенную коррозионную стойкость [18, 19]. Изменения в сварном соединении, вызванные лазерной сваркой (модификация химического состава, металла шва и его литое состояние, возникновение интерметаллидных фаз), могут существенно сказаться на коррозионной стойкости металла шва по сравнению с основным металлом. Обычно для образцов основного материала в литом состоянии и образцов с соединениями выполняют сравнительные испытания на коррозионную стойкость с помощью простого иммерсионного испытания, а также электрохимическим способом, за которым следуют микроскопические оценки. Для более детальной оценки сваренных структурных компонентов можно использовать испытания на усталость и испытания на чувствительность деформации (для ударостойких компонентов [20]).

В данной статье представлены некоторые результаты применения перечисленных выше методик для оценки качества соединений магниевых сплавов, полученных лучом CO<sub>2</sub>-лазера с кинжальным проплавлением.

**Методика эксперимента.** Стыковую сварку пластин из одно- и разнородных сплавов без использования присадочного металла выполняли CO<sub>2</sub>-лазером с быстрым осевым потоком при максимальной мощности 2,5 кВт. Пучок с режимом, близким к ПЭМ, сфокусировали до диаметра

0,25 мм с помощью линз ZnSe 5". Литые магниевые сплавы AM50 (химический состав, мас. %: 5,0 Al; 0,30 Mn; < 0,2 Zn) и AZ91 (9,0 Al; 0,17 Mn; 0,7 Zn) обрабатывали из брусков в литом состоянии до пластин толщиной 2,0...4,5 мм, шириной 50 мм и длиной сварочных кромок 100 мм. В статье представлены результаты, полученные для пластин толщиной 4,5 мм.

Режимы сварки устанавливали следующие: мощность излучения лазера 2 кВт, скорость сварки 4 м/мин. После оценки влияния положения фокального пятна (относительно поверхности материала) на зону проплавления положение фокусного пучка было установлено на верхней поверхности пластин. Гелиевую защиту наружных поверхностей обеспечивали с помощью сопла диаметром 4 мм с расходом 15 л/мин, нижние поверхности защищали продувкой аргоном.

Микроструктуры и распределение твердости оценивали на поперечных сечениях, перпендикулярных направлению сканирования пучка, а также на поперечных сечениях, выполненных параллельно по отношению к наружной поверхности вдоль шва. Для определения любых изменений, появившихся в результате действия лазерного луча (например, испарение материала и конвекции), выполняли анализ элементного распределения основных элементов рентгеновским микронзондом. Механические характеристики соединений определяли с помощью испытаний на стенде «Инстрон» для статического сопротивления растяжению и на стенде для трехточечного изгиба. После разрушения изделий были получены РЭМ-изображения изломов. Сравнительные испытания на сопротивление коррозии выполняли электрохи-

