

Ділянка 1 – сигнал слабкий, майже діаманітний, уширення петлі та незначне спотворення форми вказує на незначну дефектність та наявність феромагнітних вкраплень. Ділянка 2 – висока інтенсивність сигналу вказує на значну кількість феромагнітної фази. Ділянка 3 – менша інтенсивність сигналу та значні спотворення – значна дефектність структури.

Література:

1. Barkhausen H. Zwei mit Hilfe der neuen Verstärker entdeckte Erscheinungen, «Physische Zeitschrift», 1919, Jg. 20, № 17.
2. Bozorth, Richard M. Ferromagnetism, first published 1951, reprinted 1993 by IEEE Press, New York as a «Classic Reissue», ISBN 0-7803-1032-2.
3. Bozort R. Ferromagnetism, 1956.– 784 p.

Школяренко В.П., Середенко О.В.

(ФТИМС НАН України, Київ)

**ВИЗНАЧЕННЯ ТЕМПЕРАТУРИ ЛИТТЯ СПЛАВУ АМг6 ПІД ДІЄЮ
ВІБРАЦІЇ ДЛЯ ФОРМУВАННЯ ОДНОРІДНОЇ СТРУКТУРИ**

E-mail: hvp@ukr.net

Формоутворення однорідної структури литих заготовок із твердо-рідкого металу докорінно змінює традиційні уявлення про технологічні та службові характеристики ливарних алюмінієвих сплавів і вимагає подальшого удосконалення технологічних параметрів лиття. У даній роботі на основі експериментальних досліджень лиття деформованого сплаву АМг6 під дією вібрації було обґрунтовано раціональні температури лиття 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 притаманно 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 ступеню пересичення твердого розчину Mg в Al, кількості, розміру і характеру розташування інтерметалідів у сплаві [2]. Підвищення властивостей досягається при застосуванні вібрації та термічної обробки [3]. Тривалість нагрівання 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 AlMg6 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].

У якості матеріалу (шихти) для експериментальних досліджень використано сплав AlMg6. У роботі використано методи світлової мікроскопії аналізу фаз зразків у литому стані сплаву AlMg6 без і після вібраційної обробки травлених водним розчином HF та випробування на твердість згідно ДСТУ EN ISO 6506-1:2019. Метою даної роботи було дослідження впливу температури заливання розплаву і вібрації на розмір, морфологію і характер розташування фаз металу трубних заготовок зі сплаву AlMg6.

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 перегріванню розплаву при легуванні і рафінуванні [2], і 3 серія – із

застосуванням впливу вібрації на розплав при оптимізованій температурі заливання.

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, в якій середній розмір зерен основи складав 450 мкм, а на рис. 1, б – 700 мкм.

