

УДК 535 (075)

ЛОКАЛЬНОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ ЛАЗЕРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

© 2012 С.П. Мурзин, В.И. Трегуб, Н.В. Трегуб, А.М. Никифоров

Самарский государственный аэрокосмический университет имени академика С.П. Королёва
(национальный исследовательский университет)

Поступила в редакция 16.10.2012

Проведены исследования процессов локального лазерного легирования технически чистого алюминия и сплава системы Al-Mg АМг6. В качестве материалов, содержащих легирующие компоненты, использовались технически чистая медь и сплав системы Cu-Zn латунь Л62 в виде фольг толщиной 0,05 мм. В легирующей фольге методом вытяжки эластичной средой предварительно формировали рельефную структуру внешней поверхности, которая обеспечивает улучшение условий внедрения легирующего компонента в основу. Разработан способ локального легирования сплава на основе Al. Ключевые слова: легирование, сплав алюминиевый, латунь, воздействие лазерное, слой приповерхностный.

ВВЕДЕНИЕ

Лазерное поверхностное легирование является одним из основных методов улучшения поверхностно-зависимых свойств алюминиевых сплавов, таких как износостойкость и коррозионная устойчивость [1-6]. Однако такая обработка алюминия и сплавов на его основе осложнена тем, что данные материалы обладают высокой теплопроводностью, большой отражательной способностью и относительно низкими температурами плавления. Поэтому лазерное воздействие на заготовки из алюминиевых сплавов необходимо осуществлять при повышенной плотности мощности излучения, обеспечивающей оплавление поверхности [7-9]. Оплавление непрерывным CO₂-лазером мощностью менее 1 кВт поверхности алюминиевых сплавов с нанесенной обмазкой, содержащей порошки чистых металлов, не позволяет качественно осуществить легирование и наплавку [7]. В этом случае отдельные частицы могут внедряться в расплавленную ванну, но полученные легированные слои имеют неудовлетворительную структуру и свойства. Другая особенность легирования алюминиевых сплавов обусловлена большим различием в температурах плавления материала основы и большинства легирующих компонентов. Так, легиро-

вание порошками с высокой температурой плавления при невысоком энергокладе, довольно часто сопровождается неполным растворением и неполным перемешиванием присадочных компонентов в легированных зонах [8, 9]. Таким образом, совершенствование технологии легирования алюминиевых сплавов с применением лазерного воздействия является актуальной научной задачей. Целью данной работы является разработка способа легирования металлов и сплавов с применением лазерного воздействия, обеспечивающего высокое качество получаемого легированного слоя.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ

Проведены исследования процессов локального лазерного легирования технически чистого алюминия и сплава системы Al-Mg АМг6. В качестве материалов, содержащих легирующие компоненты, использовались технически чистая медь и сплав системы Cu-Zn латунь Л62 в виде фольг толщиной 0,05 мм. В легирующей фольге методом вытяжки эластичной средой предварительно формировали рельефную структуру внешней поверхности (рис. 1), которая обеспечивает хороший контакт, как следствие – улучшение условий внедрения легирующего компонента в основу. Перед лазерной обработкой проводили очистку контактирующих поверхностей электрополировкой с последующей промывкой в ультразвуковой ванне. Внешняя поверхность легирующего листового материала обрабатывалась для снижения коэффициента отражения. Используя оптически прозрачный материал осуществляли прижим легирующей фольги к образцу из алюминиевого сплава АМг6. Далее прово-

Мурзин Сергей Петрович, доктор технических наук, профессор кафедры автоматических систем энергетических установок. E-mail: murzin@ssau.ru

Трегуб Валерий Иванович, кандидат технических наук, доцент кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения. E-mail: murzin@ssau.ru

Трегуб Николай Валерьевич, аспирант. E-mail: murzin@ssau.ru

Никифоров Аркадий Михайлович, учебный мастер. E-mail: murzin@ssau.ru

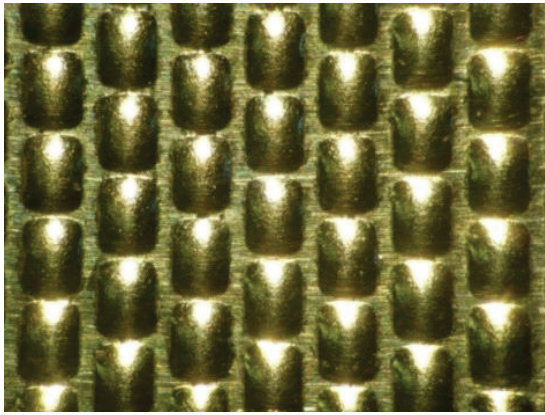


Рис. 1. Общий вид сформированной методом вытяжки эластичной средой рельефной структуры внешней поверхности материала, содержащего легирующие компоненты

