

УДК 669.017:669.15-194:621.785.9

**ВПЛИВ ЛАЗЕРНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ ТА
МІКРОТВЕРДІСТЬ ВТОРИННИХ АЛЮМІНІЄВИХ
СПЛАВІВ**

д-р техн.наук., проф. І.П. Волчок, асп. Н.В. Широкобокова
Запорізький національний технічний університет

Кольорові метали і їх сплави широко застосовуються в сучасній промисловості. Легкі сплави, зокрема алюмінієві, знаходять застосування як замітники чавунів, сталей, антифрикційних сплавів і т.д. При цьому основною перевагою використання сплавів на Al-основі є зниження маси машин та конструкцій. Вдале поєднання малої щільності з високими антикорозійними властивостями робить їх в багатьох галузях промисловості практично незамінними.

Необхідно відзначити, що разом з цілим переліком переваг, в порівнянні з іншими металевими сплавами, Al-сплави володіють істотними недоліками – вони досить м'які і мають низьку міцність. Тому розробка нових методів зміцнення сплавів на основі алюмінію є актуальним завданням сучасного металознавства.

Відомо [1], що лазерна обробка поверхонь алюмінієвих сплавів, зокрема силумінів, внаслідок надвисоких швидкостей нагріву та охолодження може приводити до значних змін структури в зоні лазерної дії (ЗЛД) – її диспергізації, зростанню дефектів кристалічної будови, формуванню метастабільних фаз. Такі зміни служать причиною зростання значень мікротвердості, міцності та зносостійкості.

Метою цієї роботи є вивчення структури та властивостей поверхневих шарів доевтектичного силуміна АК8МЗ після лазерної обробки та подальших природного і штучного старіння.

Експериментальна частина. У роботі [2] показано, що вміст заліза значно впливає на структуру та властивості алюмінієвих сплавів. Тому в якості об'єкту досліджень були взяті доевтектичні силуміни, що виплавлені в тигельній печі опору і містять різну кількість заліза (табл. 1).

Таблиця 1

Хімічний склад сплавів

№ сплаву	Вміст елементів, мас. %							
	Si	Cu	Fe	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr
1	9,84	3,27	0,40	0,054	0,093	0,088	0,011	0,0026
2	9,78	3,35	0,64	0,055	0,087	0,097	0,012	0,0035
3	9,84	3,36	0,92	0,057	0,077	0,099	0,012	0,0058
4	9,76	3,38	1,11	0,058	0,071	0,111	0,012	0,0075
5	9,73	3,40	1,45	0,060	0,067	0,112	0,013	0,0086

Лазерна обробка зразків виконувалася в атмосфері навколишнього середовища за допомогою імпульсного лазера (тривалість імпульсу $\tau = 4$ мс) в режимі оплавлення поверхні з 30% перекриттям плям. Для досягнення більш однорідної ЗЛД проводилося повторне лазерне оплавлення (ЛО) зразків. При цьому комплекс структурних досліджень проводився як для однократно-, так і двократно оброблених об'єктів*.

Відомо [3], що процес старіння для алюмінієвих сплавів має важливе значення, оскільки при цьому може відбуватися формування дисперсних інтерметалідних фаз, внаслідок чого можливе підвищення механічних властивостей сплавів. Тому після лазерної обробки зразки піддавалися природному старінню при кімнатній температурі протягом дванадцяти місяців і штучному старінню при температурі 180°C протягом семи годин.

Для дослідження процесів формування структури в ЗЛВ використовувалися рентгенівський фазовий і металографічний аналізи. Вимірювання мікротвердості проводилися на поперечних шліфах зразків з побудовою залежностей значень мікротвердості від глибини зони.

Результати досліджень. Згідно даних рентгеноструктурного аналізу в вихідному стані фазовий склад сплаву 1 (з мінімальним вмістом заліза) був наступним: Al, Si, CuAl_2 , Al_5SiFe . Як однократне, так і двократне лазерне оплавлення поверхні не приводило до зміни фазового складу зразка, проте на дифрактограмах спостерігався значний перерозподіл інтенсивностей дифракційних максимумів, що свідчило про виникнення текстури, пов'язаної з надвисокими ($\sim 10^4$ K/c) швидкостями охолодження розплаву, направленими перпендикулярно площині зразка у бік матриці (автогартування).

