

УДК 669:621.78

В.П. Школяренко, О.В. Середенко, О.Л.Гончаров, І.Р.Баранов

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: hvp@ukr.net

ОБГРУНТОВАННЯ РАЦІОНАЛЬНОЇ ТЕМПЕРАТУРИ ЛИТТЯ СПЛАВУ АМГ6 ПІД ДІЄЮ ВІБРАЦІЇ ДЛЯ ФОРМУВАННЯ ОДНОРІДНОЇ СТРУКТУРИ

Сплав АМг6 використовується у машино-, корабле-, ракетобудуванні, аерокосмічній техніці та електротехніці, харчовій промисловості, будівництві. З литих заготовок сплаву АМг6 виготовляється широкий сортамент продукції, у тому числі, труби. Для цього матеріалу притаманне ефективно поєднання механічних і спеціальних властивостей. Разом з цим основним недоліком його є схильність до формування неоднорідної структури, що не забезпечує стабільності властивостей виробів при експлуатації [1]. Фізико-механічні властивості сплавів системи Al-Mg залежать, зокрема, від ступеня пересичення твердого розчину Mg в Al, кількості, розміру і характеру розташування інтерметалідів в сплаві [2]. Підвищення властивостей досягається при застосуванні вібрації та термічної обробки [3]. Тривалість нагріву литих заготовок при термічній обробці залежить від розміру фаз у сплаві і може бути скороченим до 25 % у разі меншого розміру структурних складових [4]. Сплав важко піддається термічному зміцненню, технологічний процес обробки литих заготовок з нього є складним [5]. Тому покращення властивостей сплаву АМг6 шляхом поєднання операцій вібрації та термічної є актуальним науково-технічним завданням.

Вібрація як допоміжний фактор впливу на структуру ефективно вбудовується у ливарний технологічний процес. На даний час у світі активно вивчається вплив вібраційної обробки на розплав, що охолоджується і твердне у ливарній формі, для покращення його структури і властивостей з метою оптимізації комплексу параметрів ливарного процесу і вібраційного впливу [1-4].

Метою даної роботи було дослідження впливу температури заливки розплаву і вібрації на розмір, морфологію і характер розташування фаз металу трубних заготовок зі сплаву АМг6.

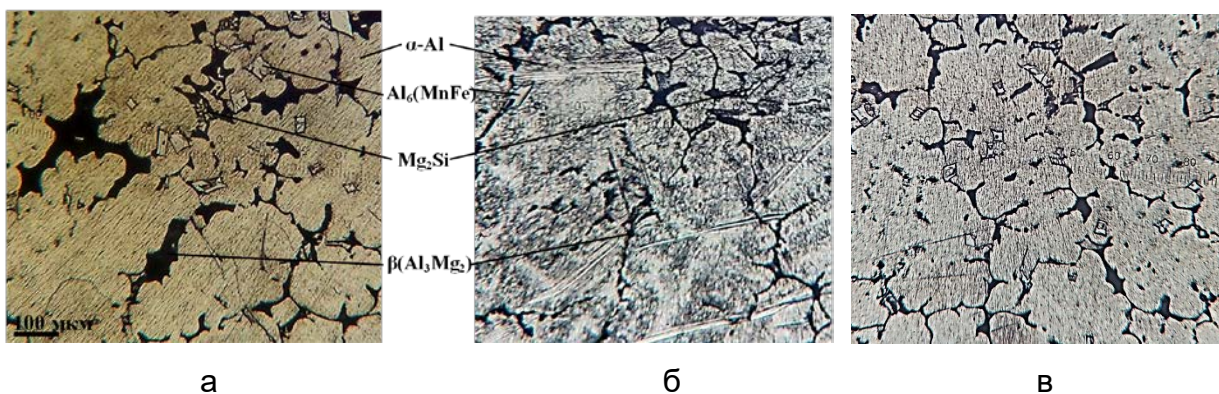
У роботі використано методи світлової мікроскопії аналізу фаз зразків у литому стані сплаву АМг6 без і після вібраційної обробки травлених водним розчином HF та

випробування на твердість згідно ДСТУ EN ISO 6506-1:2019.

