

# Структура і фізико-механічні властивості матеріалів

---

УДК Δ 669.017.25–034.715

## Перспективні ливарні сплави з підвищеною міцністю на основі потрійних систем Al—Mg—Ge(Si)

Н. П. Коржова<sup>1\*</sup>, Т. М. Легка<sup>2</sup>, Ю. В. Мільман<sup>1</sup>,  
К. Е. Грінкевич<sup>1</sup>, Н. М. Мордовець<sup>1</sup>, І. В. Воскобойнік<sup>1</sup>,  
В. Х. Мельник<sup>1</sup>, О. А. Щерецький<sup>3</sup>, В. В. Бурцев<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України  
03142, Київ, Україна, вул. Кржижановського, 3

\*E-mail: korzhova@ipms.kiev.ua

<sup>2</sup>Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України  
03142, Київ, Україна, бульвар Академіка Вернадського, 36

<sup>3</sup>Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України  
03142, Київ, Україна, бульвар Академіка Вернадського, 34

*Проведено порівняльний аналіз фазових рівноваг в Al-куті потрійних фазових діаграм систем Al—Mg—Ge(Si). Для обох систем характерною є наявність квазібінарного перетину евтектичного типу, який зміщено в бік сплавів, збагачених магнієм, та достатньо широкої області існування моноваріантного евтектичного перетворення  $L \rightleftharpoons \alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Ge(Si)}$ . Температури плавлення квазібінарної евтектики ( $\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Ge}$ ) в системі Al—Mg—Ge та ( $\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si}$ ) в системі Al—Mg—Si становлять 629 та 597 °C відповідно, а вміст зміцнюючої фази ( $\text{Mg}_2\text{Ge}$  або  $\text{Mg}_2\text{Si}$ ) в евтектиках — 7 та 13% (об.). Досліджено властивості нелегованих сплавів з різним об'ємним вмістом евтектики та обрано базові склади сплавів з оптимальним співвідношенням міцність / пластичність для наступного легування. З урахуванням координат відповідних евтектичних перетворень визначено систему легування за участю Zn, Si та інших елементів; обрано режими термічної обробки складнолегованих сплавів. Досліджено механічні та ливарні властивості нових сплавів, які за сукупністю цих характеристик перевищують кращі сучасні промислові ливарні сплави.*

**Ключові слова:** ливарні сплави алюмінію, потрійні системи Al—Mg—Ge(Si), евтектичні сплави, легування, мікроструктура, механічні властивості, рідкоплинність.

© Н. П. Коржова, Т. М. Легка, Ю. В. Мільман, К. Е. Грінкевич,  
Н. М. Мордовець, І. В. Воскобойнік, В. Х. Мельник, О. А. Щерецький,  
В. В. Бурцев, 2020

## Вступ

На даний час виробництво алюмінієвих сплавів займає друге місце після виробництва чорних металів. Найбільш поширеними в сучасній промисловості є ливарні сплави алюмінію, які базуються на подвійній системі Al—Si. Незважаючи на досить середній рівень механічних характеристик цих сплавів порівняно зі сплавами інших систем, завдяки високим ливарним властивостям понад 90% усіх виливок виготовляється саме з них. Однак традиційні ливарні сплави алюмінію не відповідають новим вимогам експлуатації, в першу чергу, це стосується характеристик міцності (ливарні сплави алюмінію вважаються високоміцними, якщо  $\sigma_B > 400$  МПа). Аналіз останніх наукових розробок показав, що ресурс класичного підходу до збільшення цієї характеристики лише шляхом зміни складу та режимів обробки сплавів майже вичерпано.

Інша важлива вимога до сучасних ливарних сплавів — поєднання високих механічних та ливарних властивостей. Суперечливість цих характеристик ускладнює умови її досягнення. Так, найбільш високоміцні сучасні ливарні сплави (AK8M3ч, AM4,5Кд, ВАЛ 12) через ускладнення системи легування мають досить великий інтервал кристалізації та зменшену кількість евтектики, що негативно впливає на їх ливарні характеристики. Зауважимо, що присутність >30% евтектичної складової в структурі сплавів має вирішальне значення для забезпечення хороших технологічних властивостей.

Раніше нами запропоновано та реалізовано ідею створення нових високоміцних сплавів алюмінію на основі евтектики ( $\alpha$ -Al + Mg<sub>2</sub>Si) потрібної системи Al—Mg—Si [1]. Аналіз літератури та наші власні дослідження свідчать про те, що потрібна система Al—Mg—Ge також може вважатися перспективною для створення сучасних високоміцних ливарних сплавів, в яких застосовуватимуться різні механізми зміцнення [2].

