

УДК 669.162.231

З. В. Сазанішвілі¹, к.т.н., доцент, ORCID 0000-0003-4138-9238

Н. О. Ротт², к.т.н., доцент, ORCID 0000-0002-3839-6405

¹ Національний технічний університет «Дніпровська політехніка»

* Автор для листування: sazanishvili.z.v@ntu.one

ПРОГНОЗУВАННЯ МЕЖІ ПЛИННОСТІ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ AL–MG–SC–ZR З УРАХУВАННЯМ ЗЕРНОВОГО ТА ДИСПЕРСІЙНОГО ЗМІЦНЕННЯ

Анотація. Сучасний розвиток машинобудування, транспортної та авіакосмічної техніки зумовлює зростання попиту на легкі конструкційні матеріали з високими механічними властивостями та корозійною стійкістю. У цьому контексті алюмінієві сплави системи Al–Mg є перспективними завдяки поєднанню низької густини, високим міцносним характеристикам та технологічності. Водночас під час лиття заготовок алюмінієвих сплавів спостерігається їх схильність до формування грубозернистої структури, ліквіації та пористості, що негативно впливає на рівень межі плинності. Тому актуальним є розроблення підходів до керування мікроструктурою та прогнозування механічних властивостей литих сплавів. Метою роботи є дослідження закономірностей формування механічних властивостей сплавів системи Al–Mg, мікролегованих Sc і Zr та модифікованих наночастинками SiC, а також розроблення комбінованого підходу до прогнозування межі плинності з урахуванням основних механізмів зміцнення. Об'єктом дослідження є прогнозування межі плинності сплавів Al–6Mg у різних структурних станах, а саме після лиття, термічної та термо-механічної обробки. Експериментальні дослідження включали металографічний аналіз, сканувальну електронну мікроскопію з EDS та випробування на розтяг. Показано, що вихідний литий сплав має грубозернисту структуру (400...500 мкм) і межу плинності 150...200 МПа. Мікролегування Sc і Zr забезпечує формування частинок Al₃(Sc,Zr), подрібнення зерна до 250...300 мкм і підвищення σ_f до 270...310 МПа. Додаткове введення наночастинок SiC у поєднанні з термічною та термо-механічною обробкою дозволяє зменшити розмір зерна до 100...150 мкм і підвищити межу плинності до 350...400 МПа. Для прогнозування σ_f використано комбінований підхід із урахуванням зернового, твердорозчинного, дисперсійного та деформаційного зміцнення. Розрахункові значення межі плинності добре узгоджуються з експериментальними (відхилення не перевищує 5...7%). Отримані результати підтверджують можливість використання мікроструктурних параметрів для прогнозування

© З. В. Сазанішвілі, Н. О. Ротт, 2026



Ця стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0
<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk>

механічних властивостей литих алюмінієвих сплавів і можуть бути застосовані на стадії проєктування нових матеріалів та технологічних режимів.

Ключові слова: алюмінієві сплави, мікроструктура, подрібнення зерна, межа плинності, механізми зміцнення, зернове зміцнення, дисперсійне зміцнення.

Посилання для цитування: Сазанішвілі З. В., Ротт Н. О. Вплив вібраційної обробки на структуроутворення та властивості заевтектичного силуміну. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2026. Вип. 40. С. 213-225. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-013>

Вступ

Алюмінієві сплави відіграють ключову роль у сучасній промисловості завдяки поєднанню низької щільності, високої міцності, стійкості до корозії та гарної оброблюваності. Вони активно використовуються в авіаційній, автомобільній, суднобудівній галузях та інших секторах [1]. Механічні властивості, зокрема межа плинності, міцність на розтяг і пластичність, значною мірою визначаються мікроструктурою [2, 3], яка формується під час лиття заготовок, термічної обробки та легування. Метод лиття для отримання заготовок, такий як лиття в кокіль, під тиском або в пісочні форми, дає змогу створювати складні форми з мінімальною подальшою механічною обробкою, проте часто призводить до формування грубої мікроструктури з великими зернами, пористістю та ліквідацією [4].

