

УДК 539.43:669.71

## ВПЛИВ РІДКІСНОЗЕМЕЛЬНИХ МЕТАЛІВ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ ЛИТИХ ТА ДЕФОРМОВАНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al–Mg–Cr–Sc–Zr

О. П. ОСТАШ<sup>1</sup>, С. Л. ПОЛИВОДА<sup>2</sup>, Р. В. ЧЕПІЛЬ<sup>1</sup>, В. А. ТІТОВ<sup>3</sup>,  
К. О. ГОГАЄВ<sup>4</sup>, В. В. КУЛИК<sup>5</sup>, М. М. ВОРОН<sup>2</sup>, М. Я. ГОЛОВЧУК<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів;

<sup>2</sup> Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ;

<sup>3</sup> Національний технічний університет України  
"Київський політехнічний інститут ім. І. Сікорського";

<sup>4</sup> Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Київ;

<sup>5</sup> Національний університет "Львівська політехніка"

Досліджено структуру і властивості сплаву системи Al–Mg–Sc, який має понижений (4,55...4,65 mass%) вміст магнію і замість марганцю містить 0,4...0,5 mass% хрому, а також мікролегований (0,05...0,10 mass%) лантаном. Встановлено, що внаслідок дисперсійного зміцнення вторинними інтерметалідами хрому і лантану він у литому стані після гомогенізації переважає за міцністю відомі сплави марок 1570 і 1545. Після гарячого і холодного вальцювання за міцністю і пластичністю не поступається їм, але має вищі характеристики опору корозії і росту втомної макротріщини.

**Ключові слова:** алюмінієві сплави, хром, лантан, структура, міцність, опір корозії, циклічна тріщиностійкість.

The structure and properties of the Al–Mg–Sc alloy, where magnesium content is reduced (4.55...4.65 mass%) and manganese is replaced by 0.4...0.5 mass% chromium, as well as is microalloyed by 0.05...0.10 mass% lanthanum are investigated. It is established that this alloy in the cast state after homogenization prevails in strength the known 1570 and 1545 alloys due to the precipitation hardening by secondary chromium and lanthanum intermetallics. After hot and cold rolling in strength and ductility it is not inferior to this alloys, but has higher corrosion and fatigue macrocracks growth resistance characteristics.

**Keywords:** aluminum alloys, chromium, lanthanum, structure, strength, corrosion and fatigue macrocrack growth resistance.

**Вступ.** Завдяки поєднанню високих характеристик міцності, пластичності, корозійної тривкості, холодостійкості і зварюваності, а також через відсутність необхідності зміцнювальної термічної обробки алюмінієві сплави системи Al–Mg–Sc широко застосовують у машинобудуванні, зокрема в аерокосмічній техніці [1]. Їх міцність забезпечують структурним (подрібненням зерна) та твердорозчинним і дисперсійним зміцненням за легування перехідними металами, серед яких одним з найефективніших є скандій [1–3]. Він суттєво зменшує зерно та забезпечує недендритну і нерекристалізовану структуру цим сплавам [1]. Зростання механічних характеристик сплавів цієї системи (наприклад, 1570 і 1570С) досягають легуванням марганцем і цирконієм та мікролегуванням титаном і берилієм [2, 3]. Зокрема, первинні мікророзмірні виділення інтерметалідів Al<sub>3</sub>Sc і Al<sub>3</sub>(Sc<sub>1-x</sub>Zr<sub>x</sub>) та їх вторинні нанорозмірні під час гомогенізувального відпалу

позитивно впливають на морфологію структури, міжзеренну і дислокаційну субструктуру та, як наслідок, спричиняють підвищення границь плинності і міцності сплавів [1, 4].

При цьому для поліпшення корозійної тривкості і технологічності у високоміцному стані вважають доцільним знизити вміст магнію у них. Встановлено [5, 6], що зі зменшенням його кількості з 5,96...6,12 до 4,61...4,85 mass% у термомодеформованому сплаві типу 1545 зменшуються розмір зерна і кількість виділень інтерметалідів уздовж меж зерен, а в литому і термомодеформованому станах інтенсифікується зміцнення матриці внаслідок дисперсних виділень інтерметаліду  $Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$  та зростає його корозійна тривкість.

За наявності марганцю, який забезпечує твердорозчинне зміцнення сплаву, утворюються нерозчинні інтерметаліди типу  $Al_6Mn$  і  $Al_6(Fe, Mn)$ , які погіршують його механічні і, особливо, корозійні властивості. Виявлено [5], що сплав системи Al–Mg–Sc, який має понижений вміст магнію (4,55...4,65 mass%) і замість марганцю містить 0,4...0,5 mass% хрому, який порівняно з марганцем володіє кращим електродним потенціалом (–0,744...–0,913 проти –1,180 V), за корозійно-механічними характеристиками переважає відомий сплав 1545. Проте також потребує підвищення міцності в литому стані.

Через високу вартість скандію ефективним засобом впливу на структуру і фізико-механічні властивості сплавів системи Al–Mg–Sc є мікролегування рідкісноземельними металами (РЗМ), які, маючи специфічну електронну будову d-оболонки і розмір атома, здатні утворювати в них складнолеговані тверді розчини та інтерметаліди, що сприяє подрібненню зерна, підвищенню чистоти меж зерен, росту мікротвердості та поліпшенню механічних і корозійних властивостей. У першу чергу це стосується ербію і лантану [7–14]. Встановлено, що лантан за впливом найбільше подібний до скандію [14], а ефективність ербію низька за зниженого вмісту скандію [13]. Вважають, що вміст ~ 0,10 mass% ербію або лантану є оптимальний у сплавах цієї системи [8, 14].