Розплав заливався у ливарні форми, де охолоджувався і тверднув без вібрації та під дією вібраційного коливання з амплітудою 0,2 мм і частотою 60 Гц. Проведено наступні серії експериментів: 1 – температура заливання розплаву 750 °С, яка відповідала максимально допустимому перегріванню алюмінієвих сплавів, що деформуються [2], 2 – температура заливання 700 °С, яка відповідала мінімальному перегріву розплаву при легуванні і рафінуванні [2], і 3 серія – із застосуванням впливу вібрації на розплав при оптимізованій температурі заливки.

Основою сплаву є зерна α -твердого розчину магнію та марганцю в алюмінії. У сплаві була присутня фаза $\alpha+\beta(\text{Al}_3\text{Mg}_2)$. У ряді літературних джерел [1, 3] ця евтектика позначається як $\alpha+\beta(\text{Al}_3\text{Mg}_2)$, в термічно обробленому металі вона мала форму компактних вкраплень. Структура прутка АМг6, який був використаний у якості шихтового матеріалу складалась із зерен α -твердого розчину Al і була типовою для металу, який пройшов термічну обробку і деформування. Середній розмір зерен шихтового прутка складав близько 60 мкм.

Структура литого сплаву АМг6, одержаного у 1 серії експериментів, виявилась неоднорідною за розмірами зерен основи сплаву та величиною і характером розташування вкраплень інших фаз. На рис. 1 а представлена структура сплаву у якій середній розмір зерен основи складав 450 мкм, а на рис. 1 б – 700 мкм.

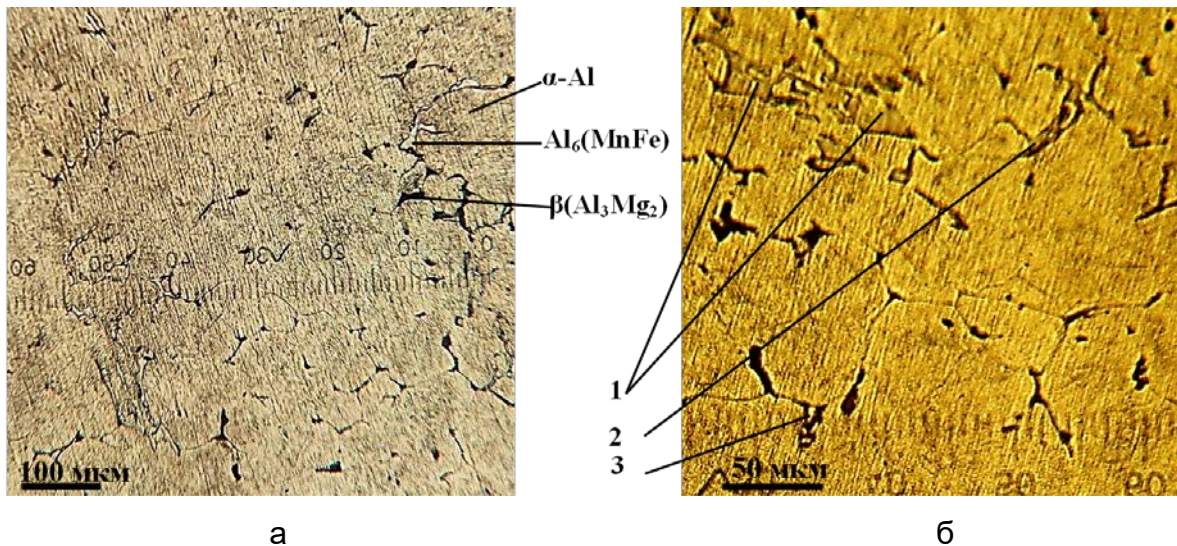


а – зона зі скупченнями фаз $\beta(\text{Al}_3\text{Mg}_2)$ і $\text{Al}_6(\text{MnFe})$, б – зона з найбільшим середнім розміром зерна збіднена на виділення других фаз, в – зона з рівномірним розподілом фаз.