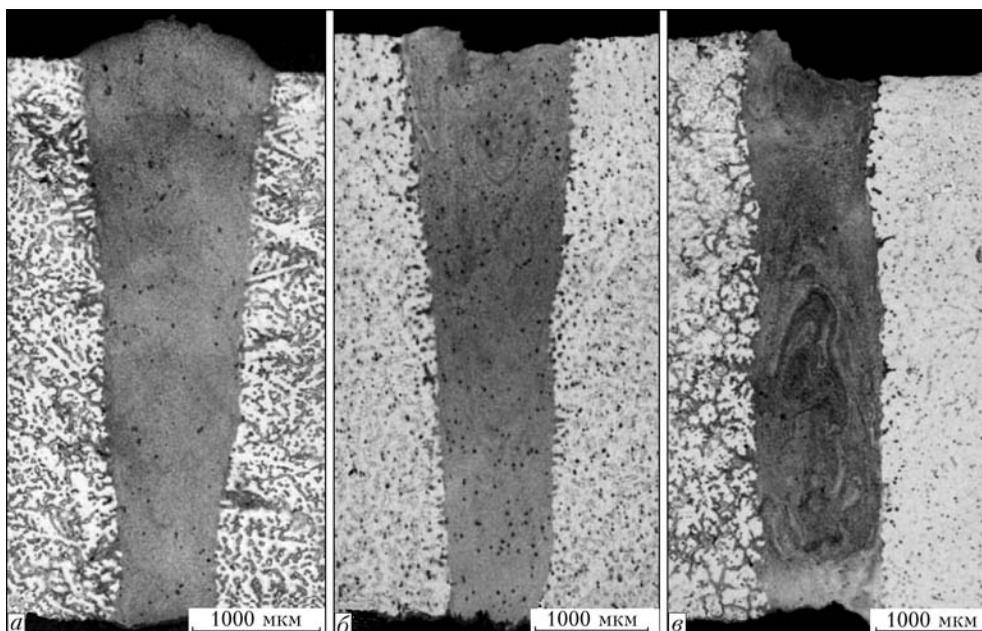


Рис. 1. Макроструктура стыковых сварных соединений из одно- и разнородных сплавов: а — AZ91–AZ91; б — AM50–AM50; в — AZ91–AM50

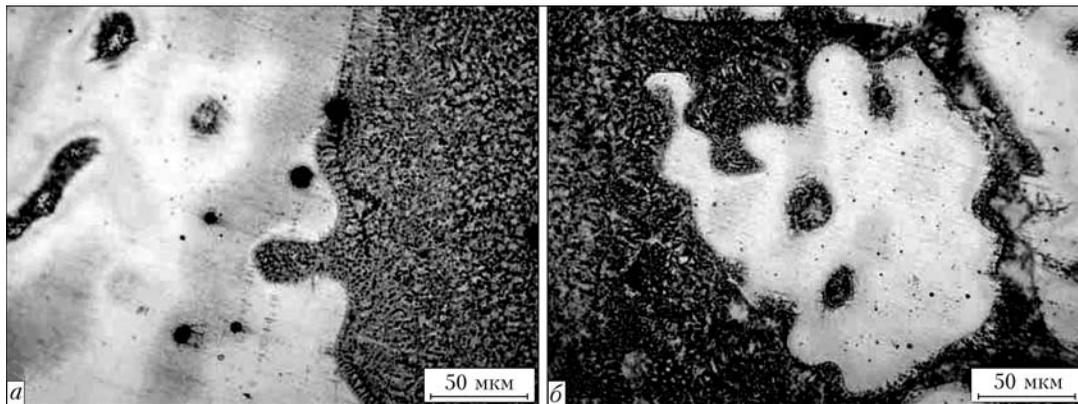


Рис. 2. Микроструктура в переходных зонах от основного металла (сплав AM50) до зоны сплавления (а) и от зоны сплавления к сплаву AZ91 (б) в соединении AM50–AZ91

мическим способом (измерение переменного напряжения).

**Результаты и обсуждение.** Макроструктура стыковых сварных соединений из одно- и разнородных сплавов приведены на рис. 1. Границы зон сплавления практически параллельны, соотношение геометрических размеров швов (толщины пластины к средней ширине зоны сплавления) свидетельствует о полученном кинжальном проплавлении с хорошим формированием соединения. На макрошлифах отсутствуют поры и трещины как в свариваемых сплавах, так и в их сварных соединениях.

В результате короткого времени (не менее 4 мс) излучения луча и быстрой кристаллизации зоны сплавления характеризуются значительным измельчением зерна. Резкие переходы от основного металла к зоне сплавления могут указывать на отсутствие ЗТВ. На рис. 2 видно, что характерное направление кристаллизации относится только к однозеренному слою со стороны сплава AM50.

