

УДК 661.74:669.14.046.554

Доній О. М., Котляр С. М., Фесенко М. А.

## ВПЛИВ БОРУ НА ПРОЦЕС КРИСТАЛІЗАЦІЇ, СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЛИВАРНОГО АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АМ4,5Кд

Стабільність і високий рівень якості металопродукції є необхідною складовою рентабельності виробництва і конкурентної спроможності її на ринку. Актуальність питання підвищення та забезпечення стабільності властивостей високоміцних ливарних алюмінієвих сплавів, які за хімічним складом наближені або відповідають деформованим сплавам, визначається тим, що можливість переходу на ливарні технології виготовлення виробів із них забезпечує економію енерго- та матеріальних ресурсів, минаючи стадії деформаційної обробки [1].

Можливість одержання литих виробів з таких сплавів в умовах кристалізації їх в металевій формі доведена практикою. Наголос на металевій формі викликаний тим, що у разі забезпечення технологічних властивостей сплавів, покращується якість поверхні литих виробів, збільшується рівень механічних та експлуатаційних властивостей, зростає продуктивність [2]. Разом із тим, існує ряд об'єктивних факторів, які стримують більш широке використання високоміцних алюмінієвих сплавів в якості ливарних. Насамперед, це – недостатня кількість рідкоплинної складової евтектики, що обумовлена хімічним складом сплавів; широкий інтервал кристалізації, розвинення усадкових процесів та висока схильність до утворення тріщин під час кристалізації; утворення фаз нерівноважного складу, особливо в умовах прискореного охолодження. На відміну від деформованих сплавів, в ливарних важко або неможливо усунути дефекти кристалізаційного походження, такі як мікро- та макротріщини, що призводить до зниження механічних властивостей після кінцевих операцій термообробки: гартування й старіння, та нестабільності властивостей матеріалу в готовому виробі.

Уведення мікролегуючих елементів, в тому числі з модифікуючим ефектом, дозволяє впливати на процеси структуроутворення під час кристалізації без суттєвої зміни фазового складу, на властивості в литому та термообробленому станах [3]. Разом з тим, існує невизначеність в широкому колі питань щодо механізмів дії, оптимальної кількості мікролегуючих та модифікуючих додатків; природи матеріалів, з якими вони вводяться в розплав, способу їх уводу; особливостей впливу на процес кристалізації, структуру, технологічні та механічні властивості в литому та термообробленому станах. В сучасності спостерігається стала тенденція використання для мікролегування алюмінієвих сплавів лігатурних матеріалів замість флюсів, що обумовлює необхідність продовження дослідження їх впливу на структуру та властивості алюмінієвих сплавів.

Об'єкти досліджень – зразки високоміцного ливарного сплаву АМ4,5Кд, який серед сплавів системи Al–Cu–Mn–Ti виділяється потенціально високим рівнем механічних властивостей. Обмеженість промислового використання сплаву обумовлена зниженими ливарними властивостями, насамперед, високою схильністю до утворення гарячих та холодних тріщин у процесі кристалізації. Зниження технологічних ливарних властивостей особливо сильно проявляється під час лиття в металеві форми, тобто в умовах прискореного охолодження. Макро- та мікродефекти кристалізаційного походження по суті є первинним чинником нестабільності механічних властивостей сплавів системи Al–Cu–Mn–Ti.

Метою дослідження є дослідження впливу кількості перехідних та тугоплавких металів, бору, вуглецю та азоту, внесених в плавильну ємність в складі лігатур, на схильність до утворення кристалізаційних тріщин при литві зразків сплаву АМ4,5Кд у металеві форми; структуру та механічні властивості в литому стані та після термічної обробки (гартування + штучне старіння).

Як відомо, однією з причин, що заважає широкому впровадженню сплаву АМ4,5Кд у виробництво є висока схильність до утворення гарячих та холодних тріщин, особливо при литві в металеві форми. Литво з сплаву АМ4,5Кд одержують переважно в формах із піщано-глиняних сумішей, що знижує рівень механічних властивостей, погіршує якість поверхні, вносить обмеження в габаритні розміри і форму виливків. Впровадження спеціальних методів лиття не дає змоги повністю усунути дефекти кристалізаційного походження. Позитивний вплив подрібнення зерна за рахунок внесення модифікуючих добавок [3, 4] обумовлює продовження пошуку засобів впливу на рідкий метал з метою стабілізації та підвищення механічних властивостей у литому та термообробленому станах [5].

Для цього застосовуємо подвійні лігатури Al–Ti, Al–Zr, або модифікатори на основі галоїдних солей титану (Ti) та цирконію (Zr), але це не завжди дає змогу одержати якісні виливки під час лиття в металеві форми і досягти стабільних механічних властивостей після термічної обробки на рівні передбаченому ГОСТ 1583-93.

Однією з причин є низька стійкість часток алюмінідів титану або цирконію в рідкому розчині, гальмування швидкості їх утворення під час прискореної кристалізації, що зумовлює укрупнення зерна в структурі металу.