дили лазерную обработку в два этапа. На первом этапе осуществляли внедрение легирующих компонентов в алюминиевый сплав в месте контакта при частичном плавлении материала основы в диапазоне температур между линиями солидуса и ликвидуса. Усилие внедрения складывалось из приложенной к верхнему слою прижимающей нагрузки и давления при импульсном воздействии лазера. Затем проводили многоцикловую лазерную обработку при температурах ниже линии солидуса. Для осуществления лазерного воздействия использовалась установка ROFIN StarWeld Manual Performance, оснащенная Nd:ИАГ-лазером с длиной волны излучения 1,06 мкм. В процессе осуществления обработки режимов энергия в импульсе составляла 20...50 Дж при длительности 0,5...20 мс.

МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ

В результате легирования медью технически чистого алюминия образуется сплав системы Al-Cu. При этом основной упрочняющей фазой является θ -фаза CuAl_2 . Структура приповерхностного слоя образцов из сплава системы Al-Mg АМг6 после лазерного воздействия с внедрением в основу технически чистой меди при частичном плавлении материала алюминиевого сплава в диапазоне температур между линиями солидуса и ликвидуса представлена на рис. 2. Сплав имеет гетерогенную структуру, основу которой составляет α -твердый раствор (светлые участки), β -фаза, представляющая собой интерметаллид Mg_2Al_3 , а также марганцовистая фаза, выделяющаяся внутри зерен. При наличии марганца и примесей Fe и Si образуются марганцовистые фазы (AlMg_2Mn , AlFeSi), а также силицид магния (Mg_2Si). Граница раздела между легирующим слоем и основой однородная. Поры, раковины

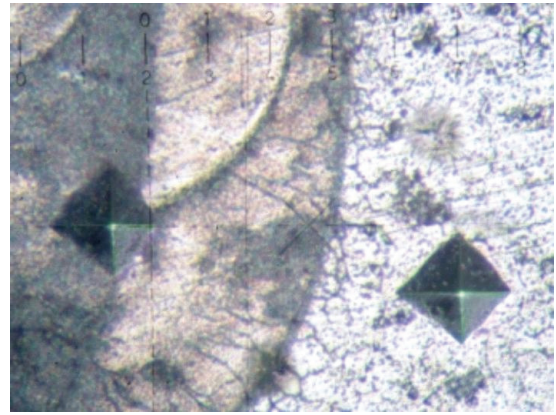


Рис. 2. Структура приповерхностного слоя сплава АМг6 с образующейся последующей многоцикловой лазерной обработкой при температурах ниже линии солидуса зоной взаимодиффузии; увелич. x500

ны и неметаллические включения отсутствуют. Размер отпечатков при измерении микротвердости в зоне легирования и в материале основы практически одинаковый.

Последующей многоцикловой лазерной обработкой при температурах ниже линии солидуса образуется зона взаимодиффузии, в которой наблюдается формирование границ зерен и выделение по ним упрочняющей фазы. Границы зерен распространяются через границу раздела между основой и легированным материалом. Имеет место некоторое увеличение микротвердости в зоне взаимодиффузии.

В результате легирования латуни сплава АМг6 образуются сплавы системы Al-Zn-Cu-Mg. К вышеуказанной θ -фазе CuAl_2 добавляются упрочняющие фазы: η -фаза MgZn_2 ; S-фаза Al_2CuMg ; T-фаза $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$. После многоцикловой лазерной обработки в зоне взаимодиффузии наблюдается структура эвтектики, состоящая из колоний α -твердого раствора и упрочняющих фаз, представленная на рис. 3. Микротвердость

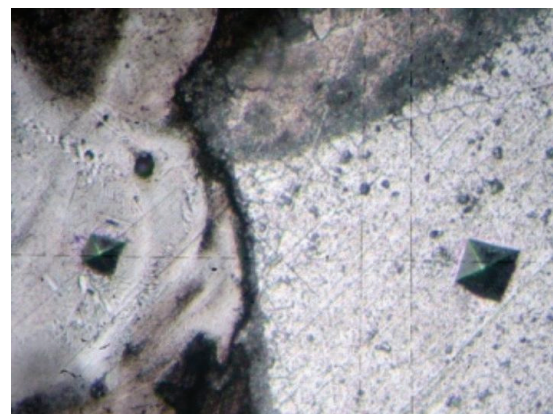


Рис 3. Структура эвтектики, состоящая из колоний α -твердого раствора и упрочняющих фаз после многоцикловой лазерной обработки; увелич. x300