Прогнозування властивостей на основі структурних особливостей дозволяє оптимізувати склад сплаву, параметри лиття та режими термічної обробки, зменшуючи потребу в дорогих експериментах. Водночас існуючі підходи до оцінювання міцносних властивостей литих алюмінієвих сплавів часто базуються або на узагальнених емпіричних залежностях, або на дорогих серіях експериментів, що ускладнює оперативну оптимізацію складу і технологічних параметрів. У цьому контексті актуальним є поєднання класичних моделей зміцнення з урахуванням специфіки литих структур і сучасних методів мікрولهгування.

Класичні методи прогнозування міцносних властивостей матеріалів базуються на фізико-математичних моделях, які враховують мікроструктурні параметри та механізми деформації. Одним з фундаментальних є закон Холла-Петча [5], який описує залежність межі плинності від розміру зерна через накопичення дислокацій на зернових границях, що призводить до загального зміцнення. Інші моделі включають оцінку внеску твердого розчину, де атоми домішок спотворюють кристалічну ґратку, підвищуючи опір деформації; дисперсійне зміцнення, засноване на блокуванні дислокацій дрібними частинками за механізмом Орована; та деформаційне зміцнення,

пов'язане з накопиченням дислокацій під час пластичної деформації [6]. Ці методи часто комбінуються для загальної оцінки міцності, дозволяючи прогнозувати властивості на основі емпіричних констант і структурних даних, без прив'язки до конкретних матеріалів, але з урахуванням загальних принципів металургії.

Методика дослідження

Алюмінієві сплави системи Al-Mg характеризуються високою корозійною стійкістю та пластичністю завдяки розчиненню магнію в алюмінієвій матриці, що посилює твердий розчин і сприяє формуванню стабільної структури. Сучасна тенденція мікролегування перехідними металами, такими як скандій і цирконій, спрямована на подрібнення зерна під час кристалізації, зменшення дефектів лиття та підвищення термічної стабільності за рахунок утворення нанорозмірних осадів типу $Al_3(Sc,Zr)$ [7]. Додатково, модифікація нанодисперсними тугоплавкими частинками, наприклад SiC або TiCN, вводиться безпосередньо в розплав для посилення дисперсійного ефекту, рівномірного розподілу та подальшого рафінування структури, що особливо актуально для литих заготовок.

Дослідження мікроструктури сплаву Al-6Mg та його модифікованих станів проводили методом оптичної металографії. Зразки для аналізу вирізали з литих і термо-механічно оброблених заготовок у площинах, перпендикулярних до напрямку основної деформації. Підготовка металографічних шліфів здійснювалася за стандартною методикою.

Для визначення елементного складу використовувався метод енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії (EDS), інтегрований у сканувальний електронний мікроскоп (SEM). Метод EDS дозволяє здійснювати локальний хімічний аналіз із просторовою прив'язкою до мікроструктурних особливостей зразка. Дослідження проводилися за різних збільшень ($\times 1500, 2000, 3000$), що дало змогу аналізувати як окремі мікроділянки, так і більш протяжні області поверхні.

Механічні випробування охоплюють тести на розтяг для вимірювання межі плинності та пластичності.

Прогнозування межі плинності $\sigma_{0.2}$ здійснюється на основі послідовного урахування структурних параметрів і основних механізмів зміцнення. На першому етапі за результатами металографічного аналізу визначається середній розмір зерна $d_{сер}$, який використовується для оцінки внеску зернового зміцнення відповідно до залежності Холла-Петча. Далі розраховується додатковий внесок твердорозчинного зміцнення $\Delta\sigma_{ss}$, обумовлений концентрацією магнію в алюмінієвій матриці, а також внесок дисперсійного зміцнення $\Delta\sigma_{disp}$, пов'язаний з наявністю вторинних частинок типу $Al_3(Sc,Zr)$ і введених нанодисперсних модифікаторів. За наявності деформаційної обробки

додатково враховується внесок деформаційного зміцнення $\Delta\sigma_{\text{def}}$, зумовлений накопиченням дислокацій. Отримане значення межі плинності коригується з урахуванням дефектів лиття, таких як пористість і хімічна неоднорідність, що дозволяє узгодити розрахункові дані з експериментально вимірними значеннями σ_T .

Вихідні дані та результати дослідження

Вихідні дані для дослідження базуються на експериментальних зразках литих алюмінієвих сплавів системи Al-Mg з добавками Sc, Zr та нанодисперсним модифікатором SiC, отриманих методами кокільного лиття. Дослідження проводилися для трьох структурних станів матеріалу: у литому стані після кристалізації; після термічної обробки, що включала гомогенізацію та старіння; а також після деформаційної обробки, яка забезпечувала додаткове подрібнення зерна та накопичення дислокацій.

