

УДК 669-1

МОДИФИКАЦИЯ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ ПОВЕРХНОСТИ ОБРАЗЦОВ Al–Mg-СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДАМИ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ: СТРУКТУРА И СВОЙСТВА

© 2021 г. Я. Гэн^{a, b, c}, И. А. Панченко^b, С. Чэнь^{a, b, c}, С. В. Коновалов^{a, c, *}, Ю. Ф. Иванов^d

^a*Institute of Laser and Optoelectronic Intelligent Manufacturing, Wenzhou University, Wenzhou, 325094 China*

^b*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, 654007 Россия*

^c*Самарский национальный исследовательский университет им. акад. С.П. Королева, Самара, 443086 Россия*

^d*Институт сильноточной электроники Сибирского отделения Российской академии наук, Томск, 634055 Россия*

**e-mail: ksv@ssau.ru*

Поступила в редакцию 14.08.2020 г.

После доработки 22.10.2020 г.

Принята к публикации 29.10.2020 г.

Проведены исследования структуры и свойств двух партий образцов Al–Mg-сплава, изготовленного методами 3D-технологий. Испытания (вплоть до разрушения) осуществляли в условиях одноосного растяжения пропорциональных плоских образцов. Одну из партий образцов перед испытаниями облучали импульсным электронным пучком в режиме плавления тонкого (до 45 мкм) поверхностного слоя. Выявлен прерывистый характер протекания деформации обеих партий образцов, что проявляется в формировании зубцов на деформационных кривых. Показано, что образцы Al–Mg-сплава, обработанные импульсным электронным пучком, при деформации растяжением демонстрируют более высокую повторяемость свойств, по сравнению с образцами исходного сплава. Установлено, что разрушение образцов протекает по механизму вязкого разрушения. Обнаружено, что деформация образцов, облученных импульсным электронным пучком, сопровождается хрупким разрушением модифицированного поверхностного слоя.

Ключевые слова: Al–Mg-сплав, 3D-технологии, импульсный электронный пучок, деформация растяжением, поверхности, структура, свойства.

DOI: 10.31857/S1028096021050083

ВВЕДЕНИЕ

Алюминиевые сплавы серии 5xxx обладают высокой прочностью, отличной коррозионной стойкостью, низкой плотностью и хорошей формруемостью [1, 2]. Благодаря этим преимуществам они считаются подходящим выбором для элементов конструкций транспортных средств, таких как колеса, шасси и подрамники [3]. Аддитивное производство методом дуговой сварки (wire-arc additive manufacturing – WAAM) в последнее время демонстрирует свои достоинства для аддитивного изготовления крупных металлических компонентов, которые предлагают низкую стоимость сварочного комплекса и меньшие материальные затраты на проволоку по сравнению с порошком, используемым при изготовлении изделий методом селективного лазерного сплавления [4]. Кроме того, технология WAAM представляет собой

экономичное решение для производства крупных компонентов и деталей сложной формы. Технология переноса холодного металла (cold metal transfer – CMT) имеет низкое тепловложение и меньшее разбрызгивание во время наплавки, что позволяет улучшить аддитивное производство крупномасштабных компонентов из алюминиевых сплавов сложной формы [5]. Хотя WAAM на основе CMT является экономичным и быстрым методом создания прототипов высококачественных металлических деталей путем непрерывной роботизированной наплавки, все же существуют некоторые проблемы данной технологии. Так, размер зерна в готовых изделиях обычно большой, а по границам зерен видны поры, что продемонстрировано в [6]. Авторы [7] также указали на эти проблемы изготовления образцов по технологии с WAAM на основе CMT. В работе [8] показано, что морфология микроструктуры каждого

осажденного слоя отличается, а его состав в основном состоит из крупных столбчатых зерен и мелких равноосных зерен с неравномерно распределяемыми характеристиками. В [9] обнаружили, что распределение элементов в зоне крупного зерна и зоне мелкого зерна неоднородно, и обработка может улучшить прочность и равномерное распределение элементов.