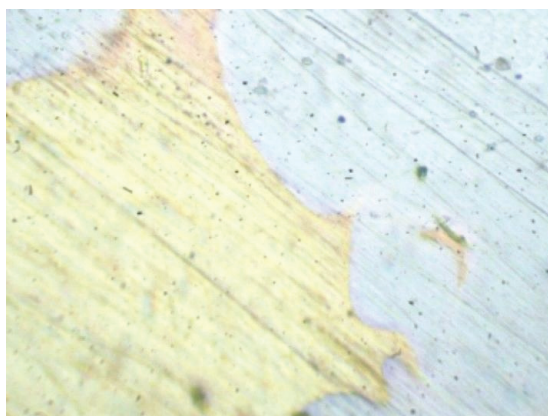


Рис. 4. Структура приповерхностного слоя сплава системы Al-Mg АМг6 после лазерного воздействия с внедрением сплава типа твердый раствор системы Cu-Zn латуни Л62, непротравленный косой шлиф по углом 5° к обработанной поверхности; увелич. x500

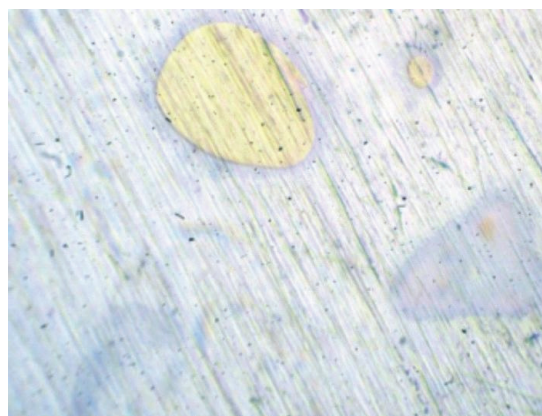


Рис. 5. Структура приповерхностного слоя сплава АМг6 после лазерного воздействия с внедрением латуни Л62, непротравленный шлиф; увелич. x500

составляет $H_m = 2000...2200$ МПа. Имеет место ячеистое членение. Границы ячеек выделяются разворотом пластинчатого пакета фаз и дифференцированностью ячеек. В зоне взаимодиффузии отмечается существенное увеличение микротвердости.

На рис. 4, 5 представлена структура приповерхностного слоя сплава системы

Al-Mg АМг6 после лазерного воздействия с внедрением двухкомпонентного металлического сплава системы Cu-Zn латуни Л62. Граница раздела между легирующим слоем и основой однородная. Поры, раковины, неметаллические включения отсутствуют. Наблюдается переходная зона красного цвета, наличие которой можно объяснить увеличением содержания Cu при более интенсивной диффузии Zn [10-18] в алюминиевый сплав.

Структура представляет собой светлые зерна б-твердого раствора с выделением перечисленных выше интерметаллидных фаз как в центре зерна, так и по их границам. При определенных условиях формируется структура эвтектики. Конфигурация и ориентация зерен, а также размер выделений упрочняющих фаз зависит от условий теплоэнергетических параметров лазерной обработки. Критерии влияния фаз на зарождение эвтектической колонии в системе Al-CuAl₂ представлены в табл. 1. Представленные пара-

метры необходимо учитывать при проектировании технологий локального легирования алюминиевых сплавов медью и медными сплавами с упрочнением при формировании эвтектической структуры в пластической матрице.

В эвтектике б-твердый раствор меди в алюминии растет в виде трехмерных дендритов при общей закономерности развития ответвлений по направлениям куба. Рост дендритов фазы CuAl₂ характеризуется большим геометрическим совершенством, прежде всего постоянством углов между ветвями смежных порядков.

В результате выполненных исследований установлено, что выбранные режимы обработки для исследуемых сплавов АМг6 и Л62 приводят к формированию многофазной структуры. Имеет место повышение эффективности легирования, заключающееся в увеличении количества одновременно вводимых компонентов и глубины обработанного слоя по сравнению с контрольными образцами, в которых в качестве легирующего материала использовались технически чистая медь. Указанный эффект можно объяснить интенсификацией массопереноса и ростом запаса свободной энергии. Подтверждением протекания процесса упрочнения при выбранных режимах является увеличение микротвердости. Наибольший эффект упрочнения, достигаемый при использовании в качестве легирующего материала

Таблица 1. Критерии влияния фаз на зарождение эвтектической колонии в системе Al-CuAl₂

Система	Фаза (первичные кристаллы)	T ₂ , °С	T _{пл} , К	Кристаллическая решетка (тип)
Al-CuAl ₂	Al	13	933	Г.ц.к.
	CuAl ₂	7	864	Тетрагональная

Здесь обозначено: T₂ – максимальное переохлаждение двухфазного (Ж+α или Ж+β фазы) сплава по отношению к солидусу.

