

УДК 539.43:669.71

## МІЦНІСТЬ І ЦИКЛІЧНА ТРІЩИНОСТІЙКІСТЬ ТЕРМОДЕФОРМОВАНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al–Mg–Sc

О. П. ОСТАШ<sup>1</sup>, Р. В. ЧЕПІЛЬ<sup>1</sup>, В. А. ТІТОВ<sup>2</sup>, С. Л. ПОЛИВОДА<sup>3</sup>,  
М. М. ВОРОН<sup>3</sup>, В. Я. ПОДГУРСЬКА<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup> Національний технічний університет України  
"Київський політехнічний інститут ім. І. Сікорського";

<sup>3</sup> Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ

Досліджено структуру, фазовий склад, характеристики міцності і пластичності та тріщиностійкості за циклічного навантаження термомеханічних (екструзією, пресуванням і вальцюванням) виливок сплавів системи Al–Mg–Sc з різним вмістом магнію (типу 1570 і 1545), отриманих за магнетогідродинамічного перемішування розплаву. Встановлено, що з пониженням вмісту магнію розмір зерна сплаву після вальцювання і кількість зернограничних виділень інтерметалідів зменшуються. Механічні характеристики обох сплавів неоднозначно залежать від способу і температури термомеханічного оброблення. Виявлено, що за параметром конструкційної міцності, який комплексно визначають характеристики міцності і циклічної тріщиностійкості, вони переважають відомі сплави систем Al–Mg–Sc, Al–Mg і Al–Cu–Mg. При цьому його найнижче значення зафіксовано для сплаву з малим розміром зерна.

**Ключові слова:** алюмінієві сплави, екструзія, пресування, вальцювання, структура, конструкційна міцність.

The microstructure, phase composition, strength and plasticity characteristics and crack growth resistance under cyclic loading of thermodeformed (by extrusion, pressing and rolling) castings of Al–Mg–Sc alloys (type 1570 and 1545) with different magnesium content obtained by magnetohydrodynamic mixing of the melt have been studied. It is established that after rolling the alloy grain size and the amount of grain boundary intermetallics inclusions decrease with the magnesium content decreasing. The mechanical characteristics of both alloys ambiguously depend on the method and temperature of thermomechanical treatment. It is shown that the structural strength parameter, which is comprehensively determined by the strength and fatigue crack growth resistance characteristics, for investigated alloys is higher in comparison with the known Al–Mg–Sc, Al–Mg and Al–Cu–Mg alloys. In this case, its lowest value is recorded for the alloy with a small grain size.

**Keywords:** aluminum alloys, extrusion, pressing, rolling, structure, structural strength.

**Вступ.** Алюмінієві сплави системи Al–Mg–Sc широко застосовують у машинобудуванні, зокрема в аерокосмічній техніці, завдяки їх міцності, пластичності, корозійній тривкості і зварюваності. Міцність забезпечують структурним (подрібнення зерна) та твердорозчинним і дисперсійним зміцненням за легування перехідними металами, серед яких один з найефективніших – скандій [1, 2]. При цьому для поліпшення корозійної тривкості, зварюваності і технологічності у високоміцному стані вважають доцільним знизити вміст магнію у них з 6...7 до 4...5 mass% [1, 3–5].

Контактна особа: О. П. ОСТАШ, e-mail: fmidp17@gmail.com

Властивості сплавів також суттєво залежать від технології лиття. На сьогодні однією з прогресивних є заснована на використанні магнетогідродинамічних (МГД) ливарних установок [5, 6].

Оптимальні характеристики міцності і пластичності досягають після екструзії (extrusion), пресування (pressing), вальцювання (rolling) литих заготовок. Хімічний склад і структурно-фазовий стан можуть по-різному впливати на міцність і тріщиностійкість деформованих сплавів системи Al–Mg–Sc за циклічного навантаження, зокрема, на поріг втоми [7]. Тому конструкційна міцність матеріалів, особливо аерокосмічного призначення, коли під час їх експлуатації застосовують принцип безпечної пошкоджуваності (damage tolerance), залежить від оптимального поєднання характеристик міцності і тріщиностійкості. Її можна ефективно оцінювати [8, 9] за комплексним параметром  $P = [\sigma_{UTS} \cdot \Delta K_{th} \cdot \Delta K_{fc}]$ , де  $\sigma_{UTS}$  – границя міцності (ultimate strength);  $\Delta K_{th}$  – поріг втоми (fatigue threshold) і  $\Delta K_{fc}$  – циклічна в’язкість руйнування (cyclic fracture toughness), які є характеристиками циклічної тріщиностійкості (ЦТ) матеріалу (fatigue macrocrack growth resistance characteristics).