Рис. 1 – Структура сплаву АМг6 отриманого у 1 серії експериментів.

Слід відзначити неоднорідність розподілення фаз в об'ємі металу. Так, фаза $\beta(\text{Al}_3\text{Mg}_2)$ утворювала скупчення (рис. 1 а), або була розосереджена у міжзереному об'ємі (рис. 1 б). Кристали $\text{Al}_6(\text{MnFe})$ мали огранку та у значно більшій кількості (~10

разів) спостерігались у зоні, представленої на рис. 1 а, ніж у зоні рис. 1 б. Розмір кристалів $Al_6(MnFe)$ відповідав діапазону 30...100 мкм при переважній кількості вкраплень 100 мкм. Особливостей розподілу фази Mg_2Si , яка мала розгалужену форму не зафіксовано. У сплаві також сформувались зони з рівномірним розподілом фаз. У таких зонах середній розмір зерна складав 550 мкм, кристалів $Al_6(MnFe)$ – 50 мкм, фаза $\beta(Al_3Mg_2)$ була рівномірно розосереджена і мала розміри до 4 разів менші, ніж у зонах, де вона утворювала скупчення (рис. 1 в, рис. 1 а). Розмір дендритів різних зон основи сплаву 1 серії експериментів був притаманний швидкості охолодження $\sim 10^{-2} \dots 10^{-1}$ К/с, за оціночними даними для сплавів алюмінію [3]. Порівняно з 1 серією метал 2 серії експериментів характеризувався значно дрібнішими і рівномірно розподіленими структурними складовими, рис. 2.



а – фази в сплаві, б – трансформація морфології вкраплень $Al_6(MnFe)$ від форми з огранкою до пластинчастої: 1 – вкраплення, що мали частини з огранкою, 2 – пластинчасте вкраплення, 3 – скупчення подрібнених пластинчастих вкраплень.

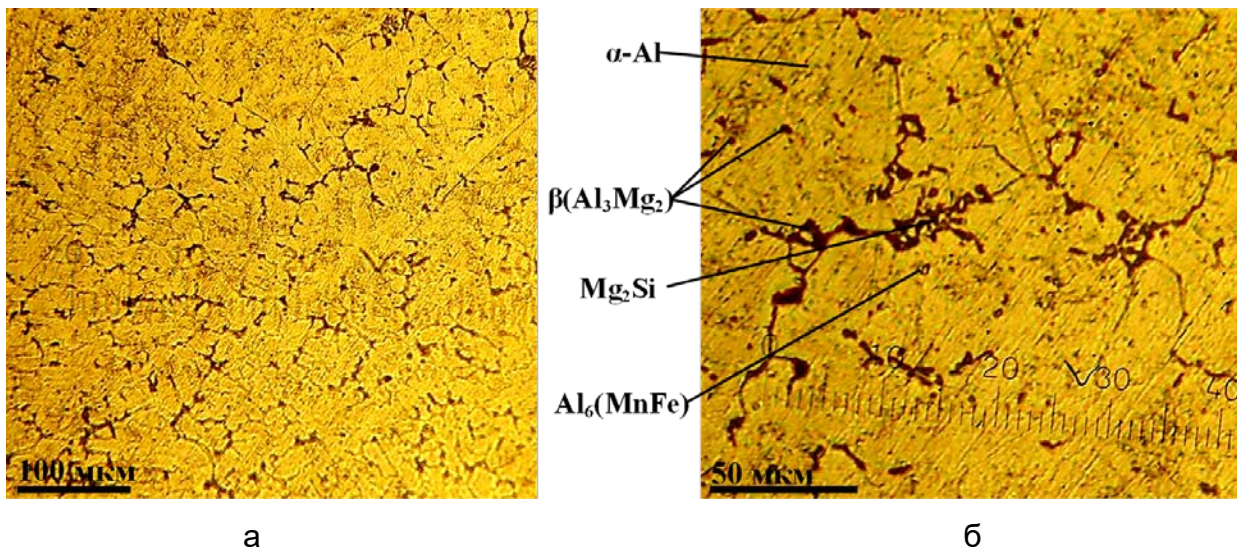
Рис. 2 – Структура сплаву АМг6 2 серії експериментів.