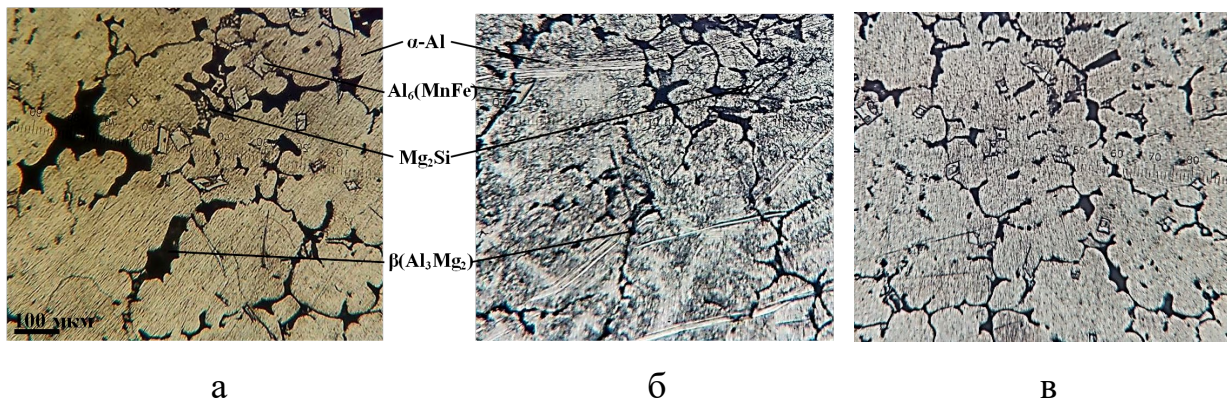
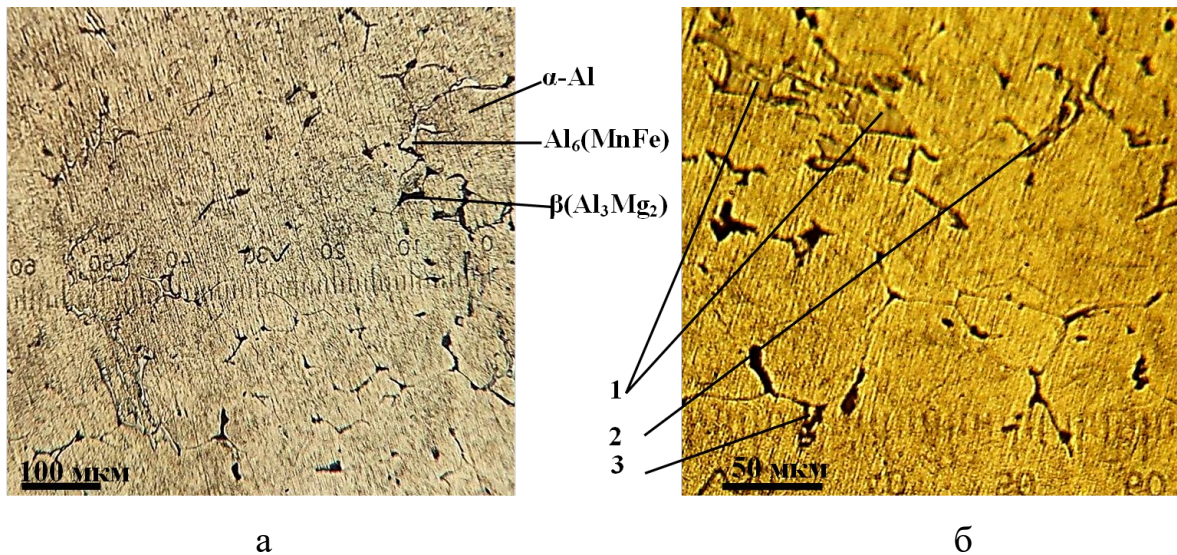


Рис. 1. Структура сплаву АМг6, отриманого у 1 серії експериментів: а – зона зі скупченнями фаз $\beta(\text{Al}_3\text{Mg}_2)$ і $\text{Al}_6(\text{MnFe})$; б – зона з найбільшим середнім розміром зерна, збіднена на виділення інших фаз; в – зона з рівномірним розподілом фаз

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 міжзеренному об'ємі (рис. 1, б). Кристали $\text{Al}_6(\text{MnFe})$ мали огранку та у значно більшій кількості (~10 разів) спостерігались у зоні, представлений на рис. 1, а, ніж у зоні рис. 1, б. Розмір кристалів $\text{Al}_6(\text{MnFe})$ 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.



1 – вкраплення, що мали частини з огранкою, 2 – пластинчасте вкраплення, 3 – скупчення подрібнених пластинчастих вкраплень

Рис. 2. Структура сплаву АМг6 після 2 серії експериментів: а – фази в сплаві; б – трансформація морфології вкраплень $Al_6(MnFe)$ від форми з огранкою до пластинчастої

Середній розмір зерен α -твердого розчину Al зменшився до 100 мкм. Фаза $\beta(Al_3Mg_2)$ була розосереджена у міжзеренному 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'язано 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 заливання розплаву $700\text{ }^\circ\text{C}$, є раціональною для отримання литих заготовок, ніж $750\text{ }^\circ\text{C}$, 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.