Мета цього дослідження – оцінити конструкційну міцність сплавів системи Al–Mg–Sc з різним вмістом магнію після термодформаційного оброблення литих заготовок, отриманих за МГД технологією.

**Матеріал і методика.** Досліджували сплави типу 1570 і 1545 [1] цієї системи з різним вмістом магнію (табл. 1). 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, підігрітому до  $300^\circ\text{C}$  для гомогенізації їх структури.

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

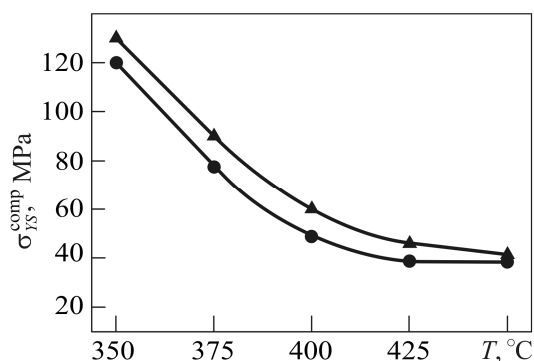
№ сплаву	Mg	Mn	Sc	Zr	Ti	Be	Fe	Si	Al
1	6,12	0,37	0,26	0,09	< 0,03	< 0,003	0,09	0,05	Решта
2	4,85	0,32	0,24	0,12	< 0,03	< 0,003	0,08	0,04	

**Примітка:** подано усереднений хімічний склад.

Опір пластичній деформації металу оцінювали за температурною залежністю границі плинності за стиску  $\sigma_{YS}^{comp}$  (рис. 1), визначеною на стандартних зразках  $\varnothing 10$  mm і заввишки 23 mm, вирізаних з виливок. Враховуючи це, термодформували різними способами: екструзією виливок  $\varnothing 30$  mm до  $\varnothing 20$  mm при  $390 \pm 10^\circ\text{C}$  (сплав № 1) і  $420 \pm 10^\circ\text{C}$  (сплав № 2); пресуванням виливок  $\varnothing 30$  mm на смугу завтовшки 6 mm при  $420 \pm 10^\circ\text{C}$ ; вальцюванням пресованих заготовок завтовшки 20 mm на пластину товщиною 4,5 mm при  $420 \pm 10^\circ\text{C}$  (сплав № 1) і  $460 \pm 10^\circ\text{C}$  (сплав № 2).

Рис. 1. Температурна залежність границі плинності за стиску для сплавів № 1 (●) і 2 (▲).

Fig. 1. Temperature dependence of compressive yield strength for alloys № 1 (●) and 2 (▲).



Для мікроструктурних досліджень використовували оптичний мікроскоп Neophot-21 і сканувальний електронний Zeis EVO-40XVP, де також виконували електронно-спектральний аналіз інтегрального і локального вмісту легувальних елементів, використовуючи систему INCA Energy 350 за діаметра зони активації електронним пучком  $\approx 4 \mu\text{m}$ .

Механічні характеристики матеріалів за розтягу (границі плинності  $\sigma_{YS}$  і міцності  $\sigma_{UTS}$  та відносне видовження  $\delta_5$ ) визначали на стандартних п'ятикратних циліндричних зразках з діаметром робочої частини 5 mm та плоских за перерізу робочої частини  $6 \times 4,5 \dots 6$  mm.

