

Вплив мікролегування на структуру та механічні властивості алюмінієвих сплавів системи Al—Zn—Mg—Cu, що деформуються

Н. П. Захарова, Ю. В. Мільман, О. О. Музика, О. І. Сірко,
М. І. Даниленко, М. О. Єфімов

Інститут проблем матеріалознавства НАН України, Київ,
e-mail: zah@ipms.kiev.ua

Досліджено можливість поліпшення механічних характеристик сплавів системи Al—Zn—Mg—Cu додатковим мікролегуванням. В якості легуючих добавок використовували комплекси Sc + Zr і Sc + Zr + Hf + Cr. Напівфабрикати сплавів, що було досліджено, отримували у вигляді прутків діаметром 8 мм (коефіцієнт витягування $\mu = 58$) та смуг перетином 7×32 мм (коефіцієнт витягування $\mu = 10,6$). Показано, що мікролегування базового сплаву Sc та Zr після термічної обробки приводить до утворення вторинних когерентно-пов'язаних з матрицею наночастинок типу Al_3Sc ($L1_2$). У випадку мікролегування Sc, Zr та Hf ці елементи входять до складу інтерметаліду $Al_3(Sc, Zr, Hf)$. Завдяки застосованій технології виробництва базовий сплав системи Al—Zn—Mg—Cu продемонстрував досить високий рівень механічних властивостей. Мікролегування Sc та Zr дозволило збільшити більш ніж на 30% характеристики міцності при випробуваннях на розтяг при збереженні задовільної пластичності прутків і на 65% підвищити міцність втомі. Легування базового сплаву Sc, Hf, Zr, Cr дозволяє отримати наступні механічні характеристики напівфабрикатів: для прутків — $\sigma_{0,2} = 746$ МПа, $\sigma_6 = 785$ МПа, $\delta = 11\%$, $\sigma_{0,1} = 510$ МПа; для смуг — $\sigma_{0,2} = 670$ МПа, $\sigma_6 = 732$ МПа, $\delta = 9,6\%$, $\sigma_{0,1} = 210$ МПа.

Ключові слова: алюмінієві сплави, мікролегування, інтерметаліди, міцність, пластичність.

Вступ

Алюмінієві сплави знаходять широке застосування у різних галузях сучасної промисловості, у тому числі в авіаційному та авіакосмічному будівництві, що зумовлено високими експлуатаційними та технологічними властивостями. Деформовані напівфабрикати зі сплавів систем Al—Zn—Mg та Al—Zn—Mg—Cu після термічної обробки мають найвищу міцність серед деформованих алюмінієвих сплавів. Додавання скандію в алюмінієві сплави за рахунок формування частинок Al_3Sc викликає дуже значне зміцнення, яке суттєво вище порівняно з легуванням іншими елементами [1—4]. Цирконій може розчинятися у фазі Al_3Sc (до 50%) шляхом заміщення. Фаза $Al_3(Sc, Zr)$ має кристалічну ґратку такого ж типу, як у Al_3Sc ($L1_2$) з дуже близьким параметром, вона зберігає всі властивості фази Al_3Sc та набуває нових корисних властивостей. Тому в сучасних сплавах додаткове легування виконують комплексом Sc + Zr [5—8].

Суттєве підвищення міцності зі збереженням задовільної пластичності при легуванні алюмінієвих сплавів Sc та Zr можливо завдяки трьом основним механізмам дії: збереженню нерекристалізованої комірчастої

© Н. П. Захарова, Ю. В. Мільман, О. О. Музика, О. І. Сірко,
М. І. Даниленко, М. О. Єфімов, 2013

дислокаційної структури через гальмування рекристалізації вторинними когерентними частинками інтерметаліду $Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$; впливу скандію на розмір частинок основної зміцнюючої η' -фази; дисперсійному зміцненню за рахунок ансамблю нанорозмірних частинок $Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$ та η' -фази [3, 6, 8]

Легування скандієм має ряд особливостей для різних алюмінієвих сплавів, які зумовлені взаємодією скандію з іншими елементами, тому необхідно модифікувати стандартні зміцнюючі методи термообробки з іншими методами термообробки, що сприяють збереженню дії “скандієвого ефекту” [1, 2, 8].