Після лиття мікроструктура сплаву Al-6Mg характеризується великими зернами розміром 400...500 мкм через повільне охолодження, що призводить до пористості, ліквіації та знижених міцносних показників, з типовими значеннями σ_T близько 150...200 МПа. Мікролегування сплаву скандієм і цирконієм сприяє рафінуванню структури вже на стадії кристалізації за рахунок утворення первинних частинок $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$, що зменшує середній розмір зерна до 250...300 мкм і забезпечує підвищення межі плинності до 270...310 МПа. Додаткове введення нанодисперсного модифікатора SiC, термо-механічна обробка, включаючи гомогенізацію, старіння та деформацію, подрібнює зерно до 100...150 мкм, усуває дефекти та формує вторинні фази, підвищуючи σ_T до 350...400 МПа зі збереженням пластичності 10...15%.



а

б

в

Рисунок 1 – Мікроструктура сплавів системи Al-6Mg-0,3Sc-0,1Zr:

а – литий, б – модифікований SiC, в – модифікований SiC після термомеханічної обробки

На основі аналізу мікроструктур (рис. 2) і локального хімічного складу (табл. 1), отриманих методом скануючої електронної мікроскопії з енергодисперсійною спектроскопією, встановлено характерні структурні складові литих сплавів системи Al-Mg, модифікованих Sc,

Zr та нанодисперсними частинками SiC.

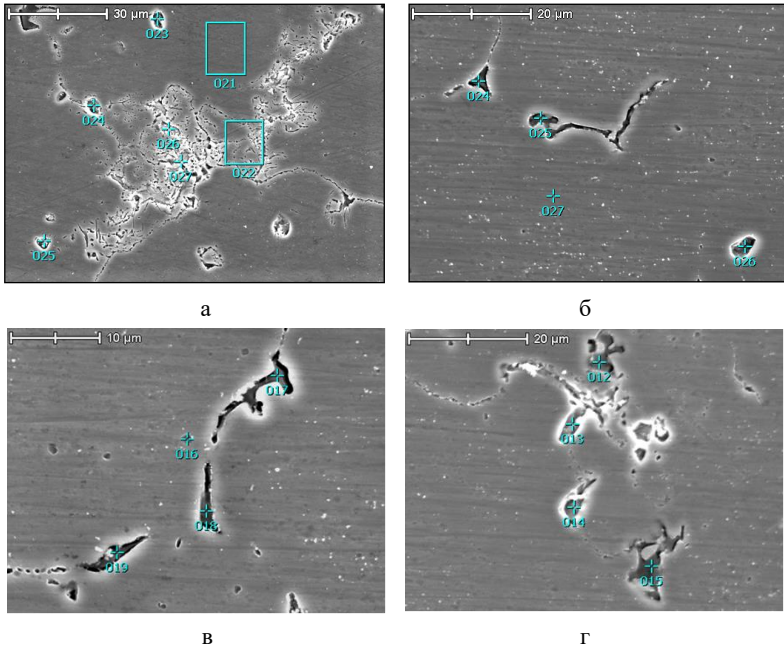


Рисунок 2 – Аналіз мікроструктур системи Al-6Mg-0,3Sc-0,1Zr методом скануючої електронної мікроскопії: а – без модифікатора, б, в, г – з модифікатором

Таблиця 1 – Локальний хімічний склад сплавів системи Al-6Mg-0,3Sc-0,1Zr відповідно до рис. 1

№ точки	O	Mg	Al	Si	Sc	Mn	Ni	Cu
012	14.18	3.97	32.35	49.49	–	–	–	–
015	12.11	4.30	39.67	43.92	–	–	–	–
017	14.73	3.90	31.41	49.97	–	–	–	–
027	–	4.40	95.49	–	0.11	–	–	–
016	–	6.01	93.04	–	0.31	0.64	–	–
002	–	13.41	78.32	–	–	–	–	8.27
004	–	33.14	62.18	–	–	–	–	4.68
021	–	4.49	94.56	–	0.29	0.67	–	–
022	–	8.75	90.27	–	0.31	0.67	–	–

У матричних областях α -Al (точки 021, 022, 027, 016) спостерігається високий вміст алюмінію (понад 90%) з рівномірно розчиненим магнієм (4...6%) та наявністю скандію ($\approx 0,3\%$). Навіть за таких низьких концентрацій скандій істотно впливає на структуру,

оскільки під час подальшої термічної обробки він утворює нанорозмірні когерентні частинки $Al_3(Sc,Zr)$, які стабілізують дрібнозернисту структуру та забезпечують довготривалу термостійкість сплаву.