Зі збільшенням кількості заліза в сплавах фазовий склад ЗЛД також не зазнавав змін – дифрактограми були практично ідентичні.

Металографічні дослідження дозволили виявити досить істотні відмінності в морфології як вихідних зразків, так і зразків, оброблених лазером. Так, вихідна мікроструктура сплаву 1 була досить дисперсною і складалася з дендритів алюмінію, евтектики та кристалів фази Al_5SiFe , що оптично важко виявлялися та мали голчасту будову (рис. 1 а). При цьому кристали кремнію, що входять до складу евтектики, мали подовжену форму, що мабуть пов'язане з термічною обробкою сплавів після виплавки. Необхідно відзначити, що фаза Al_2Cu виявлялася лише при 700-кратному збільшенні, тобто була високодисперсною і нерівномірно розподілялася за об'ємом зразка.

* Лазерна обробка зразків виконувалася асп. Танцюрою І.В. під керівництвом д-р фіз.-мат. наук, проф. Гіржона В.В.

Вихідні структури сплавів 2-5 були однотипними (тобто склалися з евтектики, первинних дендритів алюмінію та інтерметалідної фази). При цьому збільшення вмісту заліза в сплавах привело до зміни морфології фази Al_5SiFe та її огрублення (рис. 1 б), що може бути пов'язане як зі збільшенням кількості інтерметалідної залізовмісної фази, так і з анізотропією її зростання [4].

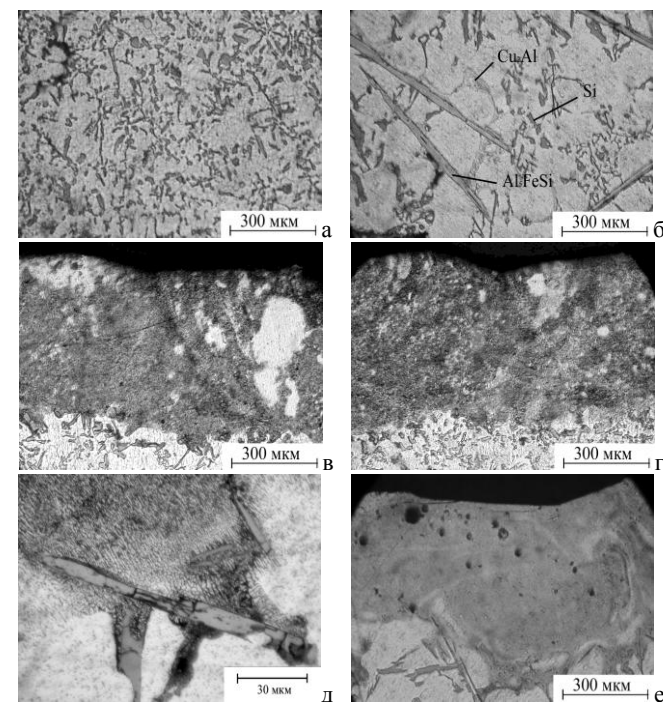


Рис. 1. Мікроструктура сплавів: а – вихідна, 0,4% Fe; б – вихідна, 1,45%Fe; в – після однократного ЛО, 0,4% Fe; г – після двократного ЛО 0,4% Fe; д – нерозплавлені кристали кремнію і фази Al_5SiFe на границі ЗЛД та матриці, 1,11% Fe; е – макродефекти в ЗЛД, 1,45% Fe.

Після лазерного оплавлення поверхні структура всіх досліджених сплавів в ЗЛД значно змінилася – вона стала високодисперсною з елементами, що слабо розділяються металографічно (рис. 1 в). Змінилася також морфологія фаз: якщо в вихідній структурі були присутні голчасті або пластинчасті структурні елементи, то після ЛО форма частинок в оплавленому шарі була близька до глобулярної. При цьому особливих відмінностей в структурах ЗЛД усіх п'яти сплавів як

після однократного, так і після двократного оплавлення не спостерігалось, хоча після двократної ЛО розподіл структурних складових ЗЛД був більш рівномірним, а глибина зони збільшувалася (рис. 1 г).

