

and moldduring solidification. Steel №37.5, 2007. P. 422–424.

<https://doi.org/10.3103/S0967091207050051>

7. Liu J.X., Liao R.D. Simulation of Thermal Stress and Hot Tearing in Engine BlockCasting Advanced Materials Research №154-155, 2010. P. 1571–1574.

<https://www.scientific.net/amr.154-155.1571>

8. Ol'khovik E. Development the Methods for Preventing Hot Cracking With Use Analysis of Temperature Fields. VII International Scientific Practical Conference "Innovative Technologies in Engineering" IOP PublishingIOP Conf. Series: Materials Science and Engineering №142, 2016.P.p.1-6.

<https://doi.org/10.1088/1757-899X/142/1/012084>

9. Causes of casting cracks and six kinds of common defects and their prevention. Yaang Pipe Industry Co., Limited, China. 2021. <https://www.epowermetals.com/causes-of-casting-cracks-and-six-kinds-of-common-defects-and-their-prevention.html>

10. Vishwakarma K., Chaturvedi M. A study of HAZ microfissuring in a newly developed Allvac 718 Plus superalloy. Superalloy, 2008. P. 241–250. https://www.tms.org/Superalloys/10.7449/2008/Superalloys_2008_241_250.pdf

11. Singh S., Andersson J. Hot cracking in cast alloy 718, Science and Technology of Welding and Joining, №23:7, 2018. P. 568-574, <https://doi.org/10.1080/13621718.2018.1429238>

Школярєнко В.П., Серєденко О.В., Нурадинов А.С., Баранов І.Р., Пригунов С.В.
(ФТІМС НАН України, м. Київ)

**СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТІ ВИЛИВКІВ ТРУБНИХ ЗАГОТОВОК ЗІ
СПЛАВУ АМг6 ВІДЛИТИХ У КОКІЛЬ ГРАВІТАЦІЙНИМ МЕТОДОМ ПІД
ДІЄЮ ВІБРАЦІЇ**

E-mail: hvp@ukr.net

У попередніх дослідженнях [1-7] було проведено оптимізацію параметрів лиття алюмінієвих трубних заготовок у кокіль, але через обмежений обсяг статті не було опубліковано частину результатів експериментальних досліджень.

результати. Тому, дана стаття присвячена висвітленню результатів впливу вібрації на структуру і механічні властивості трубних заготовок зі сплаву АМгб при литті у кокіль гравітаційним методом.

Матеріалом для лиття є пруток зі сплаву АМгб. Структура прутка АМгб, який був використаний в якості шихтового матеріалу для переплаву при проведенні досліджень, є типовою для металу, який пройшов термічну обробку і деформування. У роботі використано методи оптичної мікроскопії, механічні випробування, статистичні методи оброблення та аналізу отриманих результатів, у тому числі стандартні методи [8-10].

Дослідження проведено за планом експерименту наведеним у табл. 1.

Таблиця 1 – План експерименту

№ з/п	Експеримент
1	1 плавка без вібрації, без дегазації розплаву
2	2 плавка без вібрації, з дегацією розплаву
3	3 плавка з вібрацією, без дегазації розплаву

Структура прутка АМгб складалась зі зерен α -твердого розчину Al, вкраплень евтектичної фази $\beta(\text{Al}_2\text{Mg}_3)$ темно-сірого забарвлення, $\text{Al}_6(\text{MnFe})$ – світло-сірих кристалів і чорних вкраплень Mg_2Si (рис. 1, а). У поперековому перерізі прутка виявлено характерні зони – центральну і поверхневу. Центральна зона мала зерна з середнім розміром 60 мкм, вкраплень других фаз розміром 5 мкм у кількості 90% від загального числа і решти розміром від 5 до 20 мкм. Поверхнева зона характеризувалась зернами з середнім розміром 30 мкм і вкрапленнями з розміром 1...30 мкм (рис. 1, б). Переважна кількість вкраплень других фаз мала розміри 1...3 мкм. Через вельми дрібний розмір ідентифікація типу фаз за кольором була ускладнена. Найбільші вкраплення 10...30 мкм представляли фазу $\beta(\text{Al}_2\text{Mg}_3)$.