Висока ціна Sc суттєво перешкоджає впровадженню таких сплавів у промисловість [4]. Зниження вартості можна досягти, зменшивши вміст Sc при оптимальному легуванні сплаву додатково перехідними металами та РЗМ. Так, у роботах [6, 9] показано, що додаткове легування Hf, Ni, Nb, Ce дозволяє підвищити рівень механічних властивостей прутків зі сплавів цієї групи.

Незважаючи на великий об'єм досліджень, виконаних в галузі створення нових алюмінієвих сплавів, продовження вивчення впливу легування на структуру та механічні властивості є актуальною проблемою. Наразі представлена робота присвячена з'ясуванню впливу додаткового легування комплексами Sc + Zr і Sc + Zr + Hf + Cr високоміцного алюмінієвого сплаву системи Al—Zn—Mg—Cu на структуру і рівень механічних властивостей цих сплавів.

Матеріали та методика дослідження

Досліджували екструдовані прутки та смуги сплавів Al—Zn—Mg—Cu, хімічний склад яких наведено в табл. 1.

Плавлення зливків здійснювали на плавильному обладнанні, що складається з високочастотного генератора ВЧГ6-60/0,44, вакуумної камери, в якій виконується плавлення та розлив металу, системи відкачування та напуску інертного газу, системи розмішування розплаву, мідного кокілю та системи вимірювання температури рідкого металу за допомогою хромель-алюмелевої термопари. Плавлення проведено в графітових тиглях з продувкою розплаву аргоном. Виливку було здійснено знизу тигля через керамічний фільтр у водоохолоджувальний кокіль (мідний кокіль з водяним охолодженням та спеціальною прибутковою частиною). Зливки були продеформовані методом подвійної екструзії (коефіцієнт витягування $\mu = 58$). Зразки мали вигляд прутків діаметром 8 мм. Смуги перетином 7×32 мм отримували за один прохід з коефіцієн-

Т а б л и ц я 1. Хімічний склад експериментальних легованих сплавів

Номер та склад сплаву		Al	Zn	(Mg + Cu)	Zr	Sc	Hf	Cr
1	% (мас.)	86	9	5				
	% (ат.)	91,77	4	4,23				
2	% (мас.)	85,55	9	5	0,15	0,3		
	% (ат.)	91,5	4	4,25	0,05	0,2		
3	% (мас.)	85,2	9	5	0,15	0,25	0,2	0,2
	% (ат.)	91,4	4	4,25	0,05	0,16	0,03	0,11

том витягування $\mu = 10,6$. Перед екструзією зливки обточували з метою видалення поверхневих дефектів.

Контроль за нагрівом злиwkів проводили за допомогою термопар, що розташовані безпосередньо в зоні нагріву. Оптимальною визначено температуру нагріву злиwkів та прес-форми — $400\text{ }^{\circ}\text{C}$. Час витримки злиwkів в електропечі перед екструзією — 40 хв. Зусилля при екструзії змінювали в межах від 0,85 до 1,25 МН в залежності від хімічного складу сплавів.

Зразки для структурних досліджень прутків і смуг, а також зразки для механічних випробувань смуг виготовлено в напрямку екструзії. На зразках проведено термічну обробку (ТО) за режимом Т6 (за класифікацією США): загартування у воді від $470\text{—}475\text{ }^{\circ}\text{C}$ + відпал при $120\text{ }^{\circ}\text{C}$ впродовж 24 год.

Механічні випробування на розтяг зразків, виготовлених з прутків, проводили на випробувальній машині 1246 типу INSTRON зі швидкістю переміщення захватів 1 мм/хв (швидкість деформації — $\sim 10^{-3}\text{ c}^{-1}$). Межі міцності σ_B та пластичності σ_S і подовження до руйнування δ розраховували по кривим деформації. Випробування на втомленість здійснювали на універсальній розривній машині INSTRON 8802 на зразках типу “пісочний годинник” з робочим діаметром зразка 3 мм. Параметр асиметрії циклу — $R = 0,1$, частота $f = 30$ Гц. Максимальна кількість циклів — $N = 10^6$.

Дослідження структури виконували методами оптичної мікроскопії (ОМ) на мікроскопі ММ-9, скануючої електронної мікроскопії (СЕМ) з пристосуванням для мікрорентгеноспектрального аналізу на приладі Superprobe-733 та трансмісійної електронної мікроскопії (ТЕМ) на приладах JEOL-100CX та JEM-2100F.