латуни Л62, объясняется созданием наибольшего количества упрочняющих фаз и более низкой температурой солидуса. Кроме того, одним из определяющих процессов является образование области двухфазного ($\text{Ж} + \alpha$ фаза) сплава.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Лазерное поверхностное легирование является одним из основных методов улучшения поверхностно-зависимых свойств алюминиевых сплавов. Проведены исследования процессов локального лазерного легирования технически чистого алюминия и алюминий-магниевого сплава АМг6. В качестве материалов, содержащих легирующие компоненты, использовались технически чистая медь и сплав системы Cu-Zn латуни Л62 толщиной 0,05 мм. В результате легирования медью технически чистого алюминия образуется сплав системы Al-Cu. При этом основной упрочняющей фазой является θ -фаза CuAl_2 .

В результате легирования латуни сплава АМг6 образуются сплавы системы Al-Zn-Cu-Mg. К вышеуказанной θ -фазе CuAl_2 добавляются упрочняющие фазы: η -фаза MgZn_2 ; S-фаза Al_2CuMg ; T-фаза $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$. Изучена структура приповерхностного слоя сплава АМг6 после лазерного воздействия с внедрением двухкомпонентной латуни Л62. Граница раздела между легирующим слоем и основой однородная. Поры, раковины, неметаллические включения отсутствуют. Наблюдается переходная зона красного цвета, наличие которой можно объяснить более интенсивной диффузией Zn в алюминиевый сплав. После многоциклового лазерной обработки в зоне взаимодиффузии наблюдается структура эвтектики, состоящая из колоний α -твердого раствора и упрочняющих фаз. Микротвердость составляет $H_m = 2000 \dots 2200$ МПа. Имеет место ячеистое членение. Границы ячеек выделяются разворотом пластинчатого пакета фаз и дифференцированностью ячеек. В зоне взаимодиффузии отмечается существенное увеличение микротвердости.

Разработан способ локального легирования сплава на основе Al. В качестве материала, содержащего легирующие компоненты, используется латунь в виде фольги толщиной 0,05 мм, в которой предварительно формировали упорядоченный рельеф поверхности. Выбранные режимы обработки исследуемых сплавов АМг6 и Л62 приводят к формированию многофазной структуры. Имеет место повышение эффективности легирования, заключающееся в увеличении количества одновременно вводимых компонентов и глубины обработанного слоя по сравнению с контрольными образцами, в которых в качестве

легирующего материала использовались технически чистая медь. При выбранных режимах наблюдается увеличение микротвердости. Наибольший эффект упрочнения, достигаемый при использовании в качестве легирующего материала латуни Л62, объясняется созданием наибольшего количества упрочняющих фаз и более низкой температурой солидуса. Кроме того, одним из определяющих процессов является образование области двухфазного ($\text{Ж} + \alpha$ фаза) сплава.