Мета роботи — дослідити та порівняти мікроструктуру та механічні властивості багатокомпонентних евтектичних сплавів на основі подвійних евтектик ( $\alpha$ -Al + Mg<sub>2</sub>Ge) та ( $\alpha$ -Al + Mg<sub>2</sub>Si) потрібних фазових діаграм Al—Mg—Ge(Si).

## Матеріали та методи дослідження

Лабораторні зливки сплавів виготовляли з лігатур та чистих шихтових матеріалів в печі опору та виливали у мідну форму. Дослідження структури проводили методом світлової (Neophot-32) та трансмісійної ТЕМ (PHILIPS CM30) мікроскопії. Шліфи готували електролітичним травленням в реактиві складу: оцтова кислота (95%) + хлорна кислота (5%), напруга — 60 В. Температури фазових перетворень визначали методом ДСК (DSC 404 F1 Pegasus®).

Короточасні випробування на розтяг здійснювали на універсальній машині УТМ-100 за кімнатної температури після термічної обробки зразків за режимом Т6 [3]. Швидкість розтягу складала  $10^{-3}$  с<sup>-1</sup>. Випробування проводили на циліндричних зразках, діаметр робочої частини зразків становив 3 мм, робоча довжина — 15 мм.

Дослідження рідкоплинності виконували за методикою, що передбачає використання комплексної U-подібної проби Нехендзі—Купцова для вивчення ливарних властивостей [4, 5]. Відповідно до цієї методики

проба заливається в металеву роз'ємну за вертикальною площиною форму. Для забезпечення стабільних гідродинамічних умов заповнення форми застосовували діафрагми різного діаметра, а також фольгу, яка укладається на дно заливальної воронки. Відповідно до методики Нехендзі—Купцова контроль температури розплаву здійснювався в ливарній воронці. З метою створення більш сприятливого теплового режиму в заливальній воронці використовували теплоізоляційні вставки з азбесту. Отримані в такий спосіб умови для експерименту з визначення ливарних характеристик забезпечували стабілізацію температури, напору розплаву і контроль його температури. Після охолодження форми вимірювали довжину заповнення розплавом U-подібного каналу в пробі Нехендзі—Купцова, що характеризує рідкоплинність сплаву. Крім того, візуально визначали наявність тріщин та їх розміри. Відзначимо, що ця методика дає цілком задовільні результати для порівняння рідкоплинності сплавів, які мають близькі теплофізичні характеристики.

### Результати досліджень

Експериментальне дослідження фазових рівноваг у потрібних системах Al—Mg—Ge та Al—Mg—Si (рис. 1) дозволило визначити та порівняти температурно-концентраційні параметри відповідного моно-варіантного евтектичного перетворення  $L \rightleftharpoons \alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Ge}(\text{Si})$ , а також межі існування двофазних сплавів ( $\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Ge}$ ) та ( $\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si}$ ) після кристалізації і наявність квазібінарних перерізів евтектичного типу: ( $\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Ge}$ ) [2] та ( $\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si}$ ) [1].

Характерною особливістю цих перерізів є постійна та максимальна температура плавлення / кристалізації евтектики, яка є вище температур плавлення подвійних евтектик обмежуючих фазових діаграм: температура плавлення квазібінарної евтектики для системи Al—Mg—Ge складає 629 та 597 °C — для системи Al—Mg—Si. Вміст зміцнюючої фази становить 7 та 13% (об.) для квазібінарних евтектик ( $\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Ge}$ ) та ( $\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si}$ ) відповідно.

Як можна бачити (рис. 1), квазібінарні перетини та області існування двофазних сплавів зміщуються до сплавів, багатих на магній. Це створює умови для широкого регулювання вмісту магнію в матриці евтектичних сплавів зі збереженням їх фазового складу і структури та забезпечує можливість додаткового легування цинком, міддю та перехідними металами (ПМ).

Структура доевтектичних сплавів (рис. 2, а, б) складається з первинних дендритів алюмінію та відповідної евтектики. Кристалізація евтектичних колоній починається з утворення та подальшого зростання первинних кристалів огранованої фази, які є центрами евтектичних колоній. Зі збільшенням вмісту інтерметалідних фаз кількість евтектики в сплавах зростає. Відмінною особливістю мікроструктури досліджених сплавів є те, що в них неможливо отримати повністю евтектичну структуру і існує структурна аномалія — так звані „ободки” — формування ореолів металічної фази (в нашому випадку  $\alpha\text{-Al}$ ) навколо первинних кристалів інтерметалідної фази ( $\text{Mg}_2\text{Ge}$  чи  $\text{Mg}_2\text{Si}$ ) (рис. 2, в, г). Зі збільшенням кількості інтерметалідної фази в структурі сплавів зростають розміри її первинних кристалів, а також одночасно і розміри ободків. Це, за даними