Результати дослідження та їх обговорення

Дослідження структури базового нелегованого литого сплаву 1 виявило наявність дендритів (рис. 1, а). У зливках, додатково легованих Sc та Zr, спостерігається утворення зернистої структури литого металу з розміром зерен 25—30 мкм та інтерметалідних прошарків (за даними ТЕМ) на межах зерен (рис. 1, б).

Методом мікрорентгеноспектрального аналізу досліджено розподіл легуючих елементів в структурних компонентах злиwkів. Узагальнюючі результати цього аналізу наведено в табл. 2, з якої випливає, що основні легуючі елементи сплаву (Zn, Mg, Cu) в литому стані рівномірно

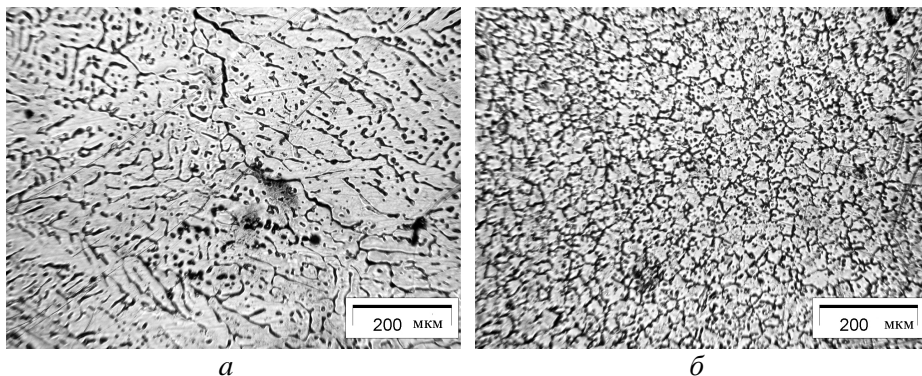


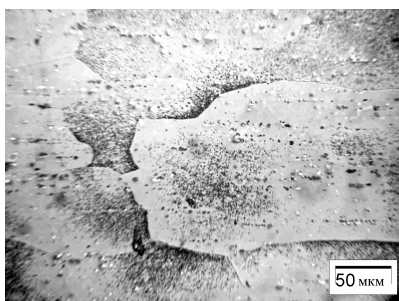
Рис. 1. Структура литих сплавів 1 (а) та 2 (б) системи Al—Zn—Mg—Cu.

Т а б л и ц я 2. Розподіл легуючих елементів у структурних компонентах зливків, що були досліджені

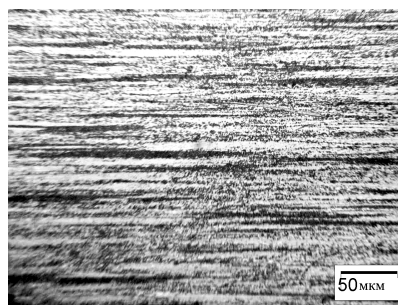
Елемент	Межі зерен	Тіло зерна (рівномірний розподіл)	Інтерметалідні частинки
Zn	+ (в евтектиці)	+	—
Mg	+ (в евтектиці)	+	—
Cu	+ (в евтектиці)	+	—
Zr	—	+	$Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$
Zr + Sc	—	+	$Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$
Zr + Sc + Hf	—	+	$Al_3(Sc_{1-(x+y)}Zr_xHf_y)$
Cr	—	+	—

розподілені як по межах, так і по тілу зерен. Хром було зафіксовано тільки в тілі зерен. Інші додаткові легуючі елементи (Sc, Zr, Hf) створюють з алюмінієм частинки первинних інтерметалідів. Згідно з роботами [1, 2], саме вони відповідальні за зменшення розміру зерен у литому стані. Присутність Zn, Mg, Cu та Cr в первинних інтерметалідних частинках не спостерігається.

Дослідження впливу легування та термообробки на структуру та механічні властивості сплавів системи Al—Zn—Mg—Cu проводили на екструдованих прутках та смугах. Їх мікроструктура наведена на рис. 2 та 3. Після застосованої термообробки прутки базового сплаву повністю рекристалізуються (рис. 2, *a*). На рис. 3, *a* видно, як у смугі базового сплаву рекристалізовані зерна є нерівнобічними і подовжені в напрямку екструзії. При термообробці сплавів, легованих Sc та Zr, жодних ознак рекристалізації не виявлено як у прутку, так і у смугі, а саме спостерігається рівномірна волокниста структура (рис. 2, *б* та 3, *б*).