Характеристики ЦТ встановлювали за розтягу зразків-смуг ( $150 \times 25 \times 4,5$  mm) та триточкового згину балкових ( $40 \times 8 \times 4,5$  mm) з гострим (радіус 0,1 mm) боковим вирізом завдовжки 1...2 mm поперек напрямку вальцювання. Довжину втомної тріщини виміряли оптично з похибкою  $\pm 0,01$  mm. Випробовували за частоти 10...12 Hz і коефіцієнта асиметрії  $R = 0,1$  циклу навантаження у повітрі при 20°C. За стандартною методикою [10] 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.** Як і під час випробування за кімнатної температури [5], при  $\leq 400^\circ\text{C}$  зафіксували дещо більший опір пластичній деформації сплаву № 2 проти сплаву № 1, а в діапазоні  $400 \dots 450^\circ\text{C}$  для обох сплавів він змінювався незначно (рис. 1). Деякий зсув цієї залежності для литого сплаву № 2 у бік вищих температур порівняно зі сплавом № 1 можна пов'язати зі складом вторинної фази, яка зміцнює матрицю: у сплаві № 2 – це інтерметалід  $\text{Al}_3(\text{Sc}_{1-x}\text{Zr}_x)$ , а в сплаві № 1 – це  $\text{Al}_3\text{Sc}$  [5]. За літературними даними термодформаційно сплави системи Al–Mg–Sc обробляють в інтервалі  $300 \dots 480^\circ\text{C}$ , хоча рекомендують при  $\leq 420^\circ\text{C}$  [2]. Тому, щоб отримати ширшу базу даних сплави № 1 і 2 досліджували після екструзії, пресування і вальцювання в діапазоні  $390 \dots 460^\circ\text{C}$  (табл. 2).

У литому стані сплав № 2 за механічними характеристиками переважає сплав № 1 (табл. 2), які суттєво підвищуються після деформаційного оброблення:  $\sigma_{YS}$  – з 153...162 до 305...374 МПа;  $\sigma_{UTS}$  – з 236...270 до 396...452 МПа;  $\delta$  – з 11...15 до 12...17% залежно від його способу. Найвищу міцність для сплаву № 1 отримали після багатократного (8 проходів) вальцювання, а для сплаву № 2 – після екструзії. Нижче значення  $\sigma_{UTS}$  для цього сплаву після вальцювання (табл. 2) обумовлене, імовірно, надто високою температурою оброблення, тобто підтверджується рекомендація [2] про оптимальну температуру  $\leq 420^\circ\text{C}$  для сплавів цієї системи. Отримані результати узгоджуються з літературними (табл. 2). Тут слід зауважити, що термодформовані сплави № 1 і 2 демонструють, як правило, вищі значення границі плинності  $\sigma_{YS}$  порівняно з відомими в літературі, що може бути наслідком позитивного впливу МГД технології.

Мікроструктура сплавів після вальцювання помітно відрізняється. Розмір зерна впоперек до напрямку вальцювання у сплаві № 1 становить 50...150  $\mu\text{m}$  (рис. 2a), а у сплаві № 2 – 50...100  $\mu\text{m}$  (рис. 2b). У першому зафіксували значні виділення інтерметалідів уздовж меж зерен, тоді як у другому з пониженим вмістом магнію їх набагато менше. Локальний хімічний аналіз виявив (рис. 2c, d), що в обох сплавах – це первинні виділення інтерметалідів: алюмінію і магнію; алюмінію, марганцю і заліза; алюмінію, скандію і цирконію (типу  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ ,  $\text{Al}_6(\text{Fe}, \text{Mn})$ ,  $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ ) [11].

**Таблиця 2. Механічні характеристики досліджуваних сплавів у литому і термомодифікованому станах та їх порівняння з відомими в літературі**

Сплав	Оброблення	$\sigma_{YS}$	$\sigma_{UTS}$	$\delta_5$ , %
		МПа		
№ 1	Виливка	153	236	11
	Екструзія (390°C)	310	397	12
	Пресування (420°C)	326	413	13
	Вальцювання (420°C)	374	450	12
№ 2	Виливка	162	270	15
	Екструзія (420°C)	350	452	16
	Пресування (420°C)	309	405	16
	Вальцювання (460°C)	305	396	17
01570 [1] (5,8% Mg)	Екструзія	305...345	430...445	15...18
	Гаряче вальцювання	270...300	390...420	15...20
1570 С [3] (5,0...5,6% Mg)	Пресування і гаряче вальцювання	245...300	375...400	15...20
1575 С [12] (6% Mg)	Вальцювання (300°C, $\epsilon = 70\%$ )	295	450	20
1545 [12] (4,57% Mg)	Вальцювання (360°C, $\epsilon = 70\%$ )	280	385	20
1545 [13] (4,57% Mg)	Вальцювання (320...360°C)	260	395	17
	Холодне вальцювання ( $\epsilon = 20...70\%$ )	375...450	440...490	8...10