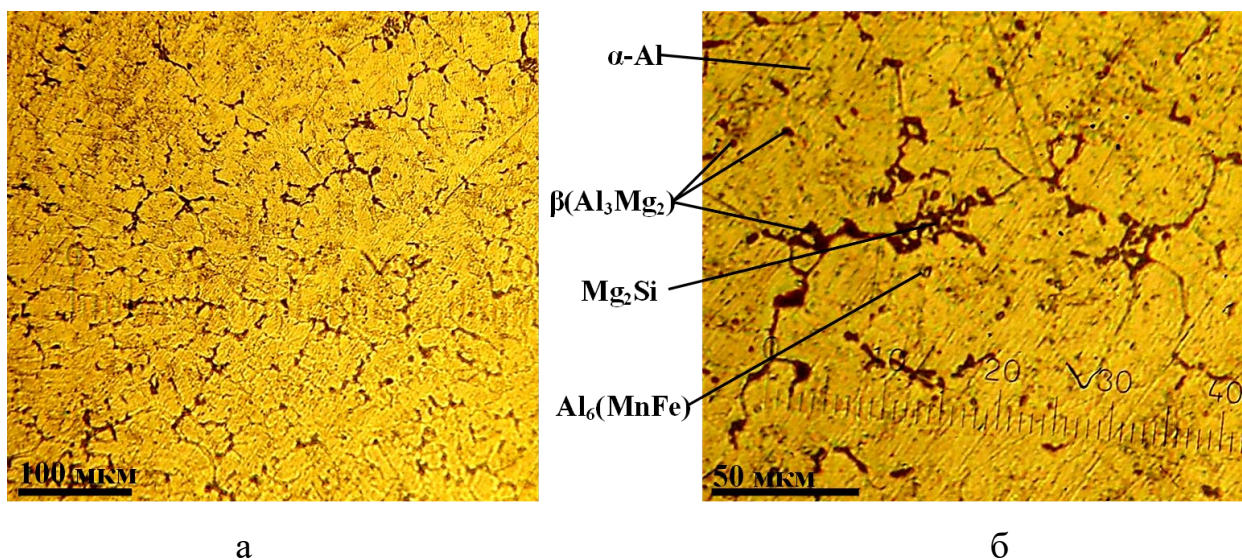


Рис. 3. Структура сплаву, отриманого із застосуванням вібрації: а – зерна сплаву; б – фази сплаву

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 міжзеренному об'ємі у вигляді однорідної переривчастої сітки, а решта – як окремі округлі вкраплення розміром ~ 5 мкм у середині зерен. Вкраплення Mg_2Si мали форму, аналогічну плавці 1 при зменшенні розміру у 1,5 рази (рис. 3).

Таким чином, зниження температури заливання розплаву сприяло

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 до подрібнення і розосередження фаз сплаву АМгб.

Дія низькочастотного вібраційного впливу при зміні величини і напрямку інерційних сил у об'ємі розплаву зумовлено 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 зростали, вірогідно, сприяли збільшенню кількості розчиненого Mg в основі сплаву. Зміни у морфології фаз при оптимізованій температурі заливання зумовили зростання твердості сплаву з НВ 604 МПа (1 серія експериментів, твердість нижча за НВ 650 МПа – сплаву АМгб згідно діючого в Україні міждержавного ГОСТ 4784-97) до 662 МПа (2 серія експериментів). При застосуванні комплексу оптимальної температури заливання і вібраційного впливу морфологія, розмір, характер розташування фаз, а також вірогідне збільшення розчиненого Mg в Al призвело 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 зросла.

Таким чином встановлено, що раціональна температура заливання сплаву АМгб 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 в основі сплаву. Подібні зміни у структурі сплаву притаманні для металу, який піддають термічній обробці і деформації. Твердість сплаву НВ становила 717 МПа, що вище за аналогічну характеристику стандартного сплаву.