БЛАГОДАРНОСТИ

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках реализации ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 годы.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Морозова Е.А., Муратов В.С. Лазерное легирование поверхности титана хромом и медью // Фундаментальные исследования. 2007. № 8. С. 64-65.
2. Гиржон В.В., Смоляков А.В., Танцора И.В. Структурное состояние слоев алюминия после лазерного легирования смесью порошков меди и железа // Физика металлов и материаловедение. Структура, фазовые превращения и диффузия. 2008. Т. 106. №4. С. 398-403.
3. Dube D., Fiset M., Countur A., Nakatsugawa I. Characterization and performance of laser melted AZ91D and AM60B // Materials Science and Engineering. 2001. A299, pp. 39-45.
4. Ignat S., Sallamand P., Grevey D., Lambertin M. Magnesium alloys laser (Nd:YAG) cladding and alloying with side injection of aluminium powder // Applied Surface Science. 2004. Vol. 225, pp. 124-134.
5. Majumdar J.D., Chandra B.R., Galun R., Mordike B.L., Manna I. Laser composite surfacing of a magnesium alloy with silicon carbide // Composites Science and Technology. 2003. Vol. 63, pp. 771-778.
6. Dobrzański L.A., Tański T., Domagała J., Bonek M., Klimpel A. Microstructure analysis of the modified casting magnesium alloys after heat and laser treatment // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. 2009. Vol. 32, No. 1, pp. 7-12.
7. Тарасова Т.В. Распределение элементов в ванне расплава при лазерном легировании // Металловедение и термическая обработка металлов. 2002. № 3. С. 24-27.
8. Görgl R., Brandstätter E. Laser cladding and laser alloying – similarities and differences // Journal of Heat Treatment and Materials. 2012. Vol. 2, pp. 125-132.
9. Diepers H., Prieler R., Laschet G., Theiler C., Schubert E. Micro-Macro Simulation and Experimental Investigations of Laser Remelting Al-Coatings on steel // Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes IX; Ed. by P.R. Sahn, P.N. Hansen and J.G. Conley. 2000, pp. 798-805.
10. Мурзин С.П., Осетров Е.Л., Трегуб Н.В., Никифоров А.М. Создание нанопористых металлических материалов с применением лазерного воздействия // Известия СамНИЦ РАН. 2009. Т.11. № 5. С. 102-105.
11. Мурзин С.П., Трегуб В.И., Меженин А.В., Осетров Е.Л. Лазерное наноструктурирование металлических ма-

- териалов с применением подвижных фокусаторов излучения // Компьютерная оптика. 2008. Т. 32. №4. С. 353-356.
12. Мурзин С.П., Осетров Е.Л., Трегуб Н.В., Малов С.А. Повышение равномерности глубины зоны образования нанопористых структур при формировании лазерного воздействия фокусатором излучения // Компьютерная оптика. 2010. Т.34. №2. С. 219-224.
 13. Kazanskiy N.L., Murzin S.P., Osetrov Ye.L., Tregub V.I. Synthesis of nanoporous structures in metallic materials under laser action // Optics and Lasers in Engineering. 2011. Vol. 49, No. 11, pp. 1264-1267.
 14. Мурзин С.П. Разработка способов интенсификации формирования нанопористых структур металлических материалов селективной лазерной сублимацией компонентов сплавов // Компьютерная оптика. 2011. Т.35. № 2. С. 175-179.
 15. Казанский Н.Л., Мурзин С.П., Трегуб В.И. Оптическая система для проведения селективной лазерной сублимации компонентов металлических сплавов // Компьютерная оптика. 2010. Т.34. №4. С. 481-486.
 16. Досколович Л.Л., Казанский Н.Л., Мордасов В.И., Мурзин С.П., Харитонов С.И. Исследование оптических систем управления передачей высоких энергий // Компьютерная оптика. 2002. №23. С.40-43.
 17. Murzin S.P. Increasing the efficiency of laser treatment of materials using elements of computer optics // Journal of Advanced Materials. 2003. Vol. 10. № 2, pp. 181-185.
 18. Мурзин С.П., Осетров Е.Л. Исследования температурных полей в конструкционной стали при воздействии лазерных потоков, сформированных фокусаторами излучения // Компьютерная оптика. 2007. Т. 31. №3. С. 59-62.

LOCAL ALLOYING OF ALUMINUM ALLOYS WITH APPLICATION OF LASER INFLUENCE

© 2012 S.P. Murzin, V.I. Tregub, N.V. Tregub, A.M. Nikiforov

Samara State Aerospace University named after Academician S.P. Korolev
(National Research University)

Researches of processes of a local laser alloying of technically pure aluminum and Al-Mg Amg6 system alloy are carried out. As a material containing alloying components, used an alloy of Cu-Zn system of L62 brass in the form of a foil in thickness of 0,05 mm on which surface previously created the ordered relief. In the alloying foil a method of extracts elastic medium previously formed outside of the relief structure, which provides improved conditions for the implementation of the alloying component in the foundation. The way of a local alloying of an alloy on basis Al is developed.

Keywords: alloying, aluminum alloy, brass, laser influence, near-surface layer.

Sergei Murzin, Doctor of Technics, Professor at the Power Plant Automatic Systems Department. E-mail: murzin@ssau.ru
Valeriy Tregub, Candidate of of Technics, Associate Professor at the Process Metallurgy and Aeronautical Materials Science Department. E-mail: murzin@ssau.ru
Nikolai Tregub, Graduate Student. E-mail: murzin@ssau.ru
Arkadiy Nikiforov, Training Foreman. E-mail: murzin@ssau.ru