**Примітка:** для сплавів № 1 і 2 подано усереднені результати випроб не менше трьох зразків.

Відмінність виявили, аналізуючи їх матрицю: в сплаві № 1 тут відсутній цирконій (рис. 2e), а в сплаві № 2 він є (рис. 2f). Це свідчить, що у першому випадку в матриці виділяється вторинна фаза  $Al_3Sc$ , а у другому –  $Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$ , яка дисперсніша, тому ефективніше зміцнює сплав [1, 2]. Подібний результат отримали раніше для сплаву з пониженим вмістом магнію у литому стані [5], а також інші дослідники для термомодифікованого сплаву [12].

Підвищеної міцності сплавів системи Al–Mg–Sc досягають, у першу чергу, легуванням скандієм, який структурно їх зміцнює, подрібнюючи зерно, що передбачає рівняння Холла–Петча. Проте відомо [14], що розмір зерна неоднозначно впливає на характеристики міцності і ЦТ конструкційних матеріалів. Зокрема, ця залежність для границі плинності і порога втоми протилежна [7, 15]:

$$\sigma_{YS} = \sigma_i + k_y D_{gr}^{-0,5}, \quad (1)$$

$$\Delta K_{th} = A + BD_{gr}^{0,5}, \quad (2)$$

де  $D_{gr}$  – розмір зерна;  $\sigma_i$ ,  $k_y$ ,  $A$ ,  $B$  – сталі матеріалу. Характеристика  $\Delta K_{th}$  важлива для оцінювання довговічності елементів конструкцій, оскільки прямо корелює з опором зародженню втоми макротріщини та границею втоми матеріалів [16].