Властивості литих сплавів суттєво залежать від технології лиття, яка зумовлює чистоту за домішками, поруватість, структуру виливка після кристалізації тощо. На сьогодні однією з прогресивних є технологія, заснована на використанні магнетогідродинамічних (МГД) ливарних установок та литті в металевий заздалегідь нагрітий кокіль [5, 15].

Оптимальні характеристики міцності і пластичності досягають після гарячої або холодної деформаційної обробки литих заготовок (екструзії, пресування, вальцювання). При цьому важливе значення має температура гомогенізації виливка та його пластичного деформування. Термомодеформаційно обробляють сплави системи Al–Mg–Sc в інтервалі 300...480°C, хоча рекомендують при  $\leq 420^\circ\text{C}$  [1, 6]. Результати інших досліджень свідчать, що для збереження їх нерекристалізованої дрібнозернистої структури температура гомогенізації виливка і його гарячого вальцювання повинна бути ~ 360°C [13, 16, 17].

Нижче досліджено вплив ербію і лантану на структуру, фазовий склад та механічні і корозійні властивості сплаву цієї системи, в якому понижено вміст магнію і марганець замінено хромом, після пластичної деформації виливок, отриманих МГД-технологією.

**Матеріал і методика.** Як базовий вибрали раніше досліджений сплав типу 1545 [5] з пониженим вмістом магнію (№ 1 в табл. 1), тому його кількість у всіх інших сплавах становила 4,62...4,72 mass% (№ 2–7). Крім того, у сплавах № 2 і 4–7 марганець замінили хромом для підвищення корозійної стійкості [5]. На сплавах № 3 і 4 досліджували вплив ербію, а на сплавах № 5–7 – лантану.

**Таблиця 1. Хімічний склад (mass%) досліджуваних сплавів**

№ сплаву	Mg	Mn	Cr	Sc	Zr	Er	La	Fe	Si
1	4,64	0,43	–	0,28	0,09	–	–	0,21	0,16
2	4,70	–	0,45	0,26	0,13	–	–	0,14	0,10
3	4,62	0,36	–	0,28	0,12	0,06	–	0,11	0,14
4	4,72	–	0,49	–	0,35	0,15	–	0,22	0,12
5	4,67	–	0,45	0,25	0,12	–	0,08	0,10	0,07
6	4,65	–	0,40	0,15	0,10	–	0,11	0,11	0,09
7	4,63	–	0,42	0,10	0,1	–	0,25	0,10	0,10

**Примітка:** подано усереднений хімічний склад; всі сплави містять також ~ 0,03 mass% Ti і ~ 0,003 mass% Be, решта – Al.

Виливки  $\varnothing$  30 mm і завдовжки 150 mm отримували за МГД перемішування розплаву при  $700 \pm 10^\circ\text{C}$  і кристалізації в сталевому кокілі при  $20^\circ\text{C}$  та підігрітому до  $300^\circ\text{C}$  для початкової гомогенізації структури виливка. Гомогенізували при  $360^\circ\text{C}$  упродовж 5 h з охолодженням у воді або у повітрі при  $20^\circ\text{C}$ .

Далі гомогенізовані виливки пресували при  $360^\circ\text{C}$  на смуги товщиною 12 mm, які вальцювали при  $360^\circ\text{C}$  на пластини завтовшки 6 mm. Після відпалу при  $360^\circ\text{C}$  упродовж 1 h їх стоншували холодним вальцюванням спочатку до 4 mm і відпалювали при  $200^\circ\text{C}$ , 1 h, а потім – до 2 mm і також відпалювали за цих самих умов.

Для мікроструктурних досліджень використовували оптичний мікроскоп Neophot-21 і сканувальний електронний Zeis EVO-40XVP (СЕМ), де також виконували електронно-спектральний аналіз інтегрального і локального вмісту легувальних елементів, застосовуючи систему INCA Energy 350 за діаметра зони активації електронним пучком  $\approx 4 \mu\text{m}$ . Мікротвердість сплавів за шкалою Вікерса вимірювали приладом Novotest TC-МКВ1 за навантаження на індентор 0,1 N ( $HV_{0,1}$ ), щоб оцінити локальні властивості.

Механічні характеристики матеріалів за розтягу (границі плинності  $\sigma_{YS}$  і міцності  $\sigma_{UTS}$ , а також відносне видовження  $\delta_5$ ) визначали на стандартних п'ятикратних циліндричних зразках з діаметром робочої частини 5 mm (матеріал виливок і деформований пресуванням) та плоских за перерізу  $6 \times 2 \dots 6$  mm (матеріал після вальцювання) робочої частини.

Електрохімічні дослідження виконували у 3%-му водному розчині NaCl. Характеристики корозійних процесів вивчали за температури  $20 \pm 0,5^\circ\text{C}$  у потенціодинамічному режимі, застосовуючи потенціостат ІРСрго. Швидкість зміни потенціалу 2 mV/s. Вимірювали за триелектродною схемою: робочий електрод – досліджуваний сплав; електрод порівняння – хлоридсрібний Ag/AgCl, допоміжний – платиновий. Оцінювали потенціал  $E_{\text{corr}}$  і струм  $I_{\text{corr}}$  корозії.

Характеристики циклічної тріщиностійкості (ЦТ) визначали за розтягу зразків-смуг  $150 \times 25 \times 2 \dots 6$  mm з гострим (радіус 0,1 mm) боковим вирізом довжиною 1...2 mm поперек напрямку вальцювання. Довжину втомної тріщини виміряли оптично з похибкою  $\pm 0,01$  mm. Випробовували за частоти 8...10 Hz і коефіцієнта асиметрії  $R = 0,1$  циклу навантаження у повітрі при  $20^\circ\text{C}$ . За стандартною методикою [18] будували залежності швидкості росту втомної макротріщини  $da/dN$  від розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень  $\Delta K$ . Характеристиками ЦТ вибрали поріг втоми  $\Delta K_{th}$  і циклічну в'язкість руйнування  $\Delta K_{fc}$  – значення  $\Delta K$  при  $da/dN = 10^{-10}$  і  $10^{-5}$  m/cycle, відповідно.