Така хімічна однорідність свідчить про ефективне твердорозчинне зміцнення, де атоми Mg викликають спотворення кристалічної ґратки алюмінію, підвищуючи опір руху дислокацій і формуючи базовий рівень міцності та пластичності сплаву.

У міждендритних областях та локальних включеннях (точки 012, 015, 017) виявлено підвищений вміст кремнію (до 40...50%) та кисню. Ці ділянки відповідають фазам типу Al-Si або окисненим частинкам SiC, введеним у розплав. Присутність таких твердих частинок виконує подвійну функцію: з одного боку, вони слугують ефективними центрами кристалізації під час тверднення, сприяючи подрібненню зерна, а з іншого – беруть участь у дисперсійному зміцненні, блокуючи рух дислокацій за механізмом Орована.

Окрему роль відіграють інтерметалідні включення, збагачені Mg та Cu (точки 002, 004), де вміст магнію досягає 13...33%, а міді – до 8%. Такі фази, сформовані внаслідок ліквідації під час лиття, локально підвищують твердість, але водночас можуть виступати концентраторами напружень, знижуючи в'язкість руйнування. Це підкреслює необхідність подальшої гомогенізації для вирівнювання хімічного складу.

Таким чином, експериментально ідентифіковані структурні складові: твердий розчин Al-Mg, нанодисперсні частинки SiC, а також інтерметалідні та скандійвмісні фази, які формують багаторівневу систему зміцнення.

Методи прогнозування інтегруються в концепцію формування властивостей цих сплавів через комбінацію класичних моделей [5]. Спочатку застосовується закон Холла-Петча для оцінки внеску зернового зміцнення:

$$\sigma_T = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}}, \quad (1)$$

де σ_0 – базове напруження; k – постійна, для сплавів Al-Mg становить 0,15...0,26 МПа·м^{1/2}; d – розмір зерна.

Після лиття алюмінієвих сплавів системи Al-Mg спостерігається формування великих зерен з середнім розміром $d = 500...600$ мкм через повільне охолодження розплаву, що призводить до зниженої прогнозованої $\sigma_{0,2}$ на рівні 150...200 МПа. Магній посилює взаємодію дислокацій з границями зерен, що підвищує опір ковзанню та, відповідно, константу k . Це підтверджується дослідженнями в сплавах системи Al-Mg-Sc сплавах, де k лінійно зростає з вмістом Mg [8].

Основною причиною цього є те, що Mg впливає на механізми деформації біля границь зерен, роблячи матеріал «жорсткішим» до зернового зміцнення.

Додавання перехідних металів, таких як Sc і Zr, сприяє рафінуванню зерна під час кристалізації завдяки утворенню первинних частинок $Al_3(Sc,Zr)$, які слугують ефективними центрами кристалізації. Це зменшує середній розмір зерна до 300...400 мкм, що, відповідно до моделі, підвищує прогнозовану міцність на 50...100 МПа, наприклад, $\sigma_{0,2}$ сягає 250 МПа для сплаву Al-6Mg-0,3Sc-0,1Zr.

Гомогенізація забезпечує вирівнювання хімічного складу сплаву шляхом усунення сегрегації елементів, що виникла під час лиття, тоді як старіння сприяє утворенню додаткових дрібних з'єднань, таких як частинки $Al_3(Sc,Zr)$, які блокують рух дислокацій і посилюють дисперсійне зміцнення. Після термічної обробки спостерігається підвищення дисперсності зерен (до 250...300 мкм), і внесок коефіцієнта k стає помітнішим, особливо за вищого вмісту Mg.

Модель коригується на основі експериментальних даних, демонструючи чітку лінійну залежність між $1/\sqrt{d}$ та σ_T , з подальшим підвищенням σ_T до 400 МПа. Слід зазначити, що застосування залежності Холла–Петча для литих алюмінієвих сплавів є коректним у діапазоні розмірів зерна понад 5...10 мкм, де не проявляються зворотні або насичені ефекти зернового зміцнення.