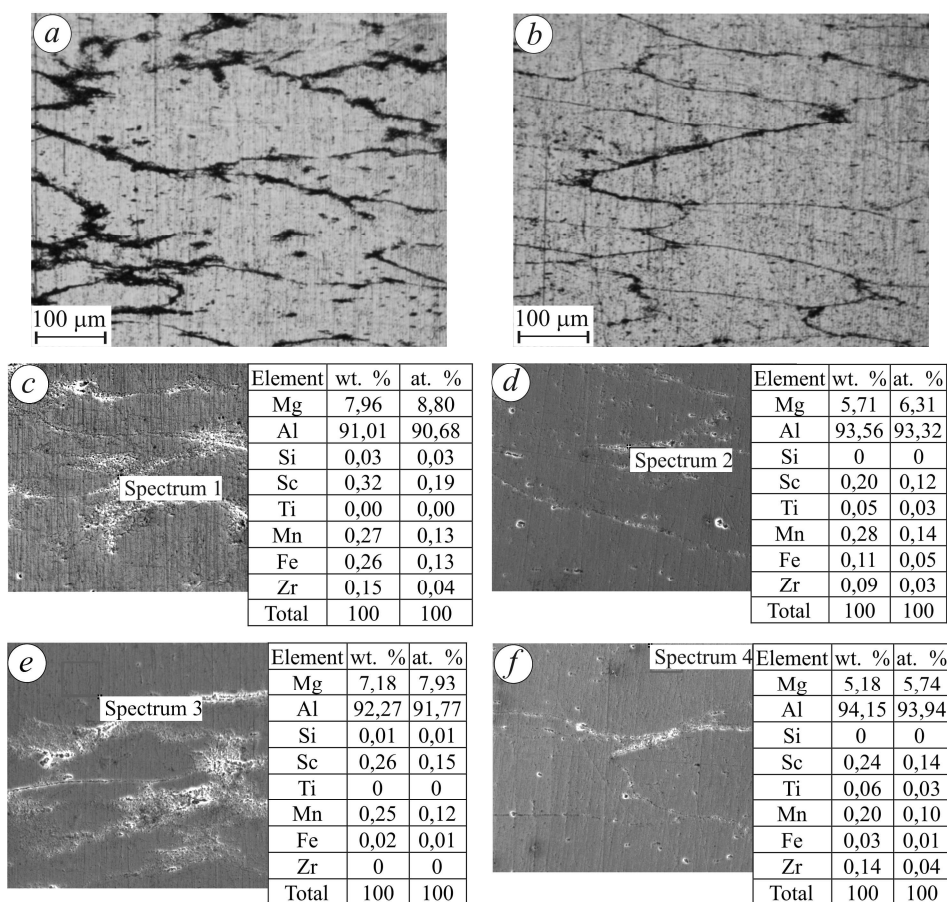


Рис. 2. Мікроструктура (a, b) та локальний хімічний склад виділень інтерметалідів (c, d) і матриці (e, f) сплавів № 1 (a, c, e) і 2 (b, d, f) після вальцювання.

Fig. 2. Microstructure (a, b) and local chemical composition of intermetallic inclusions (c, d) and matrix (e, f) for alloys № 1 (a, c, e) and 2 (b, d, f) after rolling.

Діаграми швидкостей росту втомної макротріщини свідчать (рис. 3a), що сплав № 1 після вальцювання має дещо більшу ЦТ у середньоамплітудній ділянці діаграми і нижчу – у високоамплітудній проти сплаву № 2. Відзначимо, що діаграма для сплаву № 1 (подібно до відомих результатів [17]) інваріантна відносно геометрії і способу навантаження зразка, тобто є характеристикою матеріалу. Обидва сплави володіють високим опором росту втомної макротріщини, що зумовлено високоенергоємними мікромеханізмами руйнування: при  $\Delta K \approx 15 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$  – це втомний борозенковий (рис. 4a, b); при  $\Delta K \approx 25 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$  – переважно ямковий (рис. 4c, d).

Обидва сплави з відносно великим розміром зерна ( $D_{gr} = 50 \dots 150 \text{ }\mu\text{m}$ ) демонструють порівняно високий поріг втоми  $\Delta K_{th} = 3,3 \dots 3,8 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$ , що відрізняє їх від відомих (рис. 3b, лінія 1 проти лінії 2): для сплаву 1570 з малим розміром зерна ( $D_{gr} = 6 \dots 10 \text{ }\mu\text{m}$ )  $\Delta K_{th} = 1,1 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$  [7], що підтверджує наведені міркування. У високоамплітудній ділянці ( $\Delta K = 15 \dots 35 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$ ) ці діаграми добре узгоджуються з результатами інших авторів (рис. 3b). Вони також свідчать (лінії 4 і 6), що сплави з дрібним зерном ( $D_{gr} \sim 1 \text{ }\mu\text{m}$ ) мають низьку ЦТ у припороговій

ділянці діаграми ( $\Delta K < 5 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$ ). Тому, враховуючи неоднозначний вплив структури на міцність і ЦТ сплавів системи Al–Mg–Sc, їх механічну поведінку в умовах експлуатації варто оцінювати за комплексним параметром конструкційної міцності  $P$  (табл. 3).