Измерения распределения твердости в поперечном сечении швов (перпендикулярно направлению сварки) для однородных соединений сплавов показали значительное увеличение твердости в зонах сплавления по сравнению с основным металлом. Эти результаты могут быть связаны не только с сильным измельчением зерна в шве, но

и с увеличением осаждения на границах зерна и появлением интерметаллидных соединений. В разнородных соединениях сплавов таких явлений не наблюдается (рис. 3).

Для определения изменений в химическом составе материала, вызванных влиянием действия луча, были выполнены измерения элементного распределения с помощью рентгеновского микрозонда XL-30 компании «Филипс». Установлено, что из-за очень низкой точки кипения магния (~1100 °С) по сравнению с алюминием (~2300 °С) содержание магния в соединениях было несколько снижено в результате его испарения (особенно в соединении AZ91–AZ91). Амплитуды элементного изменения в результате сильного измельчения зерна в зонах сплавления оказались намного меньше, чем на наружной стороне швов. Особенно интересным является элементное распределение разнородных соединений сплавов AM50–AZ91. В ходе измерений, выполненных по толщине соединений, можно обнаружить влияние термокапиллярной конвекции и последующего смешивания. В действительности наиболее значительные изменения в химическом составе вдоль соединения можно наблюдать в районе наружных и нижних поверхностей, в то время как распределение на

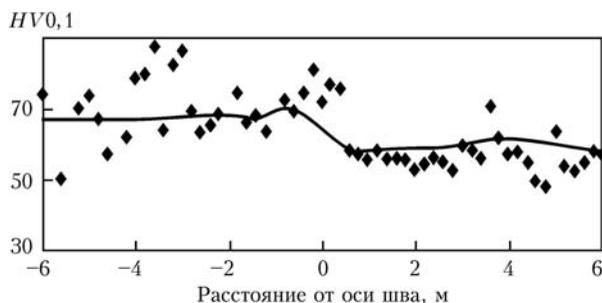


Рис. 3. Распределение микротвердости для соединений из разнородных сплавов AZ91–AM50, измеренное на расстоянии 1,5 мм с внешней поверхности

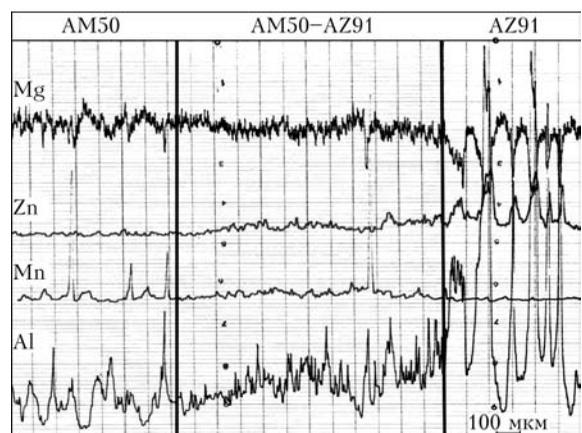


Рис. 4. Элементное распределение вдоль соединения из сплавов AM50 и AZ91, измеренное до половины толщины поперечного сечения

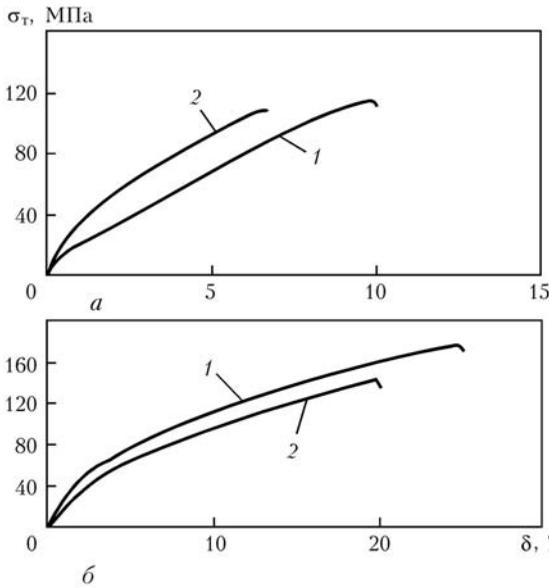


Рис. 5. Кривые напряжения–деформации при растяжении основного металла (1) и соединений (2): а — AZ91–AZ91; б — AM50–AM50