Інші технологічні параметри також впливають на розмір зерна та прогнозовану міцність: наприклад, модифікація нанодисперсними тугоплавкими частинками SiC або TiCN, введеними в розплав у концентраціях 0,5...2% додатково рафінує зерно на 50...80% (зменшення d до 100 мкм), що за моделлю підвищує σ_T на 10...20% (до 300...350 МПа) завдяки комбінованому ефекту зернового та дисперсійного зміцнення. Деформаційна обробка (наприклад, нагартування після лиття) накопичує дислокації, зменшуючи d ще на 20...30% і додаючи 100...150 МПа до прогнозованої міцності, з урахуванням початкових дефектів лиття.

Далі, враховується зміцнення твердим розчином [9]:

$$\Delta\sigma_{ss} = c^{2/3} \cdot k_{ss}, \quad (2)$$

де c – концентрація Mg; k_{ss} – константа зміцнення твердим розчином.

Після лиття внесок зміцнення твердим розчином становить 50...80 МПа, але ліквідація знижує ефективність. Після термічної обробки, з рівномірним розподілом легуючих елементів, $\Delta\sigma_{ss}$ зростає до 100...120 МПа, особливо у випадку з додаванням Sc та Zr, які посилюють збіг ґратки.

Дисперсійне зміцнення оцінюється за спрощеною формою моделі

Орована:

$$\Delta\sigma_{disp} = \frac{Gb}{2\pi\lambda} \cdot \ln\left(\frac{r}{b}\right), \quad (3)$$

де G – модуль зсуву, ГПа, для алюмінію $G \approx 25...26$ ГПа; b – вектор Бюргерса дислокацій, м (зазвичай $\sim 0,25...0,29$ нм); λ – середня відстань між частинками в площині ковзання, м; r – ефективний радіус дисперсних частинок, м; $\ln(r/b)$ – логарифмічний фактор, який враховує, що сила взаємодії дислокації з частинкою залежить від того, наскільки сильно дислокація «вигнута» навколо частинки безрозмірний.

Слід зазначити, що наведена формула відповідає класичному наближенню Орована для некогерентних або напівкогерентних частинок і використовується як порівняльна оцінка внеску дисперсійного зміцнення, а не як точний розрахунок напруження текучості.

У сплавах системи Al-Mg-Sc-Zr магній виконує роль основного елемента твердорозчинного зміцнення, тоді як скандій і цирконій відповідають за дисперсійний механізм. Вторинні фази $Al_3(Sc,Zr)$ утворюються під час термічної обробки, зокрема, старіння за температур $300...350^\circ C$ після попередньої гомогенізації або деформаційної обробки. У цей час скандій і цирконій виділяються з пересиченого твердого розчину. Цирконій частково заміщує скандій у структурі фази $Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$, де x зазвичай становить $0,2...0,4$, що суттєво уповільнює ріст частинок і значно підвищує їх термостійкість.

Модифікація нанодисперсними частинками SiC/TiCN, введеними в розплав, посилює всі механізми, зменшуючи зерно на $50...80\%$ і підвищуючи прогнозовану $\sigma_{0,2}$ на $10...20\%$. Загальна прогнозована міцність – сума внесків, скоригована на дефекти лиття.

Внесок окремих механізмів зміцнення (твердорозчинного, зернового, дисперсійного та деформаційного) може бути формалізований через структурні параметри ($d_{сер}$, наявність дисперсних фаз $Al_3(Sc,Zr)$, рівень деформації). Зокрема, зменшення розміру зерна з ~ 500 до ~ 100 мкм супроводжується майже лінійним зростанням $\sigma_{0,2}$, що узгоджується з залежністю типу Холла–Петча та дозволяє використовувати $d_{сер}$ як ключову прогностичну змінну. Додаткове легування Sc і Zr, а також введення дисперсних частинок SiC, зумовлює систематичний зсув рівня міцності вгору за фіксованого розміру зерна, що вказує на необхідність урахування багатфакторних ефектів у прогностичних моделях.