Середній розмір зерен α -твердого розчину Al зменшився до 100 мкм. Фаза $\beta(Al_3Mg_2)$ була розосереджена у міжзереному об'ємі без утворення крупних скупчень. Сітка з даної фази стала переривчастою і потоншила до 4 разів, розмір її скупчень скоротився у 2...10 разів. Зменшення кількості $\beta(Al_3Mg_2)$ фази, вірогідно, пов'язана зі збільшенням вмісту розчиненого Mg у зернах Al. Переважна кількість вкраплень $Al_6(MnFe)$ набула пластинчастого вигляду (рис. 2 а, див. рис. 1).

На рис. 3 б відображено трансформацію морфології фази $Al_6(MnFe)$ від форми з огранкою до пластинчастої і утворення скупчення її дисперсних вкраплень з розміром ~ 10 мкм.

Таким чином, температура заливки розплаву 700 °С, є раціональною для отримання литих заготовок, ніж 750 °С, і була застосована у комплексі з вібраційною обробкою розплаву у 3 серії експериментів.

Під впливом вібрації у 3 серії експериментів (рис. 3) відбулась зміна у структурних складових сплаву АМг6 порівняно з попередніми зразками.



а – зерна сплаву, б – фази сплаву.

Рис. 3 – Структура сплаву, отриманого із застосуванням вібрації.

Середній розмір зерна сплаву зменшився до 60 мкм. Вкраплення $Al_6(MnFe)$ стали дрібними, аналогічно металу шихти, який проходив термічну і деформаційну обробку. Частина фази $\beta(Al_3Mg_2)$ розташовувалась у міжзереному об'ємі у вигляді однорідної переривчастої сітки, а решта – як окремі округлі вкраплення розміром ~ 5 мкм у середині зерен. Включення Mg_2Si мали форму аналогічну плавці 1 при зменшенні розміру у $1,5$ рази. (рис. 3).

Таким чином, зниження температури заливання розплаву сприяла подрібненню зерен сплаву, підвищенню однорідності структури виливка, подрібненню структурних складових і зміні морфології вкраплень інтерметалідів. Застосування вібраційного впливу на розплав, що охолоджувався і тверднув у ливарній формі у комплексі із вказаною температурою заливання розплаву посилило тенденцію подрібнення і розосередження фаз сплаву АМг6.

Дія низькочастотного вібраційного впливу при зміні величини і напрямку інерційних сил у об'ємі розплаву зумовила перемішування металевої рідини у локальних зонах. Це сприяло більш однорідному розподілу компонентів у основі сплаву внаслідок чого утворилось більше зародків твердої фази. Мікротечії поблизу вкраплень, що зростили, вірогідно, сприяли їх збільшенню кількості розчиненого Mg в основі сплаву. Зміни у морфології фаз при оптимізованій температурі заливки зумовили зростання твердості сплаву з HB 604 МПа (1 серія експериментів, твердість нижча за HB 650 МПа – сплаву АМг6 згідно діючого в Україні міждержавного ГОСТ 4784-97) до 662 (2 серія експериментів). При застосуванні комплексу оптимальної температури заливки і вібраційного впливу морфологія, розмір, характер розташування фаз, а також вірогідне збільшення розчиненого Mg в Al привело до зростання твердості сплаву до 717 МПа у 3 серії експериментів. Як відомо з [5], для сплавів алюмінію існує лінійний зв'язок міцності на розрив і твердості, тому можна очікувати, що міцність сплаву також зростає.