Для решения указанных проблем применяется один из актуальных методов энергетического поверхностного модифицирования — электронно-пучковая обработка (ЭПО), позволяющий существенно изменять механические свойства и микроструктуру поверхности [10, 11]. При ЭПО кинетическая энергия электронов переходит в тепло, что приводит к существенному тепловому распределению от поверхности к объему металла. Благодаря сверхбыстрым скоростям нагрева и охлаждения легко достигается сверхмелкозернистость, а также улучшаются коррозионная стойкость и прочностные свойства [12]. Метод ЭПО, обладающий надежностью, высокой эффективностью, низкой стоимостью и безопасным уровнем рентгеновского излучения, можно считать перспективным методом обработки легких сплавов [13]. При исследовании влияния ЭПО на силовой установкой установлено, что трибологические, прочностные и усталостные свойства после электронно-лучевой обработки увеличились, но твердость снизилась [14]. Зона плавления постепенно исчезала с уменьшением плотности энергии электронного пучка, а в зоне облучения образовывались диспергированные образования и частицы оксида алюминия [15]. Причем размер зерен поверхностного слоя материала, подвергнутого ЭПО, определяется плотностью энергии электронных пучков [16]. ЭПО не только может обеспечить требуемый размер зерна, гомогенизированную микроструктуру и отличные свойства, но также может способствовать более равномерному распределению элементов [17]. Таким образом, электронно-пучковая обработка может эффективно улучшить морфологию микроструктуры, фазовый состав, механические свойства и распределение элементов.

Целью настоящей работы являлся анализ структуры и свойств обработанных электронными пучками образцов Al–Mg-сплава, полученных методами аддитивных технологий и подвергнутых испытанию на растяжение.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала исследования использованы образцы из Al–Mg-сплава, полученного по технологии холодного переноса металла из сварочной проволоки ER 5356 (элементный состав (мас. %): 4.5–5.5 Mg, 0.2–0.25 Mn, 0.4 Fe, 0.1 Cu, 0.25 Si, остальное — Al), российским аналогом является сплав AМг5. Параметры процесса сварки

основывались на наших предыдущих исследованиях и приведены в [6].

Испытания на растяжение осуществляли на плоских пропорциональных образцах в виде двухсторонних лопаток в соответствии с ГОСТ 1497-84. Образцы для испытаний вырезали методами электроэрозионной резки из массивной заготовки в плоскости, расположенной параллельно слоям наплавляемого металла. Перед испытаниями образцы имели следующие размеры в мм: толщина 2.28, ширина 9.07, длина рабочей части 16.0. Образцы, вырезанные для растяжения, были разделены на две партии. Рабочую область первой партии образцов, приготовленных для испытаний, облучали с двух сторон в вакууме импульсным электронным пучком. Параметры облучения: энергия ускоренных электронов 18 кэВ; плотность энергии пучка электронов 15 Дж/см²; длительность импульсов пучка электронов 200 мкс, количество импульсов воздействия пучка 3 имп., давление остаточного газа (аргон) в рабочей камере установки 0.02 Па. Деформацию образцов осуществляли путем одноосного растяжения на установке Instron 3369 (скорость растяжения 2 мм/мин, температура 297 К) с автоматической записью кривой растяжения. Исследование поверхности разрушения проводили методами растровой электронной микроскопии (РЭМ), использовали прибор SEM-515 “Phillips”.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 приведены результаты механических испытаний образцов Al–Mg-сплава, полученных методами аддитивных технологий. Отчетливо видно, что на всех деформационных кривых наблюдаются ступеньки или зубцы. Данное явление называют прерывистой текучестью или скачкообразной деформацией [18, 19]. При постоянной скорости растяжения падение напряжения (нагрузки) на кривых “напряжение–деформация” при прерывистой текучести связано с тем, что скорость деформации образца во время скачка напряжения резко возрастает по сравнению со скоростью растяжения. Необходимым условием появления прерывистой текучести является затрудненное скольжение, которое может быть обусловлено двойникованием, полиморфным превращением, формированием микротрещин, наличием определенного количества примесных атомов [20].

Анализируя результаты механических испытаний, представленные на рис. 1, можно отметить, что пластические и прочностные свойства облученных и не облученных образцов близки. Отличительной особенностью образцов, облученных импульсным электронным пучком, является хорошая воспроизводимость свойств (рис. 1, кривые 4–6). Очевидно, что это обусловлено струк-