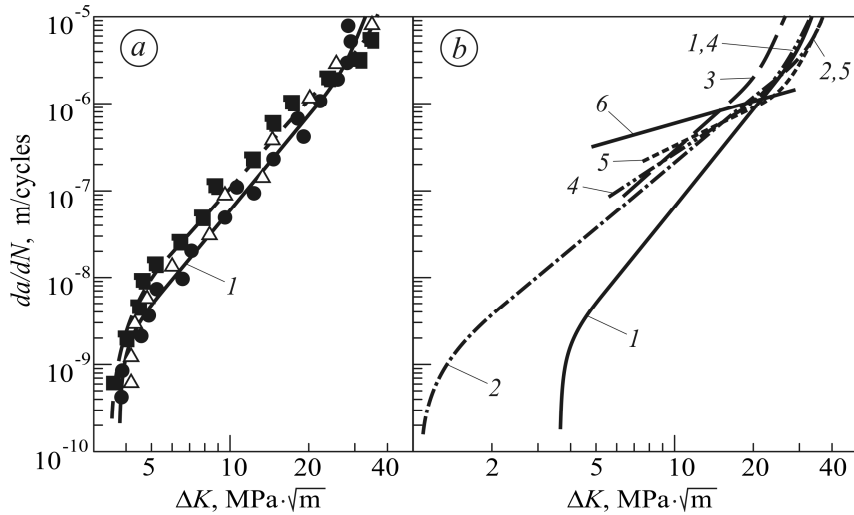


Рис. 3. Діаграми швидкостей росту втомної макротріщини: *a* – для вальцьованих сплавів № 1 (●, △) і 2 (■) за навантаження розтягом (●) і згином (△, ■); *b* – порівняння з літературними даними для термодеформованих сплавів типу 1570: 1 – сплав № 1,  $D_{gr} = 50 \dots 150 \text{ } \mu\text{m}$ ; 2 – 6...10  $\mu\text{m}$  [7]; 3 – 70...170  $\mu\text{m}$  [18]; 4 –  $\sim 1 \text{ } \mu\text{m}$  [18]; 5 – [19]; 6 – [1].

Fig. 3. Fatigue macrocrack growth rates: *a* – for rolled alloys № 1 (●, △) and 2 (■) under tensile (●) and bending loading (△, ■); *b* – comparison with literature data for 1570 thermodeformed alloys: 1 – alloy № 1,  $D_{gr} = 50 \dots 150 \text{ } \mu\text{m}$ ; 2 – 6...10  $\mu\text{m}$  [7]; 3 – 70...170  $\mu\text{m}$  [18]; 4 –  $\sim 1 \text{ } \mu\text{m}$  [18]; 5 – [19]; 6 – [1].

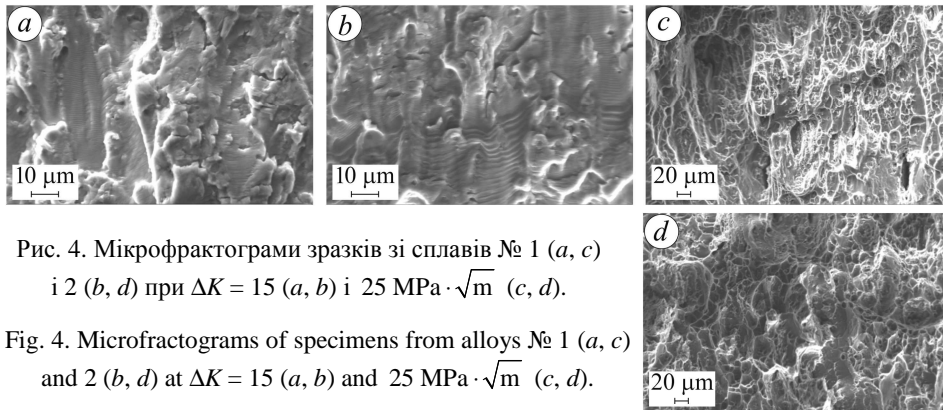


Рис. 4. Мікрофрактограми зразків зі сплавів № 1 (*a, c*) і 2 (*b, d*) при  $\Delta K = 15$  (*a, b*) і  $25 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$  (*c, d*).

Fig. 4. Microfractograms of specimens from alloys № 1 (*a, c*) and 2 (*b, d*) at  $\Delta K = 15$  (*a, b*) and  $25 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$  (*c, d*).

Серед алюмінієвих сплавів різних систем легування сплав № 1 має найвище значення параметра  $P$ , а сплав № 2 – нижче, хоча воно практично рівне встановленому для високоміцного сплаву Д16Т, але вище порівняно зі середньоміцним сплавом АМг5М, які широко застосовують в авіакосмічній техніці. Зауважимо, що дрібнозерниста структура сплаву, спричиняючи дуже низький поріг втоми  $\Delta K_{th}$ , обумовлює найнижче значення параметра  $P$ , незважаючи на відносно високу міцність цього сплаву (позиція 3 в табл. 3). Тому, сплави системи Al–Mg–Sc повинні мати середній розмір зерна, очевидно, кілька десятків мікрометрів, щоб досягти їх підвищену конструкційну міцність.