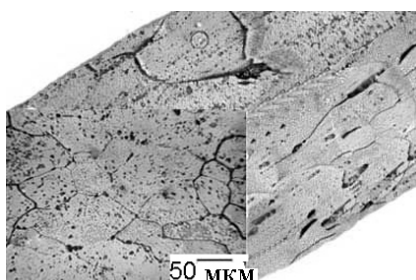


a

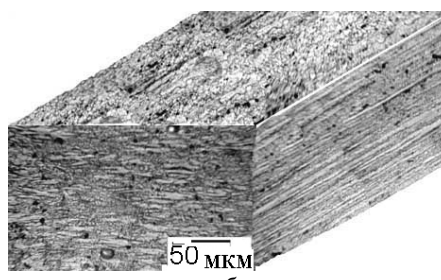


б

Рис. 2. Структура прутків сплавів 1 (*a*) та 2 (*б*) після ТО.



a



б

Рис. 3. Смуга зі сплавів 1 (*a*) та 2 (*б*) після ТО.

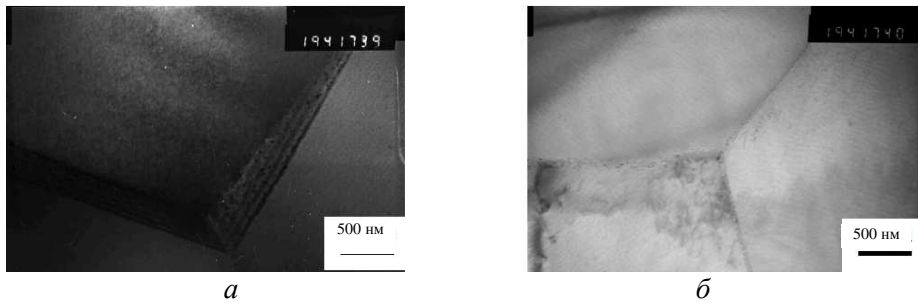


Рис. 4. Структура прутків сплаву 1 після екструзії (а) та ТО (б) (ТЕМ дослідження).

Дослідження тонкої структури прутків та смуг методом ТЕМ також показує, що в базовому сплаві після ТО формуються великі рекристалізовані зерна (рис. 4). ТЕМ дослідження прутків та смуг сплавів 2 і 3 показали тотожність їх структури. Так, в цих сплавах спостерігається коміркова полігонізована структура матриці алюмінію та виділення первинних інтерметалідів типу $L1_2$, вторинних когерентно-пов'язаних з матрицею інтерметалідів типу $L1_2$ та дисперсійної η' -фази $Mg_4Zn_{13}Al_2$ (які є досить звичайними для цієї системи) [1] (рис. 5).

Детальне вивчення кристалографічної будови та хімічного складу вторинних когерентно-пов'язаних з матрицею частинок типу $L1_2$ було проведене на прутках та смугах зі сплаву 3 після ТО. Встановлено, що ці частинки мають розмір до 20 нм (рис. 5). Як видно на рис. 6, вторинні, інтерметалідні частинки типу $L1_2$ мають впорядковану структуру. Їх параметр ґратки відрізняється від параметра ґратки Al приблизно на 1%. На рис. 6 чітко видно повний збіг кристалографічних площин матриці та інтерметаліду, що забезпечує когерентне сполучення ґраток Al матриці та інтерметаліду. Зображення та схема (рис. 6, а, б) демонструють, що

