

АНАЛІЗ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ СИЛУМІНІВ ПРИ РІЗНИХ РЕЖИМАХ ЛАЗЕРНОЇ ОБРОБКИ

Досліджено вплив лазерної обробки на структуру та твердість доєвтектичних силумінів, визначено оптимальний режим оброблення, розглянуто можливість підвищення твердості оплавленого шару за рахунок використання сплавів зі вторинної сировини.

Ключові слова: силумін, лазерна обробка, структура, властивості.

Кольорові метали та їх сплави широко застосовуються в сучасній промисловості. Легкі сплави, зокрема алюмінієві, використовуються як замітники чавунів, сталей, антифрикційних сплавів та інш. При цьому перевагами використання сплавів на Al-основі є зниження маси машин та конструкцій. Вдале поєднання малої щільності з високими антикорозійними властивостями робить їх практично незамінними в авіаційній, автомобільній промисловості, судо- та приладобудуванні.

Разом з перевагами, у порівнянні з іншими металевими сплавами, Al-сплавам притаманні істотні недоліки – вони досить м'які і мають низькі показники міцності. Існуючі методи впливу на структуру силумінів (модифікування, термічна обробка та інш.) не повністю задовольняють властивостям, які висуваються до сплавів даного класу. Актуальною задачею є пошук та застосування перспективних методів, які забезпечують високі фізико-хімічні характеристики алюмінієвих сплавів.

Відомо [1–2], що лазерне оброблення поверхні силумінів внаслідок дуже високих швидкостей нагрівання та охолодження може призводити до значних змін у структурі в зоні лазерної дії – диспергізації, збільшенню кількості дефектів кристалічної будови, формуванню метастабільних фаз. Такі зміни є причиною зростання мікротвердості, міцності, а відповідно і зносостійкості матеріалу.

Тому метою роботи було дослідження впливу лазерної обробки на структуру та твердість поверхневих шарів доєвтектичного силуміну АК8МЗ та визначення оптимального режиму оброблення.

Таблиця 1 – Хімічний склад сплавів АК8МЗ

Сплав	Вміст елементів, мас. %									
	Si	Cu	Fe	Mn	Mg	Zn	Ni	Ti	інші	Al
первинний	8,20	2,56	0,31	0,04	0,03	0,045	0,01	0,0115	0,0285	залиш.
вторинний	9,82	3,10	1,57	0,40	0,32	0,76	0,044	0,040	0,2918	залиш.

Матеріали та методика досліджень

Для досліджень у лабораторній індукційній печі були виплавлені два сплави АК8МЗ: перший – з первинної шихти, другий – зі вторинної сировини. Шихта сплаву I складалася з технічно чистого алюмінію А7, кристалічного кремнію марки КР0 та електротехнічної міді. Шихта сплаву II складалася з 80 % сплаву, отриманого з брухту та відходів виробництва і 20 % компонентів, які використовувалися при виплавленні сплаву I (у відповідних співвідношеннях). Хімічний склад обох сплавів наведено у таблиці 1. Лазерна обробка (ЛО) поверхні зразків проводилася на повітрі за допомогою імпульсного лазера КВАНТ-12 (тривалість імпульсу $\tau = 4$ мс) в режимі оплавлення. Фазовий склад поверхневих шарів зразків після ЛО досліджувався за допомогою рентгеноструктурного (ДРОН-3) та металографічного (МІМ-8) аналізів. Лазерне оброблення та рентгеноструктурний аналіз проводили в ЗНУ під керівництвом д-ра фіз.-мат. наук, проф. Гіржона В.В. Мікротвердість визначали на мікротвердомірі ПМТ-3 при навантаженні 50 г.

Результати досліджень

Згідно з даними металографічного та рентгеноструктурного аналізів, вихідна структура обох сплавів складалася з α -твердого розчину Si в Al, евтектики Al+Si, фази Al₂Fe, яка мала пластинчасту або голчасту форму, та інтерметалідної фази Al₇Cu₂Fe (рис. 1). Дифрактограми первинного та вторинного сплавів у вихідному стані майже не відрізнялися, що свідчило про однаковий фазовий склад.