Для перевірки працездатності запропонованого підходу до прогнозування механічних властивостей проведено порівняння експериментально вимірених значень межі плинності $\sigma_{0,2}$ з результатами розрахунків, отриманими на основі комбінованої моделі

зміцнення. Узагальнені дані наведено в табл. 2.

Таблиця 2 – Межа плинності для сплавів Al–6Mg–0,3Sc–0,1Zr у різних структурних станах

Структурний стан матеріалу	$d_{ср}$, мкм	$1/\sqrt{d}$, $m^{-1/2}$	σ_T , МПа	
			експеримент	прогноз
Литий стан	500	44,7	180	190
Литий + Sc, Zr	300	57,7	279	270
Литий + Sc, Zr + SiC	150	81,6	347	330
Литий + Sc, Zr + SiC + TO	120	91,3	383	360
Литий + Sc, Zr + SiC + TMO	100	100,0	405	390

Аналіз результатів показує, що зі зменшенням розміру зерна від ~ 500 до ~ 100 мкм спостерігається майже лінійне зростання межі плинності як у експерименті, так і в прогнозних розрахунках (рис. 3).

Це підтверджує домінуючу роль зернового зміцнення відповідно до залежності Холла–Петча у розглянутому діапазоні розмірів зерна. Побудова залежності σ_T від $1/\sqrt{d}$ демонструє добру узгодженість між експериментальними даними та модельними оцінками, у цьому випадку відхилення не перевищує 5–7%, що є прийнятним для інженерних розрахунків литих алюмінієвих сплавів.

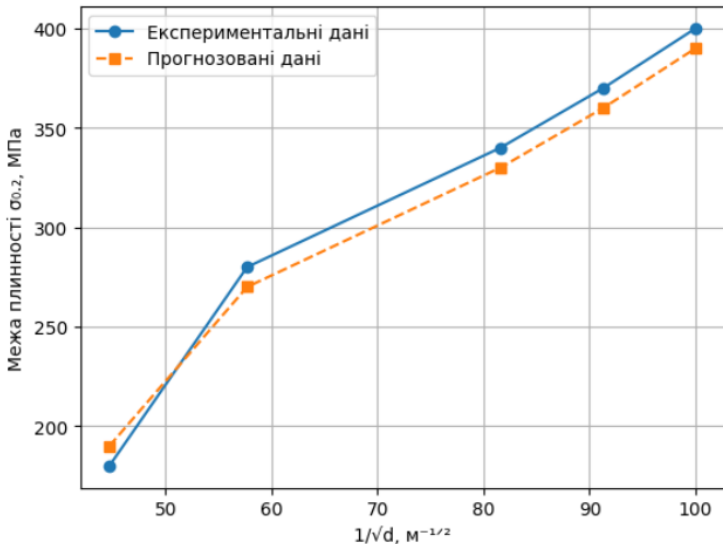


Рисунок 3 – Залежність межі плинності від параметра $1/\sqrt{d}$ для сплавів Al–6Mg–0,3Sc–0,1Zr

Систематичне зміцнення рівня σ_T у бік вищих значень для модифікованих і термо-механічно оброблених зразків за фіксованого

розміру зерна свідчить про додатковий внесок твердорозчинного та дисперсійного зміцнення, зумовленого присутністю Mg у матриці та нанодисперсних частинок $Al_3(Sc,Zr)$ і SiC. Таким чином, отримані результати підтверджують, що використання середнього розміру зерна як ключової прогностичної змінної у поєднанні з урахуванням інших механізмів зміцнення дозволяє адекватно описувати зміну межі плинності $\sigma_{0.2}$ залежно від структурного стану сплаву.

Отримана відповідність між експериментальними і прогнозованими значеннями підтверджує можливість застосування запропонованого підходу для попередньої оцінки механічних властивостей литих алюмінієвих сплавів системи Al–Mg–Sc–Zr без необхідності проведення повного комплексу механічних випробувань.

Висновки

У роботі показано, що вихідний литий сплав системи Al–6Mg формується з грубозернистою мікроструктурою з розміром зерна 400–500 мкм, наявністю ліквациї та пористості, що зумовлює порівняно низькі значення межі плинності на рівні 150–200 МПа. Мікролегування скандієм і цирконієм сприяє утворенню дисперсних частинок $Al_3(Sc,Zr)$, які інтенсифікують процес кристалізації, забезпечують подрібнення зерна до 250–300 мкм і підвищують межу плинності до 270–310 МПа. Подальше введення нанодисперсних частинок SiC у поєднанні з термічною та термо-механічною обробкою забезпечує додаткове рафінування структури до 100–150 мкм, стабілізацію мікроструктури та зростання межі плинності до 350–400 МПа при збереженні задовільних показників пластичності.