**Результати та їх обговорення. Литі сплави.** Зафіксували підвищення механічних характеристик  $\sigma_{YS}$  і  $\sigma_{UTS}$  після заміни марганцю хромом у сплавах з пониженим (4,64...4,70 mass%) вмістом магнію (№ 1 і 2 в табл. 2), що пов'язували з інтенсифікацією виділення інтерметалідів  $Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$  [5]. Легування ербієм (0,06 і 0,15 mass%) сплавів з марганцем або хромом призвело до зниження характеристик міцності, яке посилюється з підвищенням концентрації ербію (до 0,15 mass%) і цирконію (до 0,35 mass%) за відсутності скандію (№ 3 і 4 проти № 1 і 2). У праці [13] також не виявили позитивного впливу ербію на механічні властивості термомоделюваного сплаву системи Al–Mg–Mn–Sc–Zr за зниженого з 0,25 до 0,12 mass% вмісту скандію.

**Таблиця 2. Механічні характеристики досліджуваних сплавів у литому стані**

Характеристика	№ сплаву						
	1	2	3	4	5	6	7
$\sigma_{YS}$ , МПа	162	175	152	132	204	152	132
$\sigma_{UTS}$ , МПа	270	280	260	248	292	255	250
$\delta_5$ , %	16	15	17	18	12	21	22

**Примітка:** номер сплаву згідно з табл. 1; подано усереднені результати випроб 3–5 зразків.

Легування лантаном (0,08 mass%), навпаки, зумовлює підвищення характеристик міцності за незначного зниження пластичності (№ 5 проти № 2). При цьому, як і за легування ербієм, збільшення кількості лантану (до 0,11...0,25 mass%) за зниженого (з 0,25 до 0,10...0,15 mass%) вмісту скандію не дає позитивного ефекту: міцність значно зменшується за зростання пластичності (№ 6 і 7 проти № 5). Проте тут потрібно зазначити, що за зниженого вмісту дорогоцінного скандію у 2,5 рази після легування лантаном отримали високопластичний і достатньо міцний сплав у литому стані (№ 7). Далі досліджували сплав № 5.

Структура і властивості литого металу залежать від швидкості охолодження під час кристалізації та після гомогенізації виливка. Встановили (табл. 3), що за її зростання під час кристалізації виливка (кокілі при 20°C проти підігрітого до 300°C) мікротвердість тіла зерна та характеристики міцності цього сплаву дещо знижуються. Механічні властивості виливка, який отримали в підігрітому до 300°C кокілі, поліпшуються після гомогенізації при 360°C. При цьому вони також залежать від швидкості охолодження після гомогенізації: зростають суттєвіше, коли вона менша, тобто за охолодження у повітрі. За підвищення температури гомогенізації до 420°C мікротвердість і характеристики міцності знижуються (табл. 3).

Зміна механічних характеристик сплаву № 5 корелює з особливостями його мікроструктури. Після кристалізації у підігрітому кокілі маємо недендритну структуру з розміром зерна 50...100  $\mu\text{m}$  з виділенням інтерметалідів типу  $Al_3Mg_2$  [4] чи  $Al_3Mg_5$  [12] уздовж меж зерен (рис. 1a), які погіршують механічні властивості. Тому зниження міцності сплаву після кристалізації в кокілі при 20°C (табл. 3) спричинене інтенсивнішим виділенням цих інтерметалідів (рис. 1b), навіть за певного зменшення (до 50...70  $\mu\text{m}$ ) розміру зерна. Зростання характеристик  $HV_{0,1}$ ,  $\sigma_{YS}$  і  $\sigma_{UTS}$  сплаву після гомогенізації за охолодження у воді (табл. 3) можна пов'язати з виділенням вторинної фази в тілі зерна (рис. 1c). При цьому, що більше виділень після гомогенізації з охолодженням у повітрі (рис. 1d), то суттєвіше підвищуються механічні характеристики сплаву (табл. 3).

**Таблиця 3. Вплив швидкості охолодження і гомогенізації виливок на механічні характеристики сплаву № 5**

Стан сплаву	$HV_{0,1}$ , GPa	$\sigma_{YS}$	$\sigma_{UTS}$	$\delta_5$ , %
		MPa		
Литий (кокінь 300°C)	0,74	204	292	12
Литий (кокінь 20°C)	0,69	200	285	14
Гомогенізація (360°C, охол. у воді)	1,00	225	310	12
Гомогенізація (360°C, охол. у повітрі)	1,05	240	320	13
Гомогенізація (420°C, охол. у повітрі)	0,85	209	281	12