Отримана структура узгоджується з літературними даними [3–5], згідно з якими при високому вмісті кремнію і підвищеному вмісті заліза в доєвтектичних сплавах можуть утворюватися як двофазні залізозмісні включення, так і інтерметаліди з різними хімічними формулами та типами кристалічних ґраток (Al_2Fe , Al_3Fe , Al_3FeSi , Al_5FeSi , Al_9FeSi_3 та інші). При цьому залізозмісні фази кристалізуються у вигляді голок або пластинок. У силумінах, додатково легованих міддю, до структурних складових можуть входити також фази типу $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$.

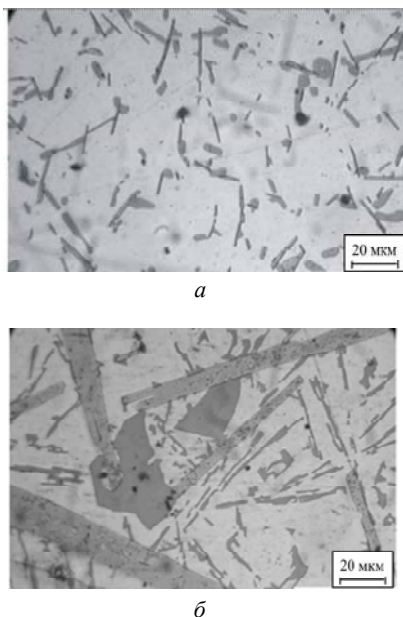


Рис. 1. Вихідна структура сплавів:
а – первинний; б – вторинний

Металографічний аналіз показав, що сплав на основі первинної сировини мав більш дисперсну структуру та достатньо рівномірний розподіл фаз (див. рис. 1, а). Залізозмісна фаза в ньому мала розміри 5...20 мкм, також у сплаві спостерігалися поодинокі дефекти у вигляді мікропор. В той же час підвищений вміст домішок і, зокрема, заліза у вторинному сплаві призвів до утворення грубої структури і крупних пластинчастих включень фази Al_2Fe довжиною більше 200 мкм та підвищеної кількості пор (див. рис. 1, б).

Мікротвердість матриці складала в середньому 1065 та 1095 МПа для першого та другого сплавів, відповідно. Присутня фаза Al_2Fe мала мікротвердість ~ 4830 МПа, але була дуже крихкою. Мікротвердість включень на основі кремнію дорівнювала 9000...11000 МПа.

Одноразова лазерна обробка призвела до загального зниження інтенсивності дифракційних максимумів як від ґратки кремнію, який входив до складу евтектики, так і від ґраток інтерметалідних фаз та підвищення інтенсивності ліній від ГЦК фази, що свідчило часткове розчинення цих фаз у твердому розчині на основі алюмінію. Фазовий склад при цьому можна визначити так:

пересичений твердий розчин кремнію в алюмінії, евтектика, інтерметалідна фаза Al_2Fe та сліди інтерметаліду $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$.

Після обробки лазером зона лазерної дії первинного сплаву складалася з зони гартування з рідкого стану глибиною до 150 мкм та зони термічного впливу глибиною до 50 мкм (рис. 2).

Відносно невисока густина потужності випромінювання ($q \sim 600$ МВт/м²) призвела до часткового розчинення інтерметалідних фаз та неповного перемішування розплаву в зоні лазерної дії, формування в місцях розташування інтерметалідних фаз квазіектектичних колоній, які, окрім кремнію, могли бути збагачені легувальними елементами, що входили до складу інтерметалідів. Отримана структура первинного сплаву АК8МЗ відповідала структурам Al-Si-сплавів після імпульсної лазерної обробки, які були отримані та досліджені в роботі [6]. Також автором роботи встановлено, що в момент опромінення зразків поверхневі шари зазнавали сумісну дію теплового впливу з дією сил тиску електромагнітного випромінювання, що сприяло виникненню імпульсу віддачі. В результаті в зоні розплаву виникали турбулентні потоки, які призводили до структурної неоднорідності в зоні лазерної дії. Така особливість відобразилася на розбіжності значень мікротвердості, середні значення якої склали $\sim 1300 \pm 100$ МПа.