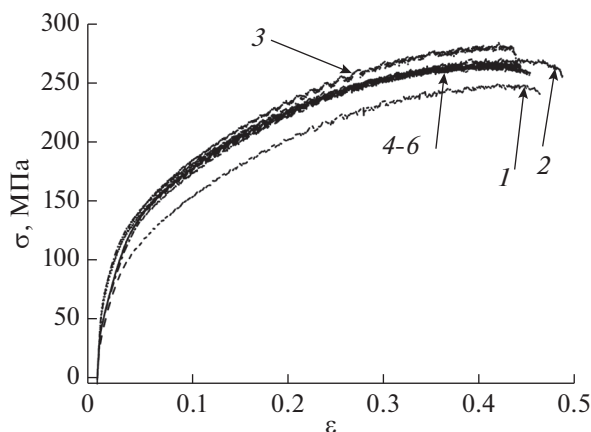


Рис. 1. Деформационные кривые, полученные при растяжении образцов Al–Mg-сплава, изготовленного методами 3D-технологий: кривые 1–3 – образцы, не облученные электронным пучком, кривые 4–6 – образцы после облучения импульсным электронным пучком с параметрами 18 кэВ, 15 Дж/см², 200 мкс, 3 имп.

турными превращениями, имеющими место в поверхностном слое образцов, подвергнутых облучению импульсным электронным пучком.

На рис. 2 приведены РЭМ-изображения структуры поверхности разрушения образцов, не облученных импульсным электронным пучком.

Видно, что разрушение сплава произошло по вязкому механизму, характерным элементом которого являются ямки (рис. 2). Ямки на поверхности вязкого излома являются результатом образования, роста и слияния множества микропор (трещин). Диаметр ямок излома колеблется в диапазоне 0.5–40 мкм. В отдельных случаях выявляются следы хрупкого разрушения материала, что может указывать на присутствие в сплаве хрупких включений (рис. 2б).

Обработка Al–Mg-сплава импульсным электронным пучком с указанными выше параметрами приводит к плавлению и последующей высокоскоростной кристаллизации поверхностного слоя толщиной 40–45 мкм (рис. 3). Деформация растяжением данных образцов сопровождается

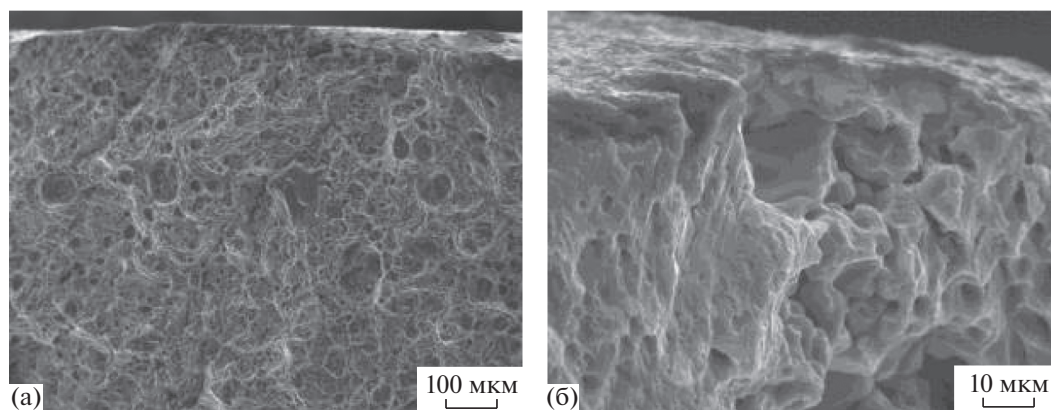


Рис. 2. Структура поверхности излома плоских пропорциональных образцов Al–Mg-сплава, изготовленного методами 3D-технологий.

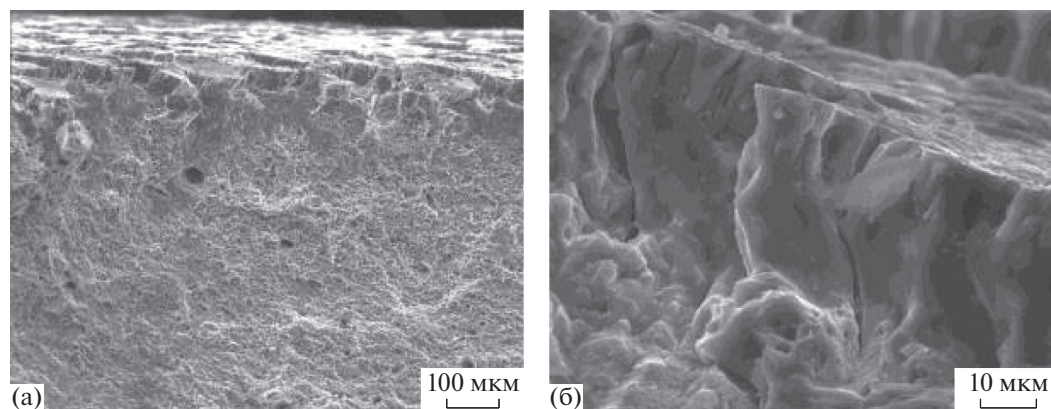


Рис. 3. Структура излома Al–Mg-сплава, облученного импульсным электронным пучком. Стрелками указана поверхность облучения.