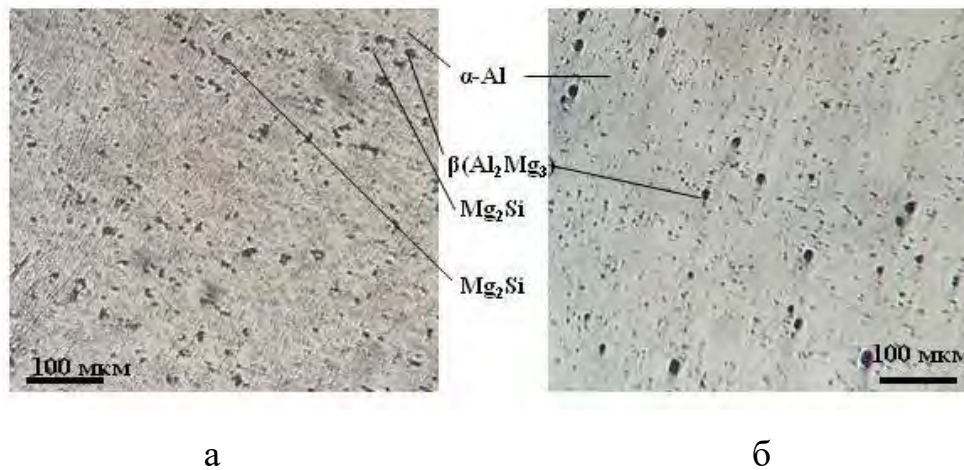


Рис. 1. Структура прутка зі сплаву АМг6 (травлено): а – структура центральної частини, б – структура поверхневої частини

Після лиття у кокіль структура сплаву АМг6 у експерименті 1 була типовою для металу, що був отриманий зі суттєво неоднорідного розплаву при низькій швидкості охолодження. В основі сплаву спостерігались зони з неоднорідним середнім розміром зерна, що певно було пов'язано з нерівномірним розподілом модифікатора і недостатнім рівнем перемішування розплаву при плавці. На рис. 2, а представлена зона сплаву в якій середній розмір зерен основи складав 450 мкм. Зона сплаву, показана на рис. 2, б характеризувалась середнім розміром зерен 700 мкм. Для цих зон також було характерним неоднорідне розподілення фаз. Так, фаза $\beta(\text{Al}_2\text{Mg}_3)$ утворювала скупчення (див. рис. 2, а), або була розосереджена у міжзереному об'ємі (рис. 2, б). Кристали $\text{Al}_6(\text{MnFe})$ у значно більшій кількості спостерігались у зоні рис. 2, а, ніж рис. 2, б, де було зафіксовано лише одиничне вкраплення такого типу. Розмір кристалів $\text{Al}_6(\text{MnFe})$ відповідав діапазону 30...100 мкм при переважній кількості вкраплень, що мали розміри 100 мкм. Особливостей розподілу фази Mg_2Si , яка мала розгалужену форму не зафіксовано. В сплаві експерименту 1 також сформувались зони з рівномірним розподілом фаз. В таких зонах середній розмір зерна складав 550 мкм, кристалів $\text{Al}_6(\text{MnFe})$ – 50 мкм, об'єми між зернами основи сплаву, зайняті фазою $\beta(\text{Al}_2\text{Mg}_3)$ були рівномірно розосереджені і мали розміри до 4 разів менші, ніж у зонах, де вона утворювала скупчення (рис. 2, в і рис. 2, а). Виходячи з розміру дендритів

основи сплаву швидкість охолодження, оцінена за даними [8] була $\sim 10^{-2}$ К/с.

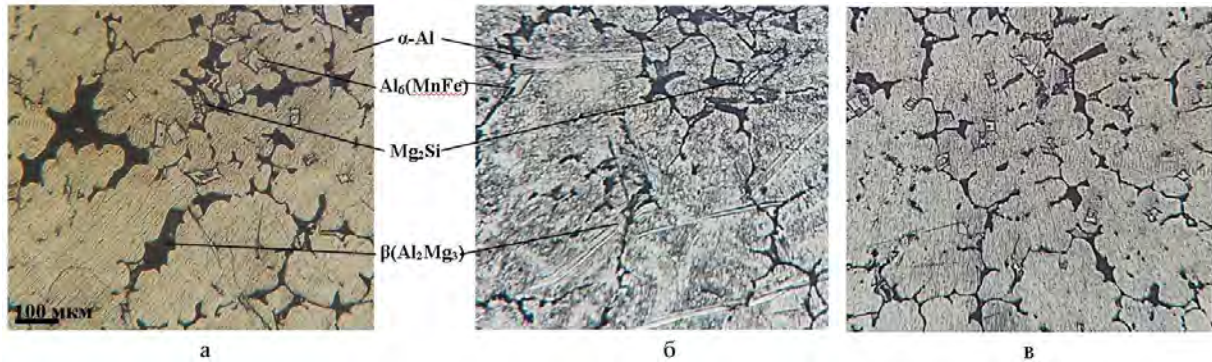


Рис. 2. Структура сплаву АМг6 експерименту 1 (травлено): а – зона зі скупченням евтектичної фази $\beta(\text{Al}_2\text{Mg}_3)$ і кристалів $\text{Al}_6(\text{MnFe})$; б – зона, збіднена на виділення других фаз; в – зона з рівномірним розподілом фаз

У експерименті 2, порівняно з експериментом 1, метал характеризувався значно дрібнішими і рівномірно розподіленими фазами. Середній розмір зерен α -твердого розчину Al скоротився до 100 мкм. Фаза $\beta(\text{Al}_2\text{Mg}_3)$ була розосереджена у міжзереному об'ємі у вигляді нерівномірної сітки, але без утворення скупчень. Вкраплення $\text{Al}_6(\text{MnFe})$ набули пластинчастого вигляду (рис. 3, а). Зміна режиму плавки у експерименті 3 з вібрацією забезпечила також подрібнення частини вкраплень цієї фази.