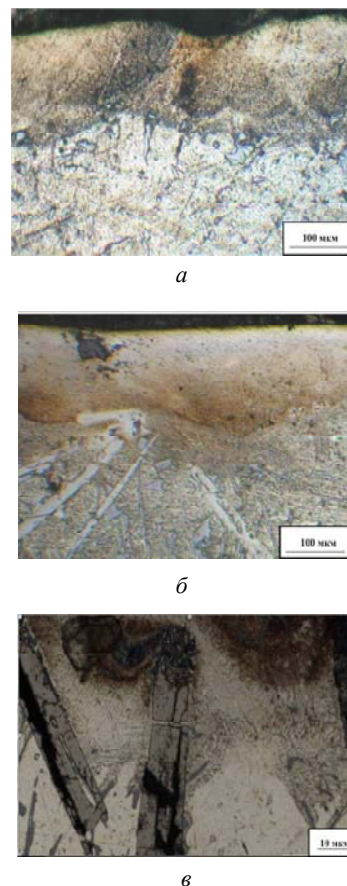


Рис. 2. Структура первинного (а) та вторинного (б, в) сплавів після однократної лазерної обробки

При лазерній обробці вторинного сплаву структура сплаву була подібною до первинного, але крупні інтерметалідні включення тільки частково розчинялися та подрібнювалися, можливо внаслідок того, що температура в зоні лазерної дії була недостатньою для повного розплавлення грубої залізовмісної фази (див. рис. 2, *в*). Глибина оплавленого шару вторинного силуміну була біля 200 мкм, а середнє значення мікротвердості дорівнювало 2400 МПа. Більш високі значення твердості в ЗЛД вторинного силуміну можна пояснити більш високим вмістом заліза, марганцю, магнію та інших елементів, які входили до складу сплаву (див. табл. 1). Їх підвищений вміст відповідно сприяв збільшенню об'ємної долі інтерметалідних включень [7], зокрема залізовмісної, як в усьому сплаві, так і в оплавленому шарі. Під дією лазерного випромінювання відбувалося часткове розчинення та подрібнення інтерметалідів, тобто виникав ефект легування в зоні розплаву, завдяки якому мікротвердість оплавленої зони вторинного силуміну була вище первинного в середньому на 1000 МПа.

Подальші дослідження показали, що збільшення кратності обробки до 2 разів для обох сплавів призводило до утворення достатньо чіткої границі між «плямами» (об'ємами металу, що одержані під дією окремих імпульсів), кращого подрібнення і розчинення інтерметалідних фаз, більш рівномірного розподілу дисперсних складових у зоні оплавлення (рис. 3 *а, б*), що в свою чергу сприяло підвищенню мікротвердості в середньому до 1400 МПа для первинного сплаву та до 2500 МПа для вторинного.

При триразовій обробці (див. рис. 3, *в, з*) або підвищенні густини потужності до 950 МВт/м² (рис. 3, *д, е*) мало місце невелике збільшення глибини оплавлення, утворення в обох сплавах вихрової структури в зоні лазерної дії, додаткових дефектів, таких як пори і тріщини. Малий час дії імпульсу ($\tau = 4$ мс) і великі швидкості нагрівання та охолодження ($10^3 \dots 10^4$ К/с) сприяли виникненню значних термічних напружень, а відповідно і гартувальних тріщин.

Висновки

У цілому результати досліджень показали, що найбільш оптимальною, особливо для вторинного сплаву, є одноразова лазерна обробка з густиною потужності імпульсу 600 МВт/м². Вона забезпечила одержання практично бездефектного шару з рівномірною структурою глибиною ~200 мкм та підвищення мікротвердості первинних силумінів у середньому в 1,5 рази, вторинних – в 2 рази. При цьому збільшення показників мікротвердості вторинних сплавів у порівнянні з первинними можна пояснити за рахунок наявності у їхньому складі підвищеної кількості домішок, в тому числі заліза, які при лазерній обробці відігравали роль додаткових легувальних елементів. Отримані результати дозволяють розширити області застосування вторинних силумінів. У той же час наявність крупних залізовмісних фаз пластинчастої форми у вторинному силуміні істотно впли-

вала на рівномірність та якість поверхневого шару при лазерній обробці, що дозволило зробити висновок про необхідність попереднього рафінувально-модифікувального оброблення і нейтралізації заліза за рахунок змінення параметра форми фаз, до яких воно входить.