**Примітка:** подано усереднені значення за результатами 3–5 вимірів; визначали мікротвердість тіла зерна.

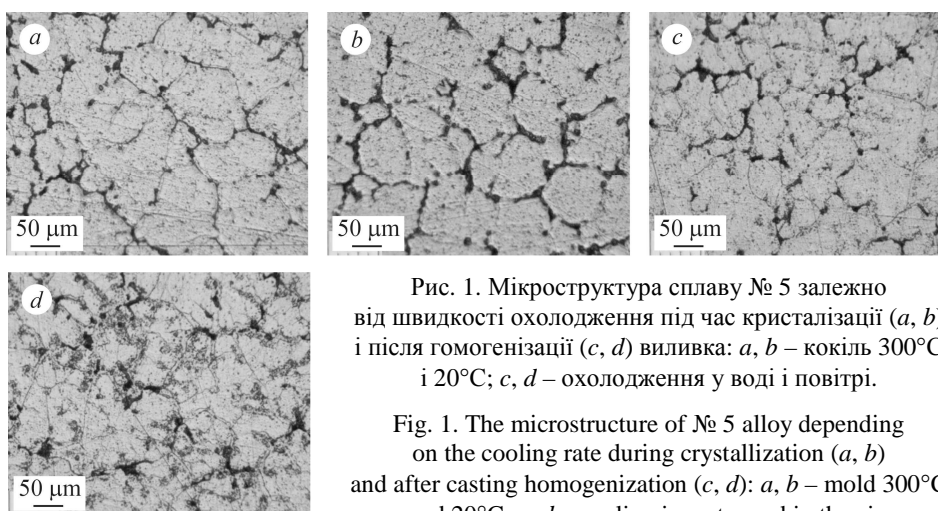


Рис. 1. Мікροструктура сплаву № 5 залежно від швидкості охолодження під час кристалізації (*a, b*) і після гомогенізації (*c, d*) виливка: *a, b* – кокінь 300°C і 20°C; *c, d* – охолодження у воді і повітрі.

Fig. 1. The microstructure of № 5 alloy depending on the cooling rate during crystallization (*a, b*) and after casting homogenization (*c, d*): *a, b* – mold 300°C and 20°C; *c, d* – cooling in water and in the air.

**Таблиця 4. Локальний вміст легувальних елементів у виливках сплаву № 5 (кокінь 300°C, гомогенізація при 360°C, охол. у повітрі)**

Структурна зона	Стан сплаву	Елементи, wt. %								
		Mg	Cr	Sc	Zr	La	Ti	Fe	Si	Al
Матриця	Литий	3,75	0,55	0,26	0,29	0,03	0,05	–	–	Решта
	Після гомогенізації	3,62	0,54	0,23	0,26	0,11	0,08	0,03	–	–/–
Інтерметаліди	Литий	7,55	0,29	0,31	0,11	0,15	0,02	0,28	0,10	–/–
	Після гомогенізації	6,95	0,35	0,36	0,10	0,05	0,02	0,17	0,06	–/–

**Примітка:** подано усереднений вміст за результатами 3–5 вимірів.

Локальний хімічний аналіз свідчить (табл. 4), що за найвищих характеристик міцності сплаву після кристалізації у підігрітому до 300°C кокілі і гомогенізації з охолодженням у повітрі (табл. 3) за майже незмінного вмісту основних легувальних елементів (Mg, Cr, Sc, Zr і Ti) у матриці та інтерметалідах помітно змінюється вміст лантану: втричі зменшується у первинних інтерметалідах уздовж меж зерен і у стільки ж разів зростає в матриці і вторинних інтерметалі-

дах у тілі зерна. Таким чином, можна стверджувати, що мікролегуванням лантаном (~ 0,1 mass%) можна підвищити міцність литого сплаву системи Al–Mg–Cr–Sc–Zr [5] внаслідок дисперсійного зміцнення вторинними інтерметалідами типів Al<sub>3</sub>La [11], Al<sub>4</sub>La [12], Al<sub>3</sub>(Sc<sub>1-x</sub>PЗМ<sub>x</sub>) [19], (Al, Cr)<sub>3</sub>(Zr, PЗМ) [20] після гомогенізації виливка.

**Деформовані сплави.** Вплив гарячої і холодної пластичної деформації досліджували на виливках сплаву № 5 після кристалізації в підігрітому до 300°C кокілі і гомогенізації при 360°C, 5 h з охолодженням у повітрі, який продемонстрував поліпшені механічні властивості (табл. 3).

Він має традиційну для вальцьованих матеріалів анізотропну мікроструктуру, де зерна витягнуті вздовж напрямку вальцювання (рис. 2), а їх розмір залежить від режиму деформаційного оброблення зразків: становить 10...30 μm для гарячевальцьованих (рис. 2a) та 10...15 (рис. 2b) і 5...10 μm (рис. 2c) – для холодновальцьованих товщиною 4 і 2 mm, відповідно. Зауважимо, що після холодного вальцювання первинні інтерметаліди подрібнюються і їх форма переважно глобулярна. Розмір їх включень 1...5 μm і вони досить рівномірно розташовані в об'ємі матеріалу (рис. 2d).