В табл. 1 показано, що висока електронегативність бору по відношенню до алюмінію, титану обумовлює утворення угруповань, або квазікристалічних сполук типу AlB, TiB<sub>2</sub>, які можуть виконувати роль центрів кристалізації. Але в присутності у складі сплавів тугоплавких перехідних елементів Zr, Mn, Nb, Cr, кількість бормістких лігатур, як правило, обмежується через появу ефекту «перемодифікування». На «перемодифікування» впливає не тільки надлишок бору, а і наявність перехідних елементів, які разом збільшують упорядкованість рідкого розчину і розмір потенційних угруповань зародкового типу. Надлишок бору, очевидно сприяє укрупненню таких угруповань.

Для встановлення оптимальних кількостей бору проведено дослідження впливу кількості лігатури AlB<sub>0,5</sub> на величину зерна в високоміцному сплаві АМ4,5Кд.

В литому стані, незалежно від кількості введеної лігатури, зерно подрібнюється і величина його становить приблизно 180 мкм. Форма дендритних зерен твердого розчину на основі алюмінію змінюється в напрямку зменшення довжини вісей першого порядку в порівнянні з вихідним сплавом. На розмір дендритної комірки, величина якої визначається швидкістю охолодження, додавання лігатури практично не вплинуло [6]. Інша ситуація з частками включень алюмінідів. У структурі зразків сплаву, обробленого 0,2 % (від маси сплаву, далі мас.) лігатури AlB<sub>0,5</sub> включень фази Al<sub>3</sub>Ti не спостерігається. Із збільшенням кількості лігатури до 0,6 та 1,9 % (мас.) у структурі литого металу з'являються надлишкові алюмініди, які ідентифіковані як алюмініди титану.

Таблиця 1

Атомні радіуси та розрахункові значення електронегативностей алюмінію і типових компонентів в сплавах на його основі

Атом. №	Позначення елемента	Вихідні дані для розрахунку		Результати розрахунків			Тип нонваріатного перетворення
		r, нм	n	χ	Δχ <sub>d-Al</sub>	Δr, нм	
1	2	3	4	5	6	7	8
3	Li	0,155	1	0,90	-0,46	0,0125	евтектика
4	Be	0,114	2	1,32	-0,04	-0,029	евтектика
5	B	0,0725	3	2,21	0,86	-0,0705	евтектика
6	C	0,055	4	3,32	1,96	-0,088	евтектика
7	N	0,038	3	3,76	2,4	-0,105	евтектика

Продовження таблиці 1

12	Mg	0,159	2	1,08	-0,28	0,016	евтектика
13	Al	0,143	3	1,36	0	0	розчинник
14	Si	0,129	4	1,70	0,34	-0,014	евтектика
21	Sc	0,165	3	1,25	-0,09	0,022	евтектика
22	Ti	0,147	4	1,55	0,19	0,004	перитектика
23	V	0,131	5	1,91	0,55	-0,012	перитектика
24	Cr	0,124	6	2,24	0,88	-0,019	перитектика
25	Mn	0,136	1	0,95	-0,41	-0,007	евтектика
26	Fe	0,126	2	1,25	-0,09	-0,017	евтектика
27	Co	0,125	3	0,99	-0,37	-0,018	евтектика
28	Ni	0,143	2	1,15	-0,21	0	евтектика
29	Cu	0,127	1	0,98	-0,38	-0,016	евтектика
30	Zn	0,133	2	1,19	-0,17	-0,01	евтектика
40	Zr	0,161	4	1,46	0,1	0,018	перитектика
41	Nb	0,142	5	1,80	0,44	-0,001	перитектика
42	Mo	0,136	6	2,09	0,73	-0,007	перитектика
47	Ag	0,143	1	0,93	-0,43	0	евтектика
48	Cd	0,148	2	1,00	-0,36	-0,005	евтектика
72	Hf	0,159	4	1,47	0,11	0,016	перитектика
74	W	0,136	6	2,08	0,72	-0,007	перитектика

Мікроструктури литих та термооброблених зразків сплаву АМ4,5Кд, обробленого лігатурою А1В0,5 у кількості 0,2; 0,6; 1,9 % (мас.) представлені на рис. 1.