Встановлено, що формування механічних властивостей сплавів системи Al–Mg–Sc–Zr має комплексний характер і визначається сумарною дією зернового, твердорозчинного, дисперсійного та деформаційного механізмів зміцнення. Запропонований комбінований підхід до прогнозування межі плинності, який базується на використанні закону Холла–Петча з урахуванням внесків твердорозчинного й дисперсійного зміцнення, демонструє добру узгодженість між розрахунковими та експериментальними значеннями $\sigma_{0.2}$, при цьому відхилення не перевищує 5–7 %. Показано, що середній розмір зерна може бути використаний як ключовий прогностичний параметр для оцінювання міцносних властивостей литих алюмінієвих сплавів за умови коректного урахування структурних факторів та технологічних особливостей обробки.

Отримані результати підтверджують можливість практичного застосування розробленого підходу для попереднього прогнозування механічних властивостей і оптимізації складу та режимів обробки алюмінієвих сплавів системи Al–Mg–Sc–Zr на стадії проєктування

нових матеріалів і технологічних процесів.

Перелік посилань

1. Hirsch J. Aluminium in Innovative Light-Weight Car Design. *MATERIALS TRANSACTIONS*. 2011. Vol. 52, no. 5. P. 818–824. <https://doi.org/10.2320/matertrans.1-mz201132>
2. The Light Metals / I. Polmear et al. *Light Alloys*. 2017. P. 1–29. <https://doi.org/10.1016/b978-0-08-099431-4.00001-4>
3. *Physical Metallurgy of Aluminum Alloys*. Aluminum Science and Technology. 2018. P. 44–79. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v02a.a0006503>
4. *Advances in the Science and Engineering of Casting Solidification* / ed. by L. Nastac et al. Cham: Springer International Publishing, 2016. <https://doi.org/10.1007/978-3-319-48117-3>
5. Naik S. N., Walley S. M. The Hall–Petch and inverse Hall–Petch relations and the hardness of nanocrystalline metals. *Journal of Materials Science*. 2019. Vol. 55, no. 7. P. 2661–2681. <https://doi.org/10.1007/s10853-019-04160-w>
6. Design and Synthesis of C-O Grain Boundary Strengthening of Al Composites / J. Hu et al. *Nanomaterials*. 2020. Vol. 10, no. 3. P. 438. <https://doi.org/10.3390/nano10030438>
7. Røyset J., Ryum N. Scandium in aluminium alloys. *International Materials Reviews*. 2005. Vol. 50, no. 1. P. 19–44. <https://doi.org/10.1179/174328005x14311>
8. Bu Y., Zhang X., Zhou D. Unraveling the strain-dependent Hall-Petch slope in low-to-high Mg content Al-Mg alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2023. Vol. 963. P. 171238. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.171238>
9. Розрахунок твердорозчинного зміцнення багатокomпонентних жароміцних сплавів / М. Луговий та ін. Електронна мікроскопія та міцність матеріалів. 2017. № 23. С. 3–9.

References

1. Hirsch, J. (2011). Aluminium in Innovative Light-Weight Car Design. *Materials Transactions*, 52(5), 818–824. <https://doi.org/10.2320/matertrans.1-mz201132>
2. Polmear, I., StJohn, D., Nie, J.-F., & Qian, M. (2017). The Light Metals. In: *Light Alloys* (c. 1–29). Elsevier. <https://doi.org/10.1016/b978-0-08-099431-4.00001-4>
3. *Physical Metallurgy of Aluminum Alloys*. (2018). In: *Aluminum Science and Technology*, 44–79. ASM International. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v02a.a0006503>
4. Nastac, L., Liu, B., Fredriksson, H., Lacaze, J., Hong, C.-P., Catalina, A. V., Buhig-Polaczek, A., Monroe, C., Sabau, A. S., Ruxanda, R. E. L., Luo, A., Sen, S., & Diószegi, A. (Eds.). (2016). *Advances in the Science and Engineering of Casting Solidification*. Springer International Publishing. <https://doi.org/10.1007/978-3-319-48117-3>
5. Naik, S. N., & Walley, S. M. (2019). The Hall–Petch and inverse Hall–Petch relations and the hardness of nanocrystalline metals. *Journal of Materials Science*, 55(7), 2661–2681. <https://doi.org/10.1007/s10853-019-04160-w>
6. Hu, J., Zhang, J., Luo, G., Sun, Y., Shen, Q., & Zhang, L. (2020). Design and Synthesis of C-O Grain Boundary Strengthening of Al Composites. *Nanomaterials*,