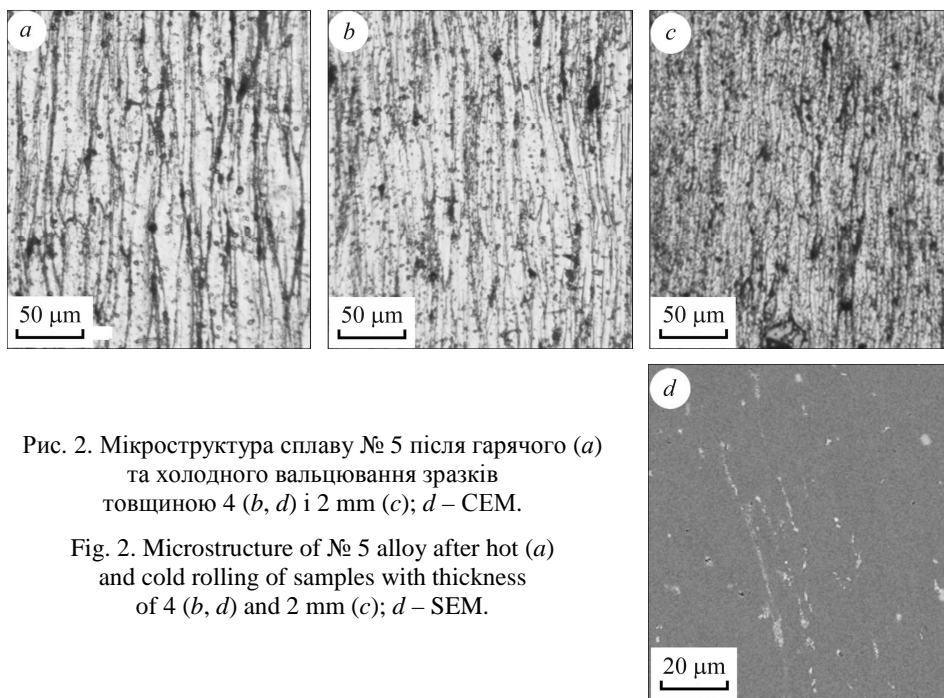


Рис. 2. Мікроструктура сплаву № 5 після гарячого (a) та холодного вальцювання зразків товщиною 4 (b, d) і 2 mm (c); d – СЕМ.

Fig. 2. Microstructure of № 5 alloy after hot (a) and cold rolling of samples with thickness of 4 (b, d) and 2 mm (c); d – SEM.

Локальний хімічний аналіз свідчить, що порівняно з литим (табл. 4) у деформованому сплаві (табл. 5) якісна картина розподілу основних легувальних елементів у матриці та інтерметалідах подібна. Але в інтерметалідах деформованого зростає вміст магнію, хрому, скандію і цирконію. При цьому в матриці концентрація легувальних елементів, окрім цирконію, практично така сама, як у виливках після гомогенізації. Це стосується також лантану, тобто в матриці деформованого сплаву зберігаються вторинні виділення систем Al–Sc–Zr, Al–La або Al–Cr–Zr–La [20]. Таким чином, за результатами цих аналізів можна стверджувати, що деформований сплав повинен мати високі механічні характеристики внаслідок структурного (подрібнення зерна), твердорозчинного і дисперсійного зміцнення.

**Таблиця 5. Локальний вміст (wt.%)<sup>\*</sup> основних легувальних елементів у деформованому сплаві № 5**

Оброблення	Структурна зона	Mg	Cr	Sc	Zr	Ti	La
Гаряче вальцювання	M	3,57	0,41	0,23	0,11	0,03	0,12
	I	10,14	14,51	0,80	0,46	–	0,05
Холодне вальцювання	M	3,48	0,42	0,24	0,14	0,04	0,11
	I	10,10	14,95	0,51	0,37	0,01	0,03

**Примітка:** <sup>\*</sup> усереднені дані 3–5 вимірів; М – матриця; І – інтерметаліди.

Порівняно з виливками після гомогенізації (табл. 3), міцність сплаву після гарячого пресування і вальцювання зростає на 20...23% за однакової пластичності (табл. 6). Після холодного вальцювання ця тенденція значно посилюється: границя плинності підвищується залежно від ступеня деформації в 1,6–1,8 рази, а границя міцності – в 1,3–1,5 рази. Відпал після вальцювання дещо знижує ці характеристики за зростання пластичності сплаву, хоча вони залишаються достатньо високими. Отримані характеристики деформованого сплаву відповідають відомим для сплавів 1570 і 1545 (табл. 6).

**Таблиця 6. Механічні характеристики деформованого сплаву № 5 та їх порівняння з відомими в літературі**

Сплав	Оброблення (товщина пластини, мм)	$\sigma_{YS}$	$\sigma_{UTS}$	$\delta$ , %
		МПа		
№ 5	ГПр (12)	280	378	14
	ГВ (6)	292	395	13
	ГВ (6) + В1	283	380	16
	ХВ (4)	385	423	8
	ХВ (4) + В2	350	418	13
	ХВ (2)	430	472	7
	ХВ (2) + В2	361	422	10
01570 [21]	ГВ <sup>*</sup> (5)	297	376	7
	ХВ (3)	429	470	5
	ХВ (3) + В <sup>*</sup>	312	383	14
Р-1580 [21]	ГВ <sup>*</sup> (5)	312	389	12
	ХВ (3)	409	453	5
	ХВ (3) + В <sup>*</sup>	277	390	14
1545 [22]	ГВ (320...360°C)	260	395	17
	ХВ ( $\epsilon = 20...70\%$ )	375...450	440...490	8...10

**Примітка:** ГПр – гаряче пресування при 360°C; ГВ – гаряче вальцювання при 360°C; В1 – відпал при 360°C, 1 h; ХВ – холодне вальцювання; В2 – відпал при 200°C, 1 h; ГВ<sup>\*</sup> – при 450°C; В<sup>\*</sup> – при 350°C, 3 h; подано усереднені результати випроб 3–5 зразків.

Деформований сплав, в якому знижено вміст магнію і марганець замінено хромом за додаткового мікролегування лантаном, як і литий [5], володіє вищим опором корозії, ніж деформовані сплави 1570 і 1545 (рис. 3с проти 3а, б). Його електрохімічні характеристики кращі: потенціал корозії  $E_{\text{corr}}$  зростає, а струм  $I_{\text{corr}}$

зменшується. Це зумовлено позитивним впливом лантану [7], окрім хрому [5], на очищення меж зерен і ушляхетнення електрохімічного потенціалу.