хрупким разрушением модифицированного поверхностного слоя (рис. 36). Основной объем образца разрушается по вязкому механизму (подобно образцам, не облученным импульсным электронным пучком). Можно предположить, что модификация в режиме плавления тонкого поверхностного слоя Al–Mg-сплава импульсным электронным пучком является основным фактором, обеспечивающим высокую воспроизводимость механических свойств материала.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методом 3D-технологий получена объемная заготовка Al–Mg-сплава. Осуществлены механические испытания Al–Mg-сплава путем одноосного растяжения плоских пропорциональных образцов, изготовленных из объемной заготовки электроискровым методом. Образцы для испытаний вырезали из объемной заготовки вдоль наплавленных слоев и разделили на две партии. Образцы первой партии были облучены импульсным электронным пучком в режиме плавления тонкого поверхностного слоя. Образцы второй партии облучению не подвергались. Установлено, что облучение электронным пучком приводит к плавлению и высокоскоростной кристаллизации поверхностного слоя толщиной до 45 мкм. Выявлен прерывистый характер протекания деформации образцов обеих партий, что проявляется в формировании зубцов на деформационных кривых. Высказано предположение, что данное явление может быть связано с наличием в исследуемом материале примесных атомов, затрудняющих процесс пластического течения материала. Выявлено подобие деформационных кривых σ – ϵ , полученных при одноосном растяжении пропорциональных плоских образцов Al–Mg-сплава в исходном состоянии и после облучения импульсным электронным пучком. Установлено, что образцы Al–Mg-сплава, обработанные импульсным электронным пучком, при деформации растяжением демонстрируют более высокую повторяемость прочностных и пластических свойств по сравнению с образцами исходного сплава. Показано, что разрушение обеих партий образцов Al–Mg-сплава, полученного методами аддитивной технологии, протекает по механизму вязкого разрушения. Установлено, что деформация образцов, облученных импульсным электронным пучком, сопровождается хрупким разрушением модифицированного поверхностного слоя.