Необхідно відзначити, що в деяких сплавах на границі розділу ЗЛД та матриці спостерігалися незруйновані кристали евтектичного кремнію і фази Al_5SiFe (рис. 1 д), а також виявлялися макродефекти округлої форми (рис. 1 е), поява яких може бути пов'язана з тим, що ЛО проводилася в повітряному середовищі і мікропори виникали внаслідок насичення розплаву газами.

Вимірювання мікротвердості по глибині ЗЛД показало (рис. 2), що весь оплавлений шар мав підвищені в порівнянні з вихідною структурою значення мікротвердості H_{μ} (приблизно у 2 рази після однократної і в 2,5 рази – після двократної ЛО). Головною причиною зростання H_{μ} після ЛО, на нашу думку, є значна диспергізація структури, пов'язана з надвисокими швидкостями охолодження розплаву ($\sim 10^4$ К/с), що досягаються при лазерному оплавленні поверхонь. Характер розподілу кривих $H_{\mu} = f(h)$ виявився практично однаковим для всіх досліджених зразків: мікротвердість монотонно знижувалася зі збільшенням глибини ЗЛВ.

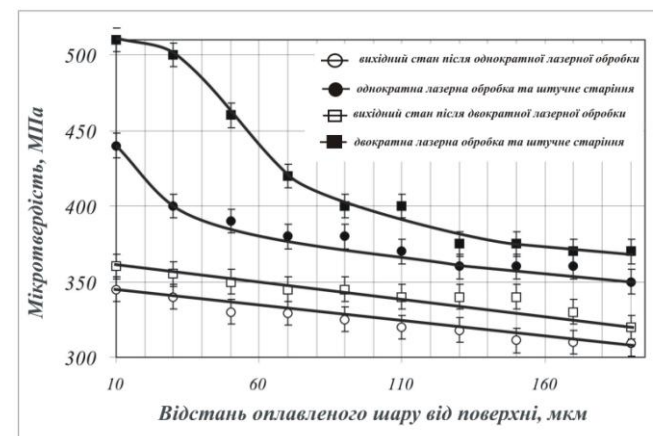


Рис. 2. Розподіл значень мікротвердості по глибині ЗЛД.

Після природного старіння при кімнатній температурі протягом року, згідно даних рентгеноструктурного аналізу, фазовий склад всіх зразків не змінився. Параметр ґратки твердого розчину на основі алюмінію також не відрізнявся від вихідного і складав $a = 0,4035$ нм, тобто був таким же, як і до старіння. Металографічний аналіз, а також вимірювання мікротвердості не виявили ніяких особливостей в структурі

зразків після природного старіння. Це дає право стверджувати, що після лазерної обробки досліджені сплави є структурно стабільними при кімнатній температурі.

Оскільки природне старіння не привело до помітних структурних змін, зразки піддавалися штучному старінню. Після такого термооброблення на всіх рентгенограмах, знятих з боку оплавленої лазером поверхні, окрім фаз Al, Si, Al₂Cu і Al₃SiFe, були виявлені відбиття від ґратки фази Al₇Cu₂Fe, кількість якої збільшувалася по мірі збільшення заліза в сплаві.

Параметр кристалічної ґратки твердого розчину на основі алюмінію збільшився до 0,4045 нм, що приблизно відповідає параметру ґратки чистого алюмінію (0,4049 нм). Це свідчило про те, що твердий розчин на основі алюмінію практично повністю розпався, тобто завершилися дифузійні процеси виходу домішкових атомів з твердого розчину. Виходячи з цього можна допустити, що виділення фази Al₇Cu₂Fe відбулося внаслідок взаємодії атомів заліза і міді, що дифундують з ґратки твердого розчину, з атомами алюмінію по перитектичній реакції.

Необхідно відзначити, що металографічно ототожнити однозначно фазу Al₇Cu₂Fe було надзвичайне складно внаслідок її дисперсності та досить складної гетерогенної структури всієї ЗЛД, однак вимірювання мікротвердості всіх зразків показали досить помітне її підвищення в приповерхневих шарах зони (рис. 2). На рис. 3 показані залежності, що ілюструють вплив вмісту заліза, одно- та двократної ЛО, а також природного та штучного старіння на мікротвердість сплавів.