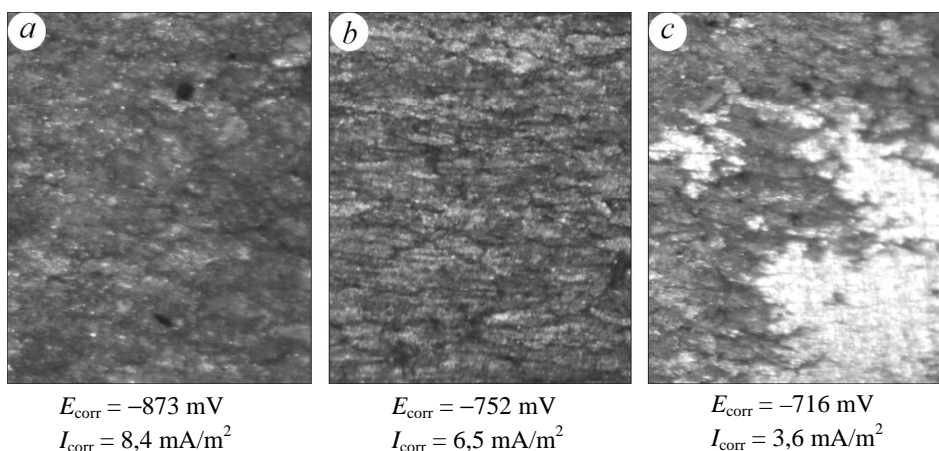


Рис. 3. Кородована поверхня зразків гарячевальцьованих сплавів 1570 (*a*), 1545 (*b*) і № 5 (*c*) та їх електрохімічні характеристики.

Fig. 3. The hot-rolled specimens corroded surface of 1570 (*a*), 1545 (*b*) and № 5 (*c*) alloys and their electrochemical characteristics.

**Конструкційна міцність сплавів.** Роботоздатність матеріалів, коли під час їх експлуатації застосовують принцип безпечної пошкоджуваності (damage tolerance), залежить від оптимального поєднання характеристик міцності і ЦТ, тому її можна ефективно оцінювати [6] за комплексним параметром конструкційної міцності  $P = [\sigma_B \cdot \Delta K_{th} \cdot \Delta K_{fc}]$ . Підвищення міцності сплавів системи Al–Mg–Sc досягають, у першу чергу, легуванням скандієм, який подрібнює їх зерно. Проте його розмір  $D_{gr}$  неоднозначно впливає на міцність і ЦТ матеріалів: зі зменшенням  $D_{gr}$  міцність зростає за рівнянням Холла–Петча, а поріг втоми  $\Delta K_{th}$  знижується [6, 23].

Діаграми швидкостей росту втомної макротріщини свідчать (рис. 4*a*), що сплав № 5 після різних обробок володіє високими характеристиками ЦТ, особливо у високоамплітудній ділянці, коли  $\Delta K_{fc} \approx 50 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$ . Відпал після гарячого і холодного вальцювання призводить до деякого зниження порога втоми  $\Delta K_{th}$  і росту циклічної в'язкості руйнування  $\Delta K_{fc}$  (крива 2 проти 1; 4 проти 3 і 6 проти 5). Менший розмір зерна матеріалу після холодного вальцювання порівняно з гарячим (див. рис. 2) зумовлює зниження порога втоми  $\Delta K_{th}$  (криві 3 і 5 проти 1), тобто тут маємо протилежну до зміни характеристик міцності тенденцію (табл. 6). Цю закономірність підтверджують результати для інших сплавів системи Al–Mg–Sc (рис. 4*a*): за розміру зерна 1...6  $\mu\text{m}$  вони мають нижчу ЦТ, особливо у припороговій ділянці (криві 7 і 8), проти сплаву № 5 з розміром зерна 5...30  $\mu\text{m}$  після різних обробок (криві 1–6).

Високі характеристики ЦТ сплаву, зокрема циклічна в'язкість руйнування  $\Delta K_{fc}$ , обумовлені енергоємними мікромеханізмами в'язкого руйнування: класичним борозенчастим після гарячого вальцювання (див. рис. 4*b*) і ямковим з утворенням деформаційних гребенів після холодного (див. рис. 4*c*).

У результаті параметр конструкційної міцності  $P$  різних модифікацій сплаву № 5 досить високий (табл. 7): після гарячого вальцювання і відпалу він у ~ 4 рази більший, ніж для дрібнозернистого сплаву 01570, а порівняно зі широко застосовуваним в аерокосмічній техніці сплавом Д16Т – в ~ 1,3 рази. Він переважає



сплав Д16Т за цим параметром також і в стані після холодного вальцювання (табл. 7), коли володіє найвищою (472 МПа) міцністю.