БЛАГОДАРНОСТИ

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (РНФ) (проект № 20-79-00194).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Huskins E.L., Cao B., Ramesh K.T.* // Mater. Sci. Eng. A. 2010. V. 527. № 6. P. 1292.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.11.056>
2. *Engler O., Kuhnke K., Hasenclever J.* // J. Alloys Compd. 2017. V. 728. P. 669.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.09.060>
3. *Van Der Hoeven J.A., Zhuang L., Schepers B., De Smet P., Baekelandt J.P.* // SAE Technical Papers. 2002. № 2002-01-2128.
<https://doi.org/10.4271/2002-01-2128>
4. *Williams S.W., Martina F., Addison A.C., Ding J., Pardal G., Colegrove P.* // Mater. Sci. Technol. 2016. V. 32. № 7. P. 641.
<https://doi.org/10.1179/1743284715Y.0000000073>
5. *Ali Y., Henckell P., Hildebrand J., Reimann J., Bergmann J.P., Barnikol Oettler S.* // J. Mater. Process. Technol. 2019. V. 269. P. 109.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.01.034>
6. *Su C., Chen X., Gao C., Wang Y.* // Appl. Surf. Sci. 2019. V. 486. P. 431.
<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2019.04.255>
7. *Horgar A., Fostervoll H., Nyhus B., Ren X., Eriksson M., Akselsen O.M.* // Mater. Process. Technol. 2018. V. 259. P. 68.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.04.014>
8. *Qi Z., Cong B., Qi B., Sun H., Zhang G., Ding J.* // J. Mater. Process. Technol. 2018. V. 255. P. 347.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.12.019>
9. *Yang Q., Xia C., Deng Y., Li X., Wang.* // Materials (Basel). 2019. V. 12. № 16. P. 2525.
<https://doi.org/10.3390/ma12162525>
10. *Gromov V.E., Gorbunov S.V., Ivanov Y.F., Vorobiev S.V., Konovalov S.V.* // J. Surf. Invest. 2011. № 5. P. 974.
<https://doi.org/10.1134/S1027451011100107>
11. *Zhang C., Lv P., Xia H., Konovalov S.V., Chen X., Guan Q.* // Vacuum. 2019. V. 167. P. 263.
<https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2019.06.022>
12. *Zhang D., Hao S., Grosdidier T., Zou X., Gao B., Bolle B., Allian-Bonasso N., Qin Y., Li N., Dong C.* // J. Metall. 2012. V. 2012. P. 1.
<https://doi.org/10.1155/2012/762125>
13. *Rotshtein V.P., Proskurovsky D.I., Ozur G.E., Ivanov Y.F., Markov A.B.* // Surface and Coatings Technology. 2004. V. 181. P. 377.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2003.10.085>
14. *Ivanov Y., Alsaraeva K., Gromov V., Konovalov S., Semina O.* // Mater. Sci. Technol. 2015. V. 31. № 13a. P. 1523.
<https://doi.org/10.1179/1743284714Y.00000000727>
15. *Hao S., Yao S., Guan J., Wu A., Zhong P., Dong C.* // Current Applied Physics. 2001. V. 1. P. 203.
[https://doi.org/10.1016/S1567-1739\(01\)00017-7](https://doi.org/10.1016/S1567-1739(01)00017-7)
16. *Panin A.V., Kazachenok M.S., Borodovitsina O.M., Sinyakova E.A., Ivanov Y.F., Leontieva-Smirnova M.V.* // AIP Conference Proceedings. American Institute of Physics. 2014. P. 467.
<https://doi.org/10.1063/1.4898983>
17. *Dong C., Wu A., Hao S., Zou J., Liu Z., Zhong P., Zhang A., Xu T., Chen J., Xu J., Liu Q., Zhou Z.* // Surf. Coatings

- Technol. 2003. V. 163–164. P. 620.
[https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(02\)00657-6](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(02)00657-6)
18. Wen. W., Morris G.J. // Mater. Sci. Eng. A. 2004. V. 373. № 1–2. P. 204.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.01.041>
19. Zeghloul A., Mliha-Touati M., Bakir S. // Scr. Mater. 1996. V. 35. № 9. P. 1083.
[https://doi.org/10.1016/1359-6462\(96\)00260-6](https://doi.org/10.1016/1359-6462(96)00260-6)
20. Sleeswyk A. // Acta Metall. 1958. V 6. № 9. P. 598.
[https://doi.org/10.1016/0001-6160\(58\)90101-9](https://doi.org/10.1016/0001-6160(58)90101-9)

Modification by a Pulse Electron Beam of the Surface of Al–Mg Alloy Samples Obtained by the Methods of Additive Technologies: Structure and Properties

Y. Geng^{1,2,3}, I. A. Panchenko², X. Chen^{1,2,3}, S. V. Konovalov^{1,2,*}, Yu. F. Ivanov⁴

¹*Institute of Laser and Optoelectronic Intelligent Manufacturing, Wenzhou University, Wenzhou, 325094 China*

²*Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, 654007 Russia*

³*Samara National Research University, Samara, 443086 Russia*

⁴*Institute of High Current Electronics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, Tomsk, 634055 Russia*

*e-mail: ksv@ssau.ru

Investigations of the structure and properties of two groups of Al–Mg alloy samples produced by 3D-technologies have been carried out. Tests up to failure were carried out under conditions of uniaxial tension of proportional flat specimens. Before testing, one of the groups of samples was irradiated with a pulsed electron beam in the mode of melting a thin (up to 45 μm) surface layer. The intermittent nature of the deformation of both batches of samples was revealed, which manifests itself in the formation of teeth on the deformation curves. It is shown that samples of the Al–Mg alloy treated with a pulsed electron beam demonstrate a higher repeatability of properties under tensile deformation as compared to the samples of the initial alloy. It was found that the destruction of the samples proceeds by the mechanism of ductile fracture. It was found that the deformation of samples irradiated with a pulsed electron beam is accompanied by brittle destruction of the modified surface layer.

Keywords: Al–Mg alloy, 3D-technologies, pulsed electron beam, tensile deformation, structure, properties.