Таким чином встановлено, що раціональна температура заливки сплаву АМг6 становить 700 °С, у комплексі з низькочастотною вібрацією (амплітуда 0,2 мм, частота 60 Гц) у порівнянні зі сплавом, що не піддавався дії вібрації призводить до формування більш однорідної структури сплаву із розміром зерен 60 мкм, до зміни морфології вкраплень інтерметалідів $Al_6(MnFe)$, зменшення їх розмірів у 10 разів та розосередженню у основі сплаву. Подібні зміни у структурі сплаву притаманні для металу, який піддають термічній обробці і деформації. Твердість сплаву HB становила 717 МПа, що вище за аналогічну характеристику стандартного сплаву.

Список літератури

1. S. Kumar, D. Kumar, I. Singh and D. Rath. An insight into ultrasonic vibration assisted conventional manufacturing processes: A comprehensive review // *Advances in Mechanical Engineering*. – Vol. 14, Issue 6. – 2022. <https://doi.org/10.1177/16878132221107812>.
2. Оптимізація технологічних процесів лиття безшовних труб у кокіль гравітаційним методом / Школяренко В.П., Нурадинов А.С., Сіренко К.А. // Всеукраїнська науково-технічна конференція «Наука і Металургія. Дніпро, ІЧМ НАН України, 2022. С. 31-32. http://isi.gov.ua/wp-content/uploads/2022/11/%D0%9D%D0%9C_2022.pdf
3. А.С. Нурадинов, А.Г. Пригунова, В.Ю. Шейгам, А.Г. Вернидуб, И.А. Нурадинов. Фізичні методи керування формуванням структури металів. Метал та лиття України. 2020. №2. С. 41-48.

4. Інноваційні шляхи керування процесом формування кристалічної будови металевих сплавів / А.С. Нурадінов, О.В. Ноговіцин, І.А. Нурадінов, Н.Ф. Зубеніна, К.А. Сіренко // Наука та інновації. – 2020. – Т. 16, № 4. – С. 71-77.
<http://dspace.nbu.gov.ua/bitstream/handle/123456789/184863/10-Nuradinov.pdf?sequence=1>

5. Нурадінов А.С. Подрібнення структури сплаву, що затвердіває, в умовах низькочастотної вібрації // Процеси лиття. 2008. №4. С.49-55.

УДК 669:621.78

В.П. Школяренко, О.В. Середенко, С.В.Пригунов

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: hvp@ukr.net

АНАЛІЗ СТРУКТУР СПЛАВУ «МІДЬ-ЗАЛІЗО» РОЗЛИТОГО З МЕХАНІЧНИМ ПЕРЕ- МІШУВАННЯМ РОЗПЛАВУ У ТИГЛІ ІНДУКЦІЙНОЇ ПЕЧІ

У результаті проведених досліджень встановлено, що в умовах виплавки у індукційній тигельній печі бінарного сплаву на основі Cu з добавкою 1 % мас. Fe при ламінарному режимі течії розплаву в ньому (період до 30 с після уводу в рідку мідь з температурою 1448 К добавки Fe циліндричної форми з температурою 293 К) виникали декілька рідких фаз, які мали чіткі міжфазні границі.

Визначено, що процес розчинення Fe відбувався у змішаному режимі причому кінетичне і дифузійне розчинення відбувались паралельно. Одразу на початку взаємодії Fe з Cu починалось руйнування пограничного шару добавки, вірогідно, за рахунок інтенсивного перегріву тонкого зовнішнього шару феромагнітного тіла добавки індукованими в ній електрострумами високої частоти як прояв поверхневого ефекту (скін-ефекту). Цей процес після переходу добавки у парамагнітний стан після нагріву вище точки Кюрі тривав, але з меншою інтенсивністю через збільшення глибини проникнення електромагнітного поля у поверхневий шар добавки, що призвело до зменшення величини виділеної питомої потужності електромагнітного поля у металі. Встановлено, що всі зафіксовані в пробах по ходу плавки фази, що утворились у процесі взаємодії Cu з Fe, збереглись у зливку, отриманого після заливки всієї маси плавки