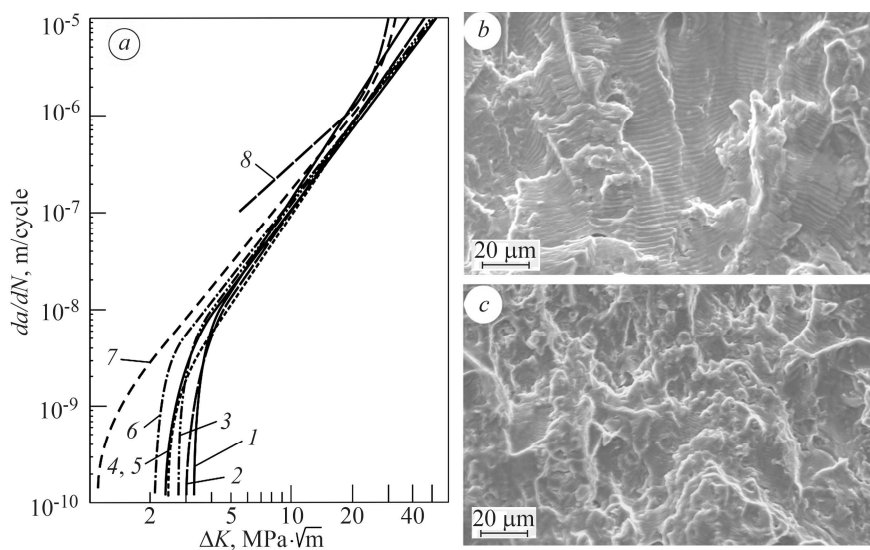


Рис. 4. Діаграми швидкостей росту втомної макротріщини (а) у сплаві № 5: 1 – ГВ (6),  $D_{gr} = 10...30 \mu\text{m}$ ; 2 – ГВ (6) + В1; 3 – ХВ (4),  $D_{gr} = 10...15 \mu\text{m}$ ; 4 – ХВ (4) + В2; 5 – ХВ (2),  $D_{gr} = 5...10 \mu\text{m}$ ; 6 – ХВ (2) + В2 (позначення див. у табл. 6) та їх порівняння з літературними результатами для деформованих сплавів типу 1570: 7 –  $D_{gr} \approx 6 \mu\text{m}$  [24]; 8 –  $\approx 1 \mu\text{m}$  [25], а також мікрофрактограми зразків сплаву № 5 після ГВ (b) і ХВ (c) при  $da/dN \approx 10^6 \text{ m/cycle}$ .

Fig. 4. The fatigue macrocrack growth rates (a) in № 5 alloy: 1 – GB (6),  $D_{gr} = 10...30 \mu\text{m}$ ; 2 – GB (6) + B1; 3 – XB (4),  $D_{gr} = 10...15 \mu\text{m}$ ; 4 – XB (4) + B2; 5 – XB (2),  $D_{gr} = 5...10 \mu\text{m}$ ; 6 – HB (2) + B2 (marking of processing and specimens thickness according to table 6) and their comparison with literature data for deformed 1570 type alloys: 7 –  $D_{gr} \approx 6 \mu\text{m}$  [24]; 8 –  $D_{gr} \approx 1 \mu\text{m}$  [25], as well as microfractograms of this alloy specimens after GB (b) and XB (c) at  $da/dN \approx 10^6 \text{ m/cycle}$ .

**Таблиця 7. Механічні характеристики і параметр конструкційної міцності алюмінієвих сплавів**

Сплав	Оброблення	$\sigma_{UTS}$ , МПа	$\Delta K_{th}$	$\Delta K_{fc}$	$P$ , МПа <sup>3</sup> ·м
			МПа·√м		
№ 5, $D_{gr} = 5...30 \mu\text{m}$	ГВ (6)	395	3,2	38	48030
	ГВ (6) + В1	380	3,0	52	59280
	ХВ (4)	423	2,7	49	55960
	ХВ (4) + В2	418	2,4	51	51160
	ХВ (2)	472	2,4	46	52110
	ХВ (2) + В2	422	2,1	50	44310
01570, $D_{gr} = 6...10 \mu\text{m}$ [6]	ГВ + В	410	1,1	35	15790
Д16Т [6]	ГВ + гартування і старіння	415	3,2	34	45150

**Примітка:** позначення див. у табл. 6.

## ВИСНОВКИ

Встановлено, що сплав системи Al–Mg–Cr–Sc–Zr–La в литому стані має підвищені характеристики міцності після кристалізації в підігрітому до 300°C кокілі та гомогенізації при 360°C з охолодженням у повітрі, зумовлені додатковим дисперсійним зміцненням інтерметалідами лантану. За гомогенізації при 420°C вони знижуються, що, імовірно, спричинено частковою рекристалізацією матриці і коагуляцією інтерметалідів. Після гарячого (при 360°C) і холодного вальцювання він за міцністю і пластичністю не поступається відомим сплавам системи Al–Mg–Mn–Sc–Zr (марок 1570 і 1545), але переважає їх за опором корозії внаслідок позитивного впливу лантану і хрому на очищення меж зерен і ушляхетнення електрохімічного потенціалу, а також за характеристиками циклічної тріщиностійкості. Виявлено, що параметр конструкційної міцності деформованого сплаву системи Al–Mg–Cr–Sc–Zr–La, який комплексно визначають характеристики міцності і циклічної тріщиностійкості, що по-різному залежать від розміру зерна ( $D_{gr}$ ) матеріалу, має підвищене значення, коли  $5 < D_{gr} < 30 \mu\text{m}$ .

*Робота виконана за фінансової підтримки проекту “Наукові основи технології отримання нового зварюваного сплаву системи Al–Mg–ПМ–РЗМ з підвищеними ресурсними характеристиками за тривалого терміну експлуатації” цільової програми наукових досліджень ВФТПМ НАН України “Перспективні конструкційні та функціональні матеріали з тривалим терміном експлуатації, фундаментальні основи їх одержання, з’єднання та обробки”.*