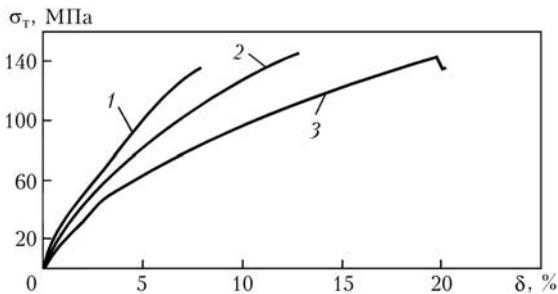


Рис. 6. Кривые напряжения–деформации при растяжении для соединений из одно- и разнородных сплавов: 1 — AZ91–AZ91; 2 — AZ91–AM50; 3 — AM50–AM50

половине толщины является достаточно гладким (рис. 4).

Как видно из рис. 5, разрушение сварных образцов для всех сплавов возникало в отдалении от границ зоны сплавления, т. е. в области основного металла. Как можно было бы ожидать,

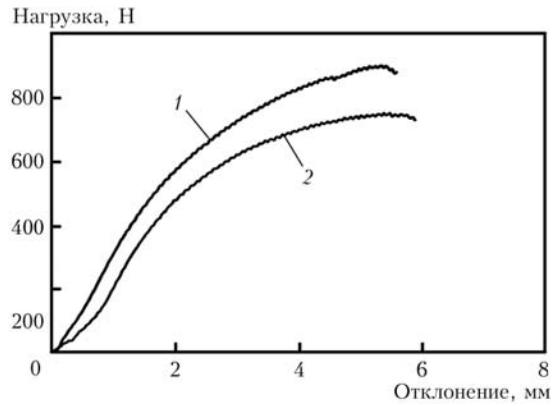


Рис. 7. Влияние отклонения на нагрузку для сплава AZ91: 1 — соединение; 2 — основной металл

образцы со швами имеют меньшее удлинение при разрушении, чем основной металл. Однако существуют различия для напряжения при растяжении: для соединения AM50–AM50 напряжение при разрушении меньше, а для AZ91–AZ91 больше, чем для образцов основного металла. Для соединений AZ91–AM50 изделие разрушалось со стороны AZ91 также далеко от зоны сплавления. Сравнение кривых напряжения–деформации для всех соединений приведено на рис. 6. Согласно предположениям, удлинение при разрушении для разнородных соединений находилось между значениями для соединений из хрупкого сплава AZ91 и вязкого AM50. Поскольку разрушение сварных образцов возникало далеко от зон сплавления, на РЭМ-изображениях поверхностей разрушенных изделий из основного металла и образцов с соединениями не обнаружено различий.

Статическое испытание на изгиб было выполнено на стенде для трехточечного изгиба (шаг опорных роликов 70 мм, диаметр роликов 30 мм). Различия между образцами со швом и основным металлом наблюдались только у соединений из хрупкого сплава AZ91, где максимальная нагрузка