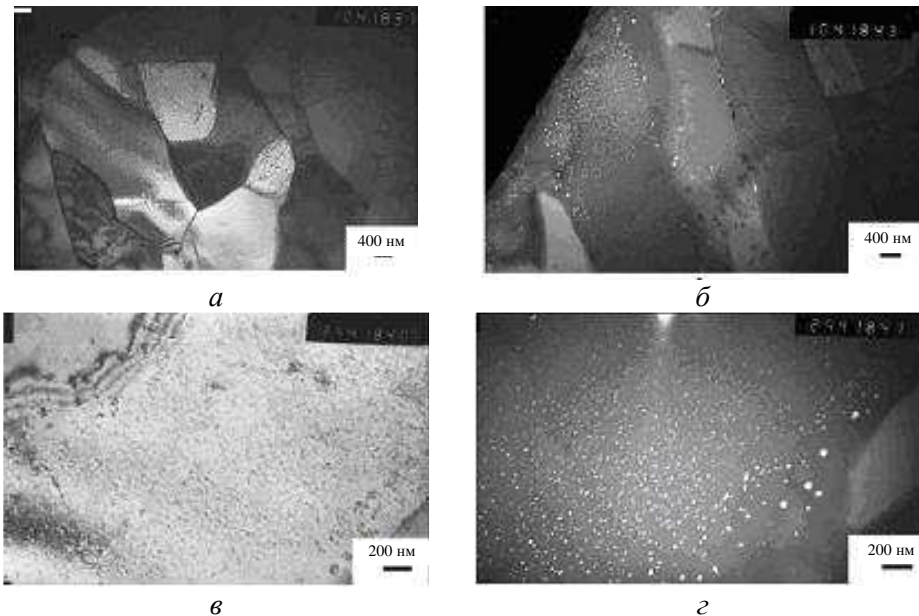


Рис. 5. Структура прутків сплаву 2 після екструзії та ТО (ТЕМ дослідження): а, в — у світлому полі; б, г — у темному полі рефлексу (001) Al_3Sc .

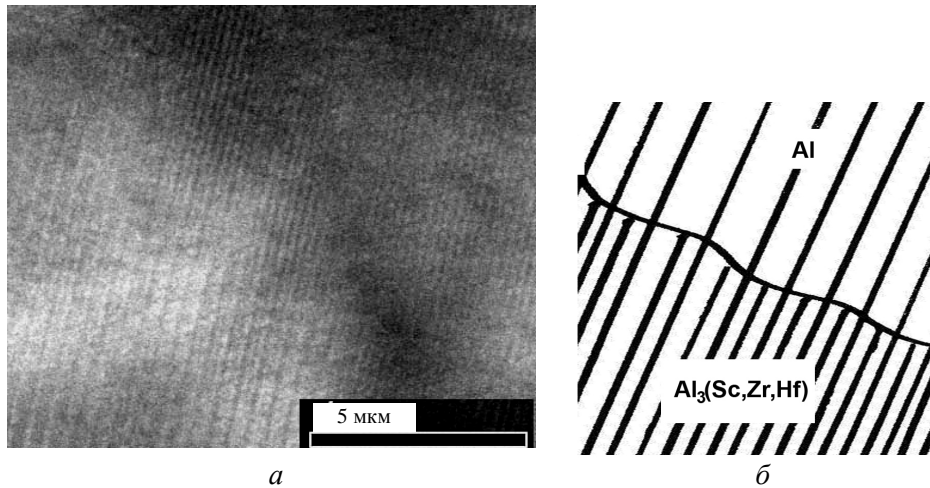


Рис. 6. Когерентно-пов'язана з матрицею частинка $Al_3(Sc, Zr, Hf)$ у сплаві 3 (ТЕМ дослідження в мікроскопі високого розділення).

щільність атомних площин в інтерметалідній частинці в 2 рази більша, ніж в алюмінієвій матриці, в зв'язку з упорядкуванням структури вторинних частинок.

Хімічний склад первинних і вторинних нанорозмірних частинок інтерметаліду типу $L1_2$ проаналізовано на зразках смуги з сплаву 3 (рис. 7). Видно, що і в смугах вторинні частинки інтерметаліду типу $L1_2$ після ТО розташовуються як в тілі зерна, так і на границях зерен та когерентні з матрицею. Знімки мікроструктури демонструють специфічний контраст, який свідчить, що виділення когерентні з матрицею Al (рис. 7, a). Усі проаналізовані виділення визначені як $Al_3(Sc, Zr, Hf)$ (табл. 3). Первинні інтерметалідні частинки типу $L1_2$, що розташовані на границях зерен,