1. Иценко А. Я., Лабур Т. М. Свариваемые алюминиевые сплавы со скандием. – К.: КВЦ, 1999. – 116 с.
2. Filatov Yu. A., Yelagin V. I., and Zakharov V. V. New Al–Mg–Sc alloys // Mater. Sci. Engng. – 2000. – **A280**. – P. 97–101.
3. Сплав 1570С – материал для герметичных конструкций перспективных многоразовых изделий РКК “Энергия” / А. В. Бронз, В. И. Ефремов, А. Д. Плотников, А. Г. Чернявский // Косм. техника и технологии. – 2014. – **7**, № 4. – С. 62–67.
4. The microstructure and properties of an Al–Mg–0,3Sc alloy deposited by wire arc additive manufacturing / L. Ren, H. Gu, W. Wang, Sh. Wang, Ch. Li, Zh. Wang, Y. Zhai, and P. Ma // Metals. – 2020. – **10** (320). – P. 1–9. doi: 10.3390/met10030320.
5. Influence of chemical composition on the structure, mechanical, and corrosion properties of cast alloys of the Al–Mg–Sc system / O. P. Ostash, S. Ya. Polyvoda, A. V. Narivskiy, R. V. Chepil, V. Ya. Podhurska, and V. V. Kulyk // Materials Science. – 2021. – **56**, № 4. – P. 570–576.
6. Міцність і циклічна тріщиностійкість термодформованих сплавів системи Al–Mg–Sc / О. П. Осташ, Р. В. Чепіль, В. А. Тітов, С. Л. Поливода, М. М. Ворон, В. Я. Подгурська // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2021. – **57**, № 3. – С. 118–125.
7. Bethencourt M., Batona F. I., and Calvino I. I. Lanthanide compounds as environmental friendly corrosion inhibitors of aluminum alloy // Corr. Sci. – 1998. – **11**. – P. 1803–1819.
8. Advanced aluminium alloys containing rare-earth erbium / Z. R. Nie, I. B. Fu, I. X. Zou, T. N. Jin, I. I. Yang, G. F. Xu, H. Q. Ruan, and T. Y. Zuo // Proc. 9<sup>th</sup> Int. Conf. on Aluminium Alloys / Eds: I. E. Nie, A. J. Morton, and B. C. Muddle. – Brisbane, Australia, 2004. – P. 197–201.
9. Effects of homogenization on microstructures and properties of a new type Al–Mg–Mn–Zr–Ti–Er alloy / L. Z. He, X. H. Li, X. T. Liu, X. I. Wang, H. T. Zhang, and I. Z. Cui // Mater. Sci. and Engng. – 2010. – **A527**. – P. 7510–7518.
10. Mechanical properties of the A356 aluminum alloy modified with La/Ce / E. Aguirre-Dela Torre, R. Pérez-Bustamante, J. Camarillo-Cisneros, C. D. Gómez-Esparza, H. M. Medrano-Prieto, and R. Martínez-Sánchez // J. Rare Earth. – 2013. – **31** (8). – P. 811–816.
11. Effect of rare earth on microstructure and mechanical properties of Al–3,2Mg alloy / X. Zhang, Z. Wang, Z. Zhou, J. Xu, Z. Zhong, H. Yuan, and G. Wang // Materials Science Forum. – 2015. – **817**. – P. 192–197. doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.817192.

12. *Influence of rare earth (Ce and La) addition on the performance of Al–30 wt.% Mg alloy* / X. Zhang, Z. Wang, Z. Zhou, and I. Xu // J. Wuhan University of Technology – Mater. Sci. Ed. – 2017. – **32** (3). – P. 611–618. doi: 10.1007/s11595-017-1642-6.
13. *Microstructure and mechanical properties of novel Al–Mg–Mn–Zr–Sc–Er alloy* / A. V. Pozdniakov, V. Yarasu, R. Yu. Barkov, O. A. Yakovtseva, S. V. Makhov, and V. I. Napalkov // Mater. Letters. – 2017. – **202**. – P. 116–119. doi: org/10.1016/j.matlet.2017.05.053.
14. *Іброхимов С. Ж.* Структура и свойства сплава АМг4, легированного редкоземельными металлами (Sc, Y, La, Pr, Nd): Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Душанбе, 2018. – 22 с.
15. *Патент України № 119406.* Плавно-ливарний комплекс для напівбезперервного лиття зливків з алюмінієвих сплавів / Л. П. Пужайло, С. Л. Поливода, О. В. Сірий, О. М. Гордия. – Опубл. 25.09.17; Бюл. № 18.
16. *Estrin Y. and Vinogradov A.* Extreme grain refinement by severe plastic deformation: a wealth of challenging science // Acta Mater. – 2013. – **61**. – P. 782–817.
17. *Жемчужникова В. А.* Влияние деформации на структуру и механические свойства Al–Mg–Sc–Zr сплава: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Белгород, 2016. – 22 с.
18. *Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates: ASTM Standard E647, 2002.*
19. *Harada Y. and Dunand D. C.* Microstructure of Al<sub>3</sub>Sc with ternary rare-earth additions // Intermetallics. – 2009. – **17**. – P. 17–24.
20. *Precipitates and precipitation behavior in Al–Zr–Yb–Cr alloys* / H. C. Fang, P. J. Shang, L. P. Huang, K. H. Chen, G. Lia, and X. Xiong // Mater. Letters. – 2012. – **75**. – P. 192–195.
21. *Яківчук О. В.* Разработка технологии получения длинномерных деформированных полуфабрикатов из сплавов системы Al–Mg, легированных скандием, и исследование их свойств: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Красноярск, 2018. – 20 с.
22. *Mogucheva A., Babich E., and Kaibyshev R.* Microstructure and mechanical properties of an Al–Mg–Sc–Zr alloy subjected to extensive cold rolling // 13<sup>th</sup> Int. Conf. on Aluminium Alloys (ICAA13) / Eds: H. Weiland, A. Rollett, W. Cassada. – The Minerals, Metals and Materials Society, 2012. – P. 1773–1778.
23. *Cavaliere P.* Fatigue properties and crack behavior of ultra-fine and nanocrystalline pure metals // Int. J. Fatigue. – 2009. – **31**. – P. 1476–1489.
24. *Low-temperature cyclic cracking resistance of high-strength aluminum alloys in crack initiation and growth stages* / O. P. Ostash, E. M. Kostyk, V. G. Kudryashov, I. M. Andreiko, I. A. Skotnikov // Soviet Mater. Sci. – □ 1990. – **26**, № 3. – P. 281–288.
25. *Fatigue crack growth behavior of Al–Mg–Sc alloy* / Mengjia Li., Qinglin Pan, Ying Wang, and Yunjia Shi // Mater. Sci. Engng. – 2014. – **A598**. – P. 350–354.

Одержано 19.07.2021