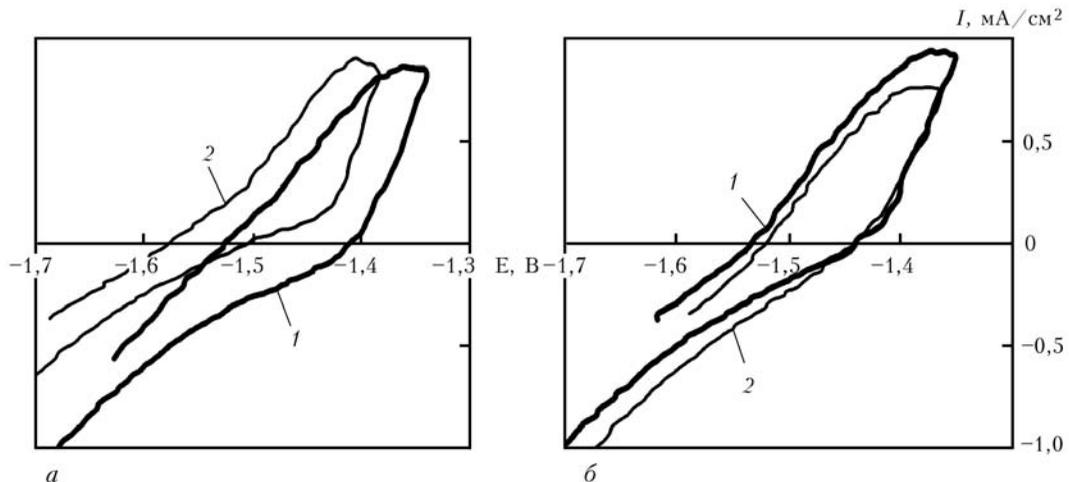


Рис. 8. Зависимость силы тока от потенциала электрода для сварного образца (1) и основного металла (2) сплавов AZ91 (а) и AM50 (б)



для основного металла ниже, чем для соединения (рис. 7).

Коррозионное поведение сварного соединения и основного металла практически одинаковой площадью (1 см<sup>2</sup>) оценивали электрохимическим методом. Измерения выполняли в аэрированном 0,9%-м растворе NaCl, с шагом потенциала в 1 мВ/с (от -100 до +300 мВ). Кривые поляризации для сварного соединения и основного металла для AZ91 и AM50 приведены на рис. 8. Сравнив кривые поляризации для сварного и основного металла, можно сделать вывод, что фактически отличия в коррозионном сопротивлении отсутствуют.

В заключение следует отметить, что сварка одно- и разнородных сплавов в одинаковых условиях обеспечивает кинжальное проплавление соединений с практически параллельными границами, отсутствие пор и трещин, а также ЗТВ.

Сильное измельчение зерна и увеличенное осаждение в зоне сплавления усиливает прочность в этих областях по сравнению с основным металлом.

Во время статических испытаний на растяжение разрушения во всех соединениях появлялись далеко от шва, т. е. в соединениях из разнородных сплавов со стороны хрупкого сплава AZ91. Пластические характеристики образцов со швами ниже, чем для основного металла. При испытаниях на изгиб различия между сварным соединением и основным материалом можно наблюдать только для соединений хрупкого сплава AZ91.

Результаты испытаний на коррозию погружением, выполненные в 0,9%-м растворе NaCl, показали, что сварка разнородных сплавов, в данном случае AZ91-AM50, увеличивает чувствительность к электрохимической коррозии, даже если разница между значениями потенциала электрода небольшая. Оценка коррозионной стойкости, выполненная электрохимическим методом, для соединений из однородных сплавов практически не отличается от данных испытаний основного металла.

1. *Fredrich H., Schumann S.* Research for a «new age of magnesium» in the automotive industry // Mater. Proc. Technology. — 2001. — **117**. — P. 276–281.
2. *Longworth S. J. P.* The bolting of magnesium components in car engines: Diss. for Master of Philosophy Degree to University of Cambridge, 2001.