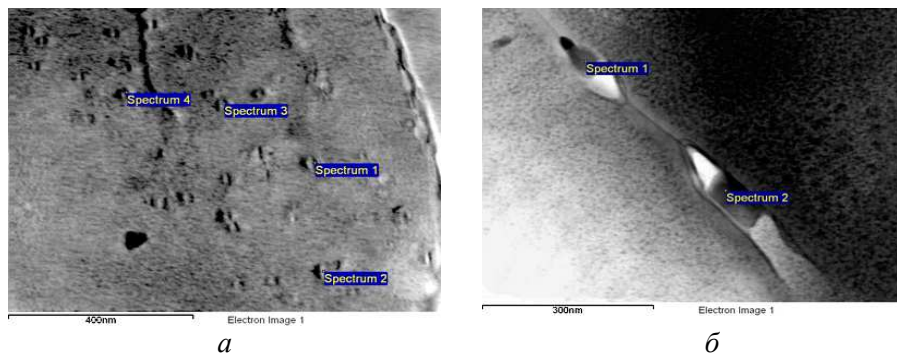


Рис. 7. Структура смуг сплаву 3 після ТО (ТЕМ дослідження).

Т а б л и ц я 3. Хімічний склад (% (ат.)) вторинних когерентно-пов'язаних з матрицею частинок типу $L1_2$ сплаву 3, відмічених точками на рис. 7, a

Участок	Al	Mg	Sc	Cu	Zn	Zr	Hf
Спектр 1	91,52	1,78	0,73	2,26	3,26	0,19	0,18
Спектр 2	90,83	1,90	1,23	2,49	3,11	0,13	0,23
Спектр 3	90,86	2,39	0,61	2,40	3,39	0,06	0,10
Спектр 4	91,81	1,82	0,41	2,49	3,11	0,01	0,18

Т а б л и ц я 4. Хімічний аналіз (% (ат.)) первинних частинок інтерметалідів типу $L1_2$ сплаву 3, відмічених точками на рис. 7, б

Участок	Al	Mg	Sc	Cu	Zn	Hf
Спектр 1	86,08	2,77	0,73	4,72	3,49	0,26
Спектр 2	83,41	3,34	1,01	5,58	4,15	0,23

мають розмір в межах 50—100 нм (рис. 7, б). Блокування границь цими частинками приводить до різкого підвищення температури рекристалізації. Це дозволяє зберегти коміркову дислокаційну структуру при термообробці, що співпадає з результатами роботи [1]. Дослідженням хімічного складу цих частинок встановлено, що вони можуть бути визначені як $Al_3(Sc, Hf)$ (рис. 7, б, табл. 4).

Таким чином, на основі аналізу розподілу хімічних елементів в первинних та вторинних частинках інтерметалідів типу Al_3Sc в сплаві 3 можна стверджувати, що у вторинних частинках розчиняються як Zr, так і Hf. В первинних частинках розчиняється тільки Hf, присутності Zr не виявлено. Наявності Cr як у первинних, так і у вторинних частинках типу Al_3Sc не встановлено. Це свідчить про те, що цей елемент у складі сплаву 3 розчиняється головним чином в матриці алюмінію, а це сприяє її зміцненню.

Результати механічних випробувань прутків та смуг досліджуваних сплавів представлено в табл. 5 та 6. З наведених даних випливає, що завдяки розробленій технології виробництва напівфабрикатів вже базовий, нелегований склад має високий рівень механічних властивостей при випробуваннях на розтяг та значний рівень втомної міцності $\sigma_{0,1}$ [12]. Мікролегування Sc та Zr дозволило збільшити більш ніж на 30% характеристики міцності прутків і на 65% — втомну міцність. Додаткове легування Hf і Cr при зменшенні частки Sc ще більш підвищило характеристики міцності та втомні, а також збільшило подовження до руйнування, дозволивши отримати значення, близькі до значень базового нелегованого складу. Завдяки більшому коефіцієнту витяжки всі характеристики міцності, пластичності і втоми, отримані на прутках, є дещо вищими, ніж на смугах.

Т а б л и ц я 5. Механічні властивості прутків діаметром 8 мм ($\mu = 58$) після термообробки

Номер сплаву	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	$\sigma_{0,1}$, МПа
1	522	570	13,2	290
2	700	740	8,5	481
3	746	785	11,0	510

Т а б л и ц я 6. Механічні властивості смуг перетином 7×32 мм ($\mu = 10,6$) експериментальних сплавів після термообробки

Номер сплаву	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	$\sigma_{0,1}$, МПа
1	559	606	8,4	210
3	670	732	9,6	465

Таким чином, мікролегування досліджуваних сплавів гафнієм та хромом дозволяє дещо зменшити необхідну кількість Sc і при цьому підвищити рівень всіх досліджуваних механічних властивостей.