**Таблиця 3. Механічні характеристики і параметр конструкційної міцності алюмінієвих сплавів**

№ за/п	Сплав (система легування)	Стан сплаву	$\sigma_{UTS}$ , МПа	$\Delta K_{th}$	$\Delta K_{fc}$	$P \cdot 10^{-3}$ , МПа <sup>3</sup> ·м
				МПа· $\sqrt{m}$		
1	№ 1 (Al–Mg–Sc)	Гаряче вальцювання	450	3,8	33	56,43
2	№ 2 (Al–Mg–Sc)	–/–	396	3,4	35	47,12
3	01570 [7] (Al–Mg–Sc)	Гаряче вальцювання, відпал	410	1,1	35	15,79
4	AMг5М [20] (Al–Mg)	–/–	315	3,2	33	33,26
5	Д16М [20] (Al–Cu–Mg)	–/–	235	3,5	32	26,32
6	Д16Т [20] (Al–Cu–Mg)	Гаряче вальцювання, гартування, природне старіння	415	3,2	34	45,15

### ВИСНОВКИ

Встановлено, що за пониженого вмісту магнію термодетформований вальцюванням сплав системи Al–Mg–Sc типу 1545 має менші розмір зерна і кількість зернограничних виділень первинних інтерметалідів порівняно зі сплавом типу 1570 з вищим його вмістом. У першому випадку в матриці виділяється вторинна фаза  $Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$ , а у другому –  $Al_3Sc$ . Температура термодетформаційного оброблення сплавів повинна бути  $\leq 420^\circ C$ . Ураховуючи, що розмір зерна якісно протилежно впливає на міцність і циклічну тріщиностійкість сплавів цієї системи, їх механічну поведінку в умовах експлуатації слід оцінювати за комплексним параметром конструкційної міцності  $P$ .

*Робота виконана за фінансової підтримки цільової програми наукових досліджень ВФТПМ НАН України “Перспективні конструкційні та функціональні матеріали з тривалим терміном експлуатації, фундаментальні основи їх одержання, з’єднання та обробки” (Проект III-137-17).*

1. Filatov Yu. A., Yelagin V. I., and Zakharov V. V. New Al–Mg–Sc alloys // Mat. Sci. Eng. – 2000. – **A280**. – P. 97–101.
2. Ищенко А. Я., Лабур Т. М. Свариваемые алюминиевые сплавы со скандием. – К.: КВЦ, 1999. – 116 с.
3. Сплав 1570С – материал для герметичных конструкций перспективных многофазовых 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. Patent PCT/US00/19559 (Int. Publ. Number WO 01/12868 A1). Aluminium-magnesium-scandium alloys with hafnium / M. T. Fernandes. – Publ. 22.02.2001.
5. Вплив хімічного складу на структуру та механічні і корозійні властивості литих сплавів системи Al–Mg–Sc / О. П. Осташ, С. Л. Поливода, А. В. Нарівський, Р. В. Чепіль, В. Я. Подгурська, В. В. Кулик // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2020. – **56**, № 4. – С. 122–127.
6. Патент України № 119406. Плавильно-ливарний комплекс для напівбезперервного лиття зливків з алюмінієвих сплавів / Л. П. Пужайло, С. Л. Поливода, О. В. Сірий, О. М. Гордіня. – Опубл. 25.09.17; Бюл. № 18.
7. Низкотемпературная циклическая трещиностойкость высокопрочных алюминиевых сплавов на стадиях зарождения и роста трещины / О. П. Осташ, Е. М. Костык, В. Г. Кудряшов, И. М. Андрейко, И. А. Скотников // Физ.-хим. механика материалов. – 1990. – **26**, № 3. – С. 40–49.