10(3), 438. <https://doi.org/10.3390/nano10030438>

7. Røyset, J., & Ryum, N. (2005). Scandium in aluminium alloys. *International Materials Reviews*, 50(1), 19–44. <https://doi.org/10.1179/174328005x14311>

8. Bu, Y., Zhang, X., & Zhou, D. (2023). Unraveling the strain-dependent Hall-Petch slope in low-to-high Mg content Al-Mg alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 963, 171238. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.171238>

9. Luhovyi, M., Sliuniaiev, V., Brodnikovskiy, M., & Firstov, S. (2017). Rozrakhunok tverdorozchynnoho zmitsnennia bahatokomponentnykh zharomitsnykh splaviv. *Elektronna mikroskopii ta mitsnist materialiv*, (23), 3–9.

Z. V. Sazanishvili^{1*}, Ph. D. (Tech.), Assoc. Prof., ORCID 0000-0003-4138-9238

N. O. Rott¹, Ph. D. (Tech.), Assoc. Prof., ORCID 0000-0002-3839-6405

¹ *Dnipro University of Technology*

* *Corresponding author: sazanishvili.z.v@nmu.one*

PREDICTING THE YIELD STRENGTH OF ALUMINUM ALLOYS OF THE AL–MG–SC–ZR SYSTEM, TAKING INTO ACCOUNT GRAIN AND DISPERSE STRENGTHENING

Abstract. The modern development of mechanical engineering, transport, and aerospace technology is driving demand for lightweight structural materials with high mechanical properties and corrosion resistance. In this context, Al–Mg aluminum alloys are promising due to their combination of low density, high strength characteristics, and manufacturability. At the same time, during the casting of aluminum alloy billets, there is a tendency for them to form a coarse-grained structure, segregation, and porosity, which negatively affects the yield strength. Therefore, it is important to develop approaches to controlling the microstructure and predicting the mechanical properties of cast alloys. The aim of this work is to study the patterns of formation of the mechanical properties of Al–Mg alloys, microalloyed with Sc and Zr and modified with SiC nanoparticles, as well as to develop a combined approach to predicting the yield strength, taking into account the main strengthening mechanisms. The object of the study is to predict the yield strength of Al–6Mg alloys in different structural states, namely after casting, thermal and thermo-mechanical treatment. Experimental studies included metallographic analysis, scanning electron microscopy with EDS, and tensile testing. It was shown that the initial cast alloy has a coarse-grained structure (400...500 μm) and a yield strength of 150...200 MPa. Microalloying with Sc and Zr ensures the formation of Al₃(Sc,Zr) particles, grain refinement to 250...300 μm , and an increase in σ_t to 270...310 MPa. The additional introduction of SiC nanoparticles in combination with thermal and thermo-mechanical treatment allows the grain size to be reduced to 100...150 μm and the yield strength to be increased to 350...400 MPa. A combined approach was used to predict σ_t , taking into account grain, solid solution, dispersion, and deformation strengthening. The calculated values of the yield strength are in good agreement with the experimental ones (the deviation does not exceed 5...7%). The results obtained confirm the possibility of using microstructural parameters to predict the mechanical properties of cast

aluminum alloys and can be applied at the stage of designing new materials and technological modes.

Key words: aluminum alloys, microstructure, grain refinement, yield strength, strengthening mechanisms, grain boundary strengthening, dispersion strengthening.

For citation: Sazanishvili, Z. V. & Rott, N. O. (2026). Predicting the yield strength of aluminum alloys of the Al–Mg–Sc–Zr system, taking into account grain and disperse strengthening. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40, 213-225. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-013>

Рукопис надійшов до редакції / Received 21.01.2026

Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026

Опубліковано / Published 30.05.2026