Висновки

Показано, що, на відміну від базового складу Al—Zn—Mg—Cu, де після застосованої термообробки формуються великі рекристалізовані зерна, в мікролегованих Sc, Zr, Hf, Cr сплавах спостерігається коміркова полігонізована структура матриці алюмінію та виділення первинних інтерметалідів типу $L1_2$, вторинних когерентно-пов'язаних з матрицею інтерметалідів типу $L1_2$ та дисперсної η -фази $Mg_4Zn_{13}Al_2$.

Дослідження хімічного складу вторинних когерентних з матрицею наночастинок типу $L1_2$ довело, що при додатковому мікролегуванні базового складу Sc, Zr та Hf ці елементи входять до складу інтерметаліду $Al_3(Sc, Zr, Hf)$.

Базовий сплав системи Al—Zn—Mg—Cu, отриманий у вигляді прутків та смуг, продемонстрував наступний рівень механічних властивостей після застосованої термообробки:

для прутків ($\mu = 58$) — $\sigma_{0,2} = 522$ МПа, $\sigma_B = 570$ МПа, $\delta = 13,2\%$,
 $\sigma_{0,1} = 290$ МПа; для смуг ($\mu = 10,6$) — $\sigma_{0,2} = 559$ МПа, $\sigma_B = 606$ МПа,
 $\delta = 8,4\%$, $\sigma_{0,1} = 210$ МПа.

Легування базового сплаву Sc, Hf, Zr, Cr дозволяє значно підвищити всі механічні характеристики напівфабрикатів при збереженні задовільної пластичності:

для прутків ($\mu = 58$) — $\sigma_{0,2} = 746$ МПа, $\sigma_B = 785$ МПа, $\delta = 11\%$,
 $\sigma_{0,1} = 510$ МПа; для смуг ($\mu = 10,6$) — $\sigma_{0,2} = 670$ МПа, $\sigma_B = 732$ МПа,
 $\delta = 9,6\%$, $\sigma_{0,1} = 210$ МПа.

Виявлена присутність Hf у вторинних нанорозмірних інтерметалідах типу $L1_2$ і високий рівень механічних властивостей напівфабрикатів, що містять Hf, доводять позитивний вплив Hf на структуру та механічні властивості високоміцних сплавів системи Al—Zn—Mg—Cu.

Автори висловлюють подяку В. С. Воропаєву, В. А. Гончаруку, С. О. Котречко, А. В. Самелюку за корисну участь у дослідженні представлених сплавів.

1. *Milman Yu. V.* Scandium effect on increasing mechanical properties of aluminum alloys // High Temperature Materials and Processes. — 2006. — **5**, No. 1—2. — P. 1—9.
2. *Milman Yu.* High-strength aluminum alloys // Metallic Materials with High Structural Efficiency / Ed. Oleg N. Senkov, Daniel B. Miracle and Sergey A. Firstov. — Kluwer Academic Publishers, 2004. — **146**. — P. 139—150.
3. *Milman Yu. V.* “Sc effect” of improving mechanical properties in aluminium alloys / Yu. V. Milman, D. V. Lotsko, O. I. Sirko // Mater. Sci. Forum. — 2000. — **331—337**, part 2. — P. 1107—1112.
4. *Royset J.* Scandium in aluminium alloys / J. Royset, N. Ryum // Internat. Mater. Rev. — 2005. — **50**, No. 1. — P. 19—43.
5. *Yin Z. M.* Effect of minor Sc and Zr on the microstructure and mechanical properties of Al—Mg based alloy / [Z. M. Yin, Q. L. Pan, Y. H. Zhang et al.] // Mater. Sci. Eng. — 2000. — **A 280**. — P. 151.
6. *Milman Y. V.* Microstructure and mechanical properties of cast and wrought Al—Zn—Mg—Cu alloys modified with Zr and Sc / [Y. V. Milman, A. I. Sirko, D. V. Lotsko et al.] // Mater. Sci. Forum. — 2002. — **396—402**. — P. 1127.