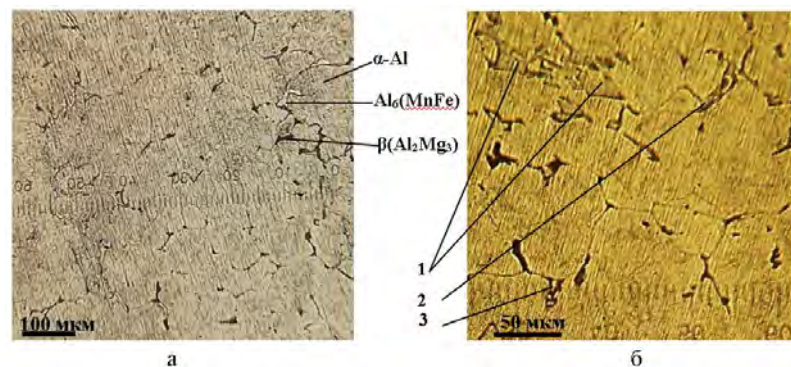


Рис. 3. Структура сплаву АМг6 (експеримент 2, травлено): а – фази в сплаві, б – трансформація форми вкраплень $\text{Al}_6(\text{MnFe})$ від кристалічної до пластинчастої; 1 – вкраплення $\text{Al}_6(\text{MnFe})$, що мають частини з огранкою, 2 – пластинчасте вкраплення, 3 – скупчення дисперсних пластинчастих вкраплень $\text{Al}_6(\text{MnFe})$

На рис. 3, б зафіксовано трансформацію форми фази $Al_6(MnFe)$ від кристалічної до пластинчастої і утворення скупчення її дисперсних вкраплень з розміром 10 мкм. Ідентифікація фази Mg_2Si була ускладнена через її подрібнення, вірогідно ця фаза утворювала точкові вкраплення. Такі зміни в структурі є характерними для металу, отриманому з однорідного розплаву, охолодженому з більшою швидкістю (~ 10 K/c).

Під впливом вібрації відбулось подрібнення структурних складових в сплаві АМгб порівняно з металом у експериментах 1 і 2. Середній розмір зерна сплаву становив 60 мкм. Фаза $\beta(Al_2Mg_3)$ розташовувалась у міжзереному об'ємі у вигляді однорідної сітки. Включення Mg_2Si мали форму аналогічну плавці 1 при 1,5 рази скороченому розмірі. Вкраплення $Al_6(MnFe)$ стали дрібними і розсіяними аналогічно металу шихти, який проходив термічну і деформаційну обробку (рис. 4).

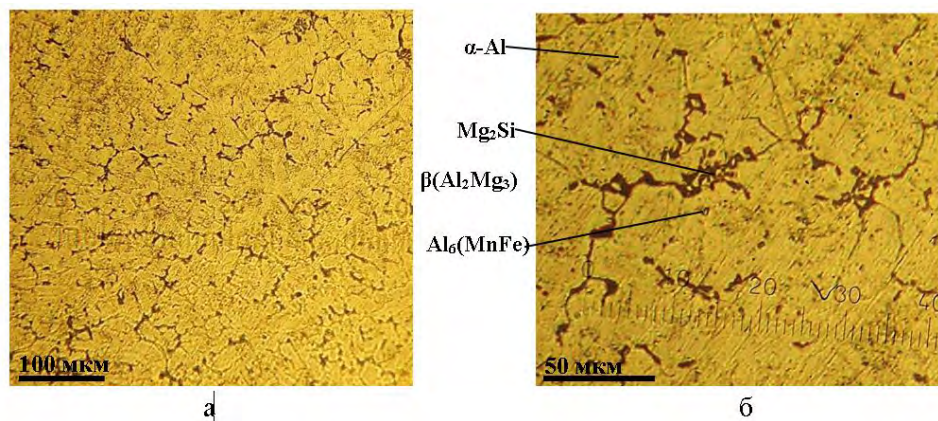


Рис. 4. Структура сплаву АМгб (експеримент 3) із застосуванням вібрації (травлено): а – зерна сплаву, б – фази сплаву

Виявлено зовсім інший характер структури зливок, які сформувалися під впливом вібрації (параметри вібрації в цих дослідженнях мали такі значення: амплітуда $A = 0,2$ мм; частота 60 Гц). Такі зміни в структурі зливок під впливом вібрації пов'язані з тим, що при накладенні пружних хвиль на метал, відбувається примусове його перемішування, відбувається миттєва зміна сил в обсязі розплаву, що обумовлює виникнення великих градієнтів тисків. В результаті суттєво змінюються параметри процесу кристалізації металу (швидкість утворення зародків твердої фази та лінійна швидкість їх зростання), відбувається механічне

руйнування дендритів на фронті затвердіння та в обсязі розплаву, що призводить до суттєвих змін у структурі металів та сплавів.