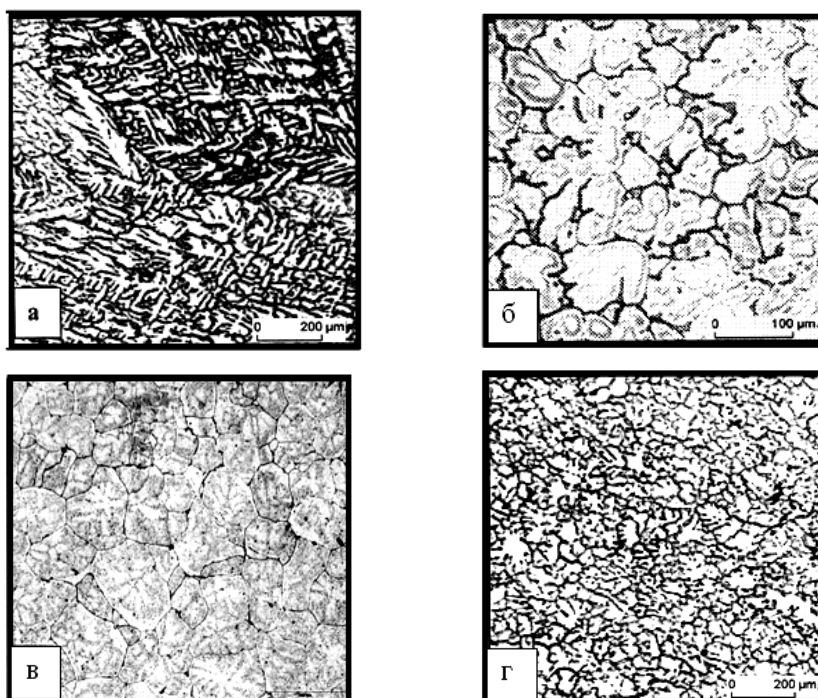


Рис. 1. Структура сплаву АМ4,5Кд:

а – вихідний; б – обробленого 0,2 % лігатури А1В0,5; в – обробленого 0,6 % лігатури А1В0,5; г – обробленого 1,9 % лігатури А1В0,5

Розрахунковий вміст бору в таких угрупованнях, при додаванні 1,9 % лігатури, може переходити в заевтектичну область концентрацій, що приводить до їх укрупнення. Для запобігання утворення надлишкових алюмінідів в структурі сплаву АМ4,5КД кількість бору, що вводиться у складі лігатури, не повинна перевищувати 0,003 %.

На користь такого ствердження свідчать результати мікрорентгеноспектрального аналізу розподілу міді, титану та бору на поперечних зрізах зразків сплаву АМ4,5КД, обробленого лігатурою А1В0,5 в кількості 0,2; 0,6; 1,9 %. Найбільш рівномірний розподіл компонентів спостерігається в зразках сплаву після внесення 0,2 % лігатури А1В0,5. Із збільшенням кількості лігатури до 0,6 % та 1,9 % спостерігається локалізація числа максимумів з одночасним зростанням інтенсивності, що свідчить про можливість знаходження титану та бору не тільки в розчиненому стані, а й у складі сполук алюмінію з титаном та бором. Слід відзначити також наявність ділянок збагачених одночасно титаном та міддю, що з позицій електронегативностей свідчить про існування сильних міжатомних зв'язків.

### ВИСНОВКИ

З отриманих результатів досліджень та розрахункової оцінки кількості бору введеного з лігатурою слідує, що починаючи з 0,003 % (мас.) і більше зростає ймовірність появи надлишкових алюмінідів. Укрупнення їх під час термічної обробки відбувається за рахунок розпаду пересичених перехідними елементами ділянок твердого розчину, успадкованих з упорядкованих угруповань мікронеоднорідного алюмінієвого рідкого розчину.

Здрібнення дендритної структури з 1500 до 180 мкм і розташування включень фази з міддю переважно всередині кристалітів забезпечило часткове зниження схильності сплавів до утворення тріщин при литві. Бормістка лігатура наряду із здрібненням мікроструктури, призводить до утворення в литому стані пересичених перехідними елементами ділянок твердого розчину в верхній частині інтервалу кристалізації. Під час термічної обробки (відпалу) вони не розчиняються, а навпаки розпадаються на твердий розчин, збіднений легуючими компонентами, і сполуки перехідних елементів. Загалом це не забезпечує достатнього зміцнення сплаву АМ4,5КД.

### ЛІТЕРАТУРА

1. Доній О. М. Вплив мікролегуювання титаном, бором та вуглецем на механічні властивості сплавів системи Al-Zn-Mg-Cu після термічної обробки / О. М. Доній, С. М. Котляр, А. А. Кулініч, М. А. Фесенко // *Вісник ДГМА*. – 2009. – № 1 (15). – С. 120–123.
2. Постников Н. С. Упрочнение алюминиевых сплавов и отливок / Н. С. Постников. – М. : *Металлургия*, 1983. – 119 с.
3. Бондарев Б. И. Модифицирование алюминиевых сплавов / Б. И. Бондарев, В. И. Напалков, В. И. Тараришкин. – М. : *Металлургия*, 1979. – 223 с.
4. Бродова И. Г. Особенности микроструктурных изменений при легировании сплава АЛ5М тугоплавкими добавками / И. Г. Бродова, Д. В. Башлыков, Т. И. Яблонских, А. С. Быков // *ФММ*. – 1997. – Т. 84. – № 5. – С. 105–113.
5. Abd El-Azim A. N. Contribution to the grain refinement of Aluminium alloys using Al<sub>6</sub>Ti<sub>1</sub>C grain refiner / A. N. Abd El-Azim, A. A. Nofal, A. A. Younan // *Arable Metallurgical*. – 1994. – Vol. 4. – № 2. – P. 533–541.
6. Филиппов Е. С. Теоретическое обоснование строения и структуры жидких металлов / Е. С. Филиппов // *Изв. вузов. Черная металлургия*. – 1976. – № 11. – С. 115–122.