7. Senatorova O. G. Influence of machining on residual stresses and properties of superhigh strength thin elements / O. G. Senatorova, I. N. Fridlyander // Mater. Sci. Forum. — 2002. — 396—402. — P. 1597—1602.
8. Елагин В. И. Пути развития высокопрочных и жаропрочных конструкционных алюминиевых сплавов в XXI столетии // Мех. и терм. обраб. металлов. — 2007. — № 9. — С. 3—11.
9. Мильман Ю. В. Применение „скандиевого эффекта” для повышения механических свойств высокопрочных алюминиевых сплавов системы Al—Zn—Mg—Cu / [Ю. В. Мильман, А. И. Сирко, Н. П. Захарова и др.] // Тез. докл. конф. “Современное материаловедение: достижения и проблемы”. — 2005. — С. 351—352.

Влияние микролегирования на структуру и механические свойства деформируемых алюминиевых сплавов системы Al—Zn—Mg—Cu

Н. П. Захарова, Ю. В. Мильман, А. А. Музыка, А. И. Сирко,
Н. И. Даниленко Н. А. Ефимов

Исследована возможность улучшения механических характеристик сплавов системы Al—Zn—Mg—Cu дополнительным микролегированием. В качестве легирующих добавок использовали комплексы Sc + Zr и Sc + Zr + Hf + Cr. Полуфабрикаты исследованных сплавов получали в виде прутков диаметром 8 мм (коэффициент вытяжки $\mu = 58$) и полос сечением 7×32 мм (коэффициент вытяжки $\mu = 10,6$). Показано, что микролегирование базового сплава Sc и Zr после термической обработки приводит к образованию вторичных когерентно-связанных с матрицей наночастиц типа Al_3Sc ($L1_2$). В случае микролегирования Sc, Zr и Hf эти элементы входят в состав интерметаллида Al_3 (Sc, Zr, Hf). Благодаря примененной технологии производства базовый сплав системы Al—Zn—Mg—Cu продемонстрировал достаточно высокий уровень механических свойств. Микролегирование Sc и Zr позволило увеличить более чем на 30% прочностные характеристики прутков при испытаниях на растяжение при сохранении удовлетворительной пластичности и на 65% — предел усталости. Легирование базового сплава Sc, Hf, Zr, Cr позволяет значительно повысить все механические характеристики полуфабрикатов: для прутков — $\sigma_{0,2} = 746$ МПа, $\sigma_6 = 785$ МПа, $\delta = 11\%$, $\sigma_{0,1} = 510$ МПа; для полос — $\sigma_{0,2} = 670$ МПа, $\sigma_6 = 732$ МПа, $\delta = 9,6\%$, $\sigma_{0,1} = 210$ МПа.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, микролегирование, интерметаллиды, прочность, пластичность.

Effect of microalloying on the structure and mechanical properties of Al—Zn—Mg—Cu wrought alloys

N. P. Zakharova, Yu. V. Milman, O. O. Muzyka, O. I. Sirko, M. I. Danylenko,
M. O. Iefimov

The possibilities of improving of the mechanical properties of Al—Zn—Mg—Cu alloys due to additional microalloying were studied. As an alloying additives used the next complexes: Sc + Zr and Sc + Zr + Hf + Cr. Semiproducts of investigated alloys were obtained as rods with a diameter of 8 mm (extraction ratio $\mu = 58$) and as strips with cross-section of 7×32 mm (extraction ratio $\mu = 10,6$). It is shown that microalloying of base alloy by Sc and Zr after heat treatment leads to the formation of secondary coherentbonded with matrix nanoparticles Al_3Sc ($L1_2$). With the microalloying by Sc, Zr and Hf these elements are part of intermetallic Al_3 (Sc, Zr, Hf). Due to the applied technology the base alloy Al—Zn—Mg—Cu in the form of rods and strips demonstrated a high level of mechanical properties enough. Microalloying by Sc and Zr allowed increase the tensile strength properties of rods more than 30% and increase the fatigue strength at 65%. Alloying the base alloy by Sc, Hf, Zr, Cr can significantly improve all mechanical properties of semiproducts: for rods $YS = 746$ MPa, $UTS = 785$ MPa, $El = 11\%$, $\sigma_{0,1} = 510$ MPa; for strips — $YS = 670$ MPa, $UTS = 732$ MPa, $El = 9,6\%$, $\sigma_{0,1} = 210$ MPa.

Keywords: aluminum alloys, microalloying, intermetallics, strength, plasticity.