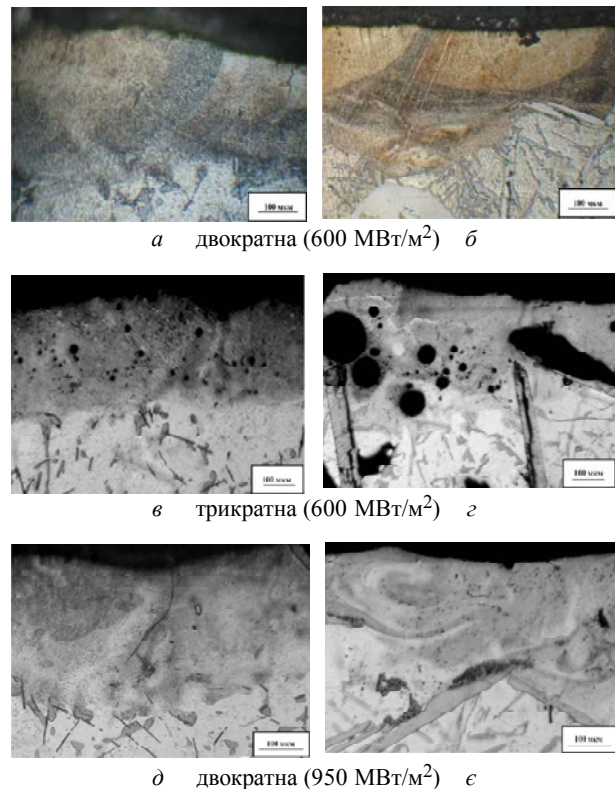


Рис. 3. Вплив кратності та густини потужності лазерної обробки на структуру поверхневого шару первинного (*а, в, д*) та вторинного (*б, з, е*) сплаву

Список літератури

1. Гиржон В. В. Формирование структуры поверхностных слоев алюминиевых сплавов после импульсной лазерной обработки / В. В. Гиржон, И. В. Танцюра // Металлофиз. новейшие технол. – 2005. – т. 27. – № 11. – С. 1519–1528.
2. Гиржон В. В. Формирование квазиэвтектической структуры в сплавах АК9 и АК12 после импульсной лазерной обработки / В. В. Гиржон, И. В. Танцюра // Металлофиз. новейшие технол. – 2006. – т. 28. – № 9. – С. 1249–1259.
3. Мондольфо Л. Р. Структура и свойства алюминиевых сплавов / Мондольфо Л. Р. – М.: Металлургия, 1979. – 640 с.
4. Строганов Г. Б. Высокопрочные литейные алюминиевые сплавы / Строганов Г. Б. – М.: Металлургия, 1985. – 216 с.
5. Силумины. Атлас микроструктур и фрактограмм промышленных сплавов: справ. изд. [А. Г. Пригунова, Н. А. Белов, Ю. Н. Таран и др.]. – М.: МИСИС, 1996. – 175 с.
6. Танцюра І. В. Формування структури поверхневих шарів алюмінієвих сплавів під дією імпульсної лазерної

обробки : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. фіз.-мат. наук: спец. 01.04.13 «Фізика металів » / І. В. Танцюра. – К., 2009. – 20 с.

7. Мітяєв О. А. Науково-технологічні основи формування структури, фізико-механічних і службових властивостей вторинних силумінів : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня д-ра техн. наук: спец. 05.02.01 «Матеріалознавство» / О. А. Мітяєв. – Запоріжжя, 2008. – 32 с.

Одержано 03.06.2015

Широкобокова Н.В. Анализ структуры и свойств силуминов при разных режимах лазерной обработки

Исследовано влияние лазерной обработки на структуру и твердость доэвтектических силуминов, определено оптимальный режим обработки, рассмотрена возможность повышения твердости оплавленного слоя за счет использования сплавов на основе вторичного сырья .

Ключевые слова: силумин, лазерная обработка, структура, свойства.

Shirokobokova N. Analysis of silumins' structure and properties with the use of different modes of laser treatment

The influence of laser treatment on the structure and hardness of hypoeutectic silumins is investigated, optimal treatment mode is determined, possibility of the fused layer's hardness increasing by using the alloys based on secondary raw materials is considered.

Key words: silumin, laser treatment, structure, properties.