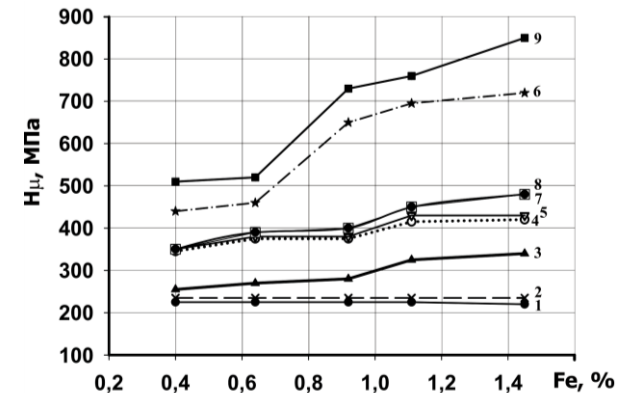


Рис. 3. Залежність середньої мікротвердості матриці та ЗЛД (глибина 10 мкм) від вмісту заліза в сплаві: 1 – вихідний стан; 2 – природне старіння; 3 – штучне старіння; 4 – однократне ЛО; 5 – однократне ЛО + природне старіння; 6 – однократне ЛО + штучне старіння; 7 – двократне ЛО; 8 – двократне ЛО + природне старіння; 9 – двократне ЛО + штучне старіння.

Природне старіння всіх зразків в вихідному стані практично не приводило до змін значень H_u , а таке ж старіння після лазерних обробок виявило досить слабку тенденцію до підвищення мікротвердості зі збільшенням кількості заліза в сплавах. Штучне старіння приводило до помітного підвищення мікротвердості як в початкових зразках, так і в зразках, які оброблялися лазером. Причому тенденція до монотонного зростання значень H_u зі збільшенням кількості заліза більш яскравіше виражена в сплавах, які перед старінням були оплавлені лазером. Такий характер зміни значень мікротвердості ще раз підтверджує зроблене вище припущення, що основною причиною підвищення значень H_u є утворення при штучному старінні дисперсного залізовмісного інтерметаліду Al_7Cu_2Fe . Вищі значення мікротвердості всіх сплавів після ЛО і більш яскраво виражену в них тенденцію до підвищення значень H_u після штучного старіння зі збільшенням кількості заліза в сплавах можна пояснити диспергізацією структури та значним підвищенням щільності дефектів кристалічної будови, викликаними лазерним опалвленням.

Висновки. Лазерне опалвлення поверхні вторинного силуміна АК8МЗ з різним вмістом заліза, приводить більш, ніж двократному підвищенню мікротвердості в зоні опалвлення, що пов'язане з диспергізацією структури та формуванням пересиченого твердого розчину на основі алюмінію, викликаних надвисокими ($\sim 10^4$ К/с) швидкостями охолодження розплаву.

Штучне старіння сплавів внаслідок виділення дисперсного інтерметаліду Al_7Cu_2Fe викликає додаткове зростання мікротвердості, величина якого підвищується зі збільшенням кількості заліза в сплаві.

Максимальні значення мікротвердості досягаються після лазерних обробок і подальшого штучного старіння, що пов'язане зі збільшенням дисперсності структури та зростанням щільності дефектів кристалічної будови, які сприяють процесам розпаду твердого розчину на основі алюмінію.

ВИКОРИСТАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Гиржон, В.В. Формирование структуры поверхностных слоев алюминиевых сплавов после импульсной лазерной обработки [Текст] / В.В. Гиржон, И.В. Танцюра // Металлофизика и новейшие технологии. - 2005.- №11.- С. 1519 – 1528.
2. Мондольфо, Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов [Текст] / Л.Ф. Мондольфо – М.: Металлургия, 1979.- 640 с.
3. Колобнев, И.Ф. Термическая обработка алюминиевых сплавов [Текст] / И.Ф. Колобнев – М.: Металлургиздат, 1961.-413 с.
4. Строганов, Г.Б. Сплавы алюминия с кремнием [Текст] / Г.Б. Строганов, В.А. Ротенберг, Г.Б. Гершман. – М.: Металлургия, 1977. – 272 с.