Визначення твердості відлитих зразків за Брінеллем проведено згідно [9]. За отриманими даними твердості досліджуваних зразків розраховано межу міцності, згідно [10]. В табл. 2 наведені розраховані за (1) значення межі міцності для досліджуваних зразків.

Таблиця 2 – Межі міцності для досліджуваних зразків

№ з/п	№ зразка	НВ _{ср}	$\sigma_{мц}$
1	1 плавка	60,4	15,1
2	2 плавка	66,2	16,55
3	3 Вібро	71,7	17,9

Висновки:

1. Виявлено, що перегрів розплаву та форми і повільне охолодження вилівка у формі призводить до формування грубої неоднорідної структури металу. Режим плавки з вібрацією в комплексі з подальшим охолодженням дозволяє подрібнити зерна основи сплаву в ~ 5 разів, фазу Mg_2Si до 10 разів, перевести фазу $Al_6(MnFe)$ з форми кристалів, що мали огранку у пластинчасту форму з подальшим подрібненням частини вкраплень до 10 разів, а також запобігти утворенню скупчень евтектичної фази $\beta(Al_2Mg_3)$.

2. Виявлено, що зниження температури перегріву розплаву АМг6 на 7% перед заливанням у форму з 750 до 700 °С призводить до подрібнення макрозерна у вилівку.

3. Виявлено, що застосування вібрації забезпечило подрібнення зерна сплаву у 1,7 рази в порівнянні з плавкою без вібрації, рівномірно розосередити фазу $\beta(Al_2Mg_3)$ у міжзереному об'ємі (в ~ 2 рази), подрібнити фазу Mg_2Si в 2 рази порівняно з експериментом 1, подрібнити до 10 разів і розосередити фазу $Al_6(MnFe)$ порівняно з обома плавками. В результаті найдрібніші зерна, найбільш однорідний розподіл фази $\beta(Al_2Mg_3)$ і найдисперсніші вкраплення $Al_6(MnFe)$ сформувались в результаті застосування вібрації, а найбільше подрібнення фази Mg_2Si досягається в металі при послідовному охолодженні.

Література:

1. Обґрунтування вибору раціонального методу лиття обичайок з алюмінієвих сплавів, що деформуються / А.В. Ноговицин, В.П. Школярєнко та ін. // Процеси лиття №2. 2021р. С.31-36 <https://doi.org/10.15407/plit2021.02.031>
2. Вибір раціонального методу лиття обичайок з алюмінієвих сплавів, що деформуються / О.В.Ноговіцин, В.П.Школярєнко та інші. // Матеріали XVII Міжнародної науково-практичної конференції «Литво. Металургія. 2021». С.154-156. https://nmetau.edu.ua/file/lite._metallurgiya._2021.pdf
3. А.С. Нурадинов, А.Г. Пригунова, В.Ю. Шейгам, А.Г. Вернидуб, И.А. Нурадинов. Физические методы управления формированием структуры металлов. Металл и литье Украины. 2020. №2. С. 41-48.
4. Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С., Ахтаев С.С-С., Саипова Л.Х-А. Влияние внешних термо-силовых воздействий на формирование структуры литых заготовок // Сталь. 2019. №6. С. 9-13.
5. Найдек В.Л., Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С. и др. О механизме воздействия вибрации на кристаллизацию и структурообразование сплавов // Литейное производство. 2003. №9. С. 13-15.
6. Ефимов В.А., Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С. Влияние вибрации на межфазный переход расплава в кристаллическую структуру слитков // Материаловедение. 2003. №3. С. 36-38.
7. Нурадинов А.С. Измельчение структуры затвердевающего сплава в условиях низкочастотной вибрации // Процессы литья. 2008. №4. С.49-55.
8. Белов А.Ф., Бочвар А.А. Металловедение и обработка цветных сплавов, Москва: Наука, 1992, 229 с.
9. ДСТУ EN ISO 6506-1:2019 (EN ISO 6506-1:2014, IDT; ISO 6506-1:2014, IDT) Матеріали металеві. Випробування на твердість по Брінеллю. Частина 1. Метод випробування. 16 с.
10. Натапов Б. С. Металловедение. Москва: Metallurgizdat, 1956. – 344 с.