3. *Aghion E., Bronfin B., Elieze D.* The role of magnesium industry in protecting the environment // J. Mater. Proc. Technology. — 2001. — **117**. — P. 381–385.
4. *Mordike B. L., Ebert T.* Magnesium. Properties-applications-potential // Material Sci. and Eng. A. — 2001. — **302**. — P. 37–45.
5. *Weisheit A., Galun R., Mordike B. L.* CO<sub>2</sub> laser beam welding of magnesium-based alloys // Welding Res. Suppl. — 1998. — **77**. — P. 149–154.
6. *CO<sub>2</sub> laser weldability of WE43 magnesium alloy for aeronautic industry / M. Dhari, J. E. Masse, J. F. Mathieu et al. // Proc. of LANE, Erlangen, Germany, 28–31 Aug. 2001. — P. 297–310.*
7. *Zhao H., Debroy T.* Pore formation during laser beam welding of die-cast magnesium alloy AM60B — mechanism and remedy // Welding Res. Suppl. — 2001. — P. 204–210.
8. *A comparative evaluation on microstructures in TIG and laser welded AZ31 magnesium alloy / Z. Sun, J. Wei, D. Pan et al. // SIMTech Technical Report PT/01/008/JY. — 2001. — P. 1–8.*
9. *Laser beam welding of magnesium alloys — new possibilities using filler wire and arc welding / H. Hakekamp, M. Goede, A. Bormann et al. // Proc. of LANE, Erlangen, Germany, 28–31 Aug. 2001. — 2001. — P. 333–338.*
10. *Watkins K. G.* Laser welding of magnesium alloys // Proc. of magnesium technology conf., San Diego, USA, March 2–6, 2003. — 2003. — P. 153–156.
11. *Stern A., Munitz A., Koln G.* Application of welding technologies for joining of Mg alloys. Microstructure and mechanical properties // Ibid. — 2003. — P. 163–170.
12. *Welding and weldability of AZ31B by gas tungsten arc and laser beam / S. Lathabai, K. J. Barton, D. Harris et al. // Ibid. — 2003. — P. 157–162.*
13. *Kalita W., Kolodziejczak P., Pokhmurska H.* Welding of Mg-based alloy AM20 by CO<sub>2</sub> laser beam // Proc. of Intern. conf. on laser technologies in welding and materials processing, Katsiveli, Ukraine, 19–23 May, 2003. — P. 214–216.
14. *Dasgupta A. K., Mazumder J.* Laser welding of AM60 magnesium alloy // Proc. of magnesium technology conf., Charlotte, USA, 14–18 March, 2004. — P. 43–48.
15. *Laser welding of magnesium-based alloys of MgAlZn group / W. Kalita, P. Kolodziejczak, J. Hoffman et al. // Advances in Manufacturing Sci. and Techn. — 2004. — P. 45–53.*
16. *Properties of the butt-welded joints of CO<sub>2</sub> laser welded Mg alloys / W. Kalita, P. Kolodziejczak, L. Kwiatkowski et al. // Proc. of LANE, Erlangen, Germany, 21–24 Sept., 2004. — Vol. 1. — P. 317–328.*
17. *Kalita W., Kolodziejczak P., Kwiatkowski L.* Properties of the CO<sub>2</sub>-laser welded joints of dissimilar magnesium alloys // Proc. of 2nd Intern. conf. on laser technologies in welding and materials processing, Katsiveli, Ukraine, 23–27 May, 2005. — P. 79–84.
18. *Factors affecting the corrosion resistance of cast magnesium alloys / P. Y. Li, H. J. Yu, S. C. Chen et al. // Proc. of magnesium technology conf., San Diego, USA, 2–6 March, 2003. — P. 51–58.*
19. *Corrosion properties of the butt-welded joints of laser welded Mg alloys / L. Kwiatkowski, M. Grobelny, W. Kalita et al. // Inzynieria Powierzchni A. — 2005. — **11**, № 2. — P. 191–197.*
20. *Abbott T., Easton M., Schmidt R.* Magnesium for crashworthy components // Proc. of magnesium technology conf., San Diego, USA, 2–6 March, 2003. — P. 227–230.

Presented are the results of comprehensive investigations of the quality of similar and dissimilar magnesium alloy joints, produced by CO<sub>2</sub>-laser welding using helium as a shielding gas.

Поступила в редакцию 22.02.2008