- (*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 Materials Science*. – 1990. – **26**, № 3. – P. 281–288.
8. *Патент* України № 105440. Спосіб термічної обробки високоміцних низьколегованих вуглецевих сталей / О. П. Остап, О. А. Гайворонський, В. Д. Позняков, В. В. Кулик. – Опубл. 25.03.2016; Бюл. № 6.
  9. *Конструкційна міцність зварних з'єднань термозміцненого сплаву системи Al–Cu–Mg* / О. П. Остап, Т. М. Лабур, Ю. В. Головатюк, В. В. Віра, В. А. Коваль, В. С. Шинкаренко, М. Р. Яворська // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2019. – № 4. – С. 81–87.  
(*Structural strength of welded joints of thermally hardened alloy of the Al–Cu–Mg system* / O. P. Ostash, T. M. Labur, Y. V. Holovatyuk, V. V. Vira, V. A. Koval, V. S. Shynkarenko, M. R. Yavorska // *Materials Science*. – 2020. – **55**, № 4. – P. 548–554.)
  10. *Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates: ASTM Standard E647*, 2002.
  11. *Gavras A. G., Chenelle B. F., and Lados D. A. Effect of microstructure on the fatigue crack growth behavior of light metals and design considerations* // *Rev. Materia*. – 2010. – **15** (2). – P. 319–329.
  12. *Zhemchuzhnikova D., Mogucheveva A., and Kaibyshev R. Mechanical properties of Al–Mg–Sc–Zr alloys at cryogenic and ambient temperatures* // 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. 879–884.
  13. *Mogucheveva 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.
  14. *Романив О. Н. Структурная концепция порогов усталости конструкционных сплавов* // *Физ.-хим. механика материалов*. – 1986. – **22**, № 1. – С. 106–116.  
(*Romaniv O. N. A structural concept of the fatigue limit of structural alloys* // *Soviet Materials Science*. – 1986. – **22**, № 1. – P. 103–112.)
  15. *Остап О. П., Костык Е. М., Левина И. Н. Влияние низкой температуры на зарождение и рост усталостных трещин в стали 08кп с различным размером зерна* // *Физ.-хим. механика материалов*. – 1988. – **24**, № 4. – С. 63–71.  
(*Ostash O. P., Kostyk E. M., Levina I. N. Effect of low temperature on the initiation and growth of fatigue cracks in 08kp steel with different grain size* // *Soviet Materials Science*. – 1989. – **24**, № 4. – P. 385–392.)
  16. *Остап О. П. Нові підходи в механіці втомного руйнування* // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2006. – **42**, № 1. – С. 13–25.  
(*Ostash O. P. New approaches in fatigue fracture mechanics* // *Materials Science*. – 2006. – **42**, № 1. – P. 5–19.)
  17. *Івасишин А. Д., Васи́лів Б. Д. Вплив розмірів і форми зразків на діаграму швидкостей росту втомних тріщин* // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2001. – **37**, № 6. – С. 119–120.  
(*Ivasyshyn A. D., Vasylyv B. D. Effect of the size and form of specimens on the diagram of growth rates of fatigue cracks* // *Materials Science*. – 2001. – **37**, № 6. – P. 1002–1004.)
  18. *Fatigue crack growth behavior of ultrafine-grained Al–Mg–Sc alloy produced by ECAP* / E. Avtokratova, O. Sitdikov, R. Kaibyshev, and Y. Watanabe // *Mat. Sci. Forum*. – 2008. – **584–586**. – P. 821–826.
  19. *Fatigue crack growth behavior of Al–Mg–Sc alloy* / Mengjia Li., Qinglin Pan, Ying Wang, and Yunjia Shi // *Mat. Sci. Eng.* – 2014. – **A598**. – P. 350–354.
  20. *Підвищення конструкційної міцності зварних з'єднань листів зі сплаву системи Al–Cu–Mg* / Ю. В. Головатюк, А. Г. Покляцький, О. П. Остап, Т. М. Лабур // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2018. – **54**, № 3. – С. 112–119.  
(*Elevation of the structural strength of welded joints of sheets made of alloys of the Al–Cu–Mg system* / Y. V. Holovatyuk, A. H. Poklyats'kyi, O. P. Ostash, T. M. Labur // *Materials Science*. – 2018. – **54**, № 3. – P. 412–420.)

Одержано 17.02.2021