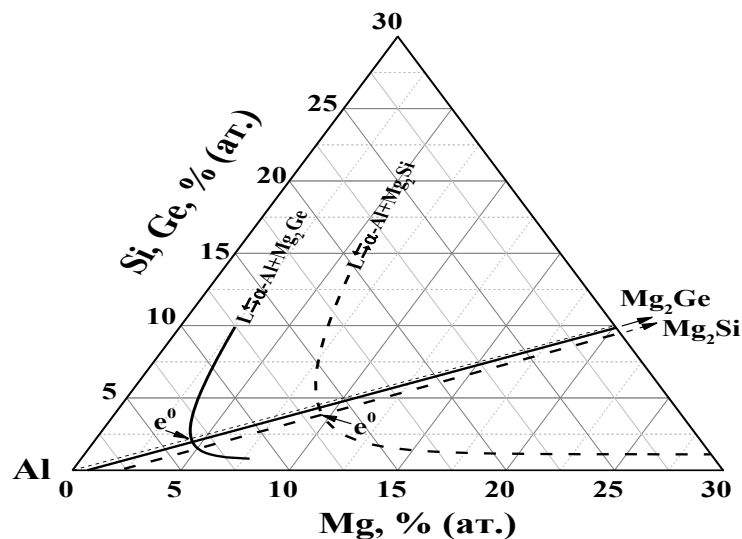


Рис. 1. Схема фазових рівноваг в Al-куті фазових діаграм потрійних систем Al—Mg—Ge(Si): .... — стехіометричні перерізи; — та --- — лінії квазібінарного перерізу потрійних діаграм Al—Mg—Ge та Al—Mg—Si відповідно; криві лінії представляють моноваріантні евтектичні перетворення  $L \rightleftharpoons \alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si}$  (пунктирна лінія) та  $L \rightleftharpoons \alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Ge}$  (суцільна лінія);  $e^\circ$  — відповідає евтектичному сплаву з максимальною температурою та нульовим інтервалом плавлення (експериментальні результати).

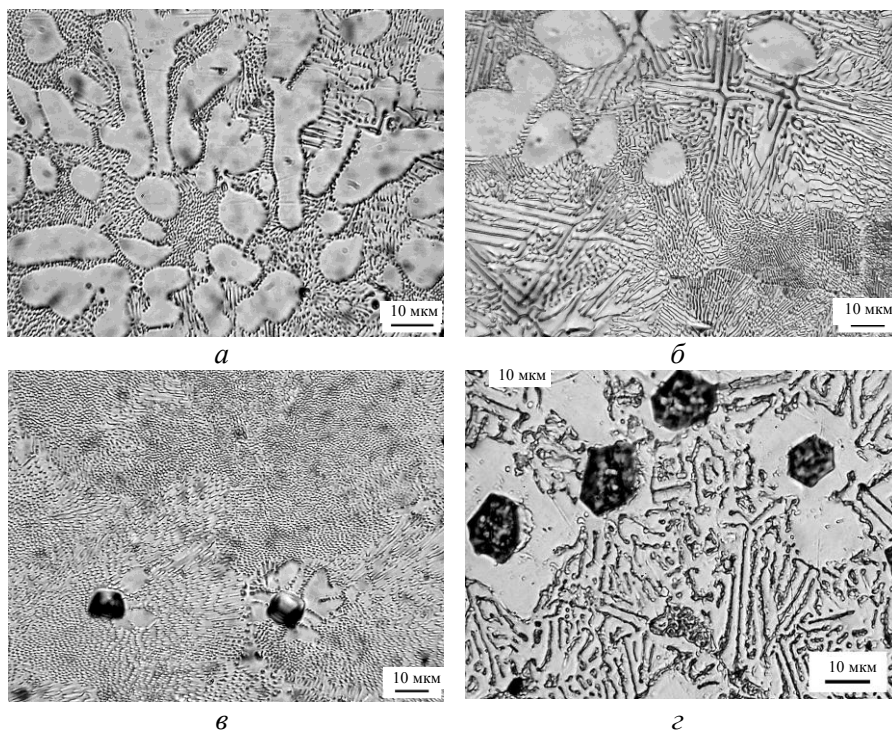


Рис. 2. Типові мікроструктури литих квазібінарних сплавів ( $\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Ge}$ ) (а, б) та ( $\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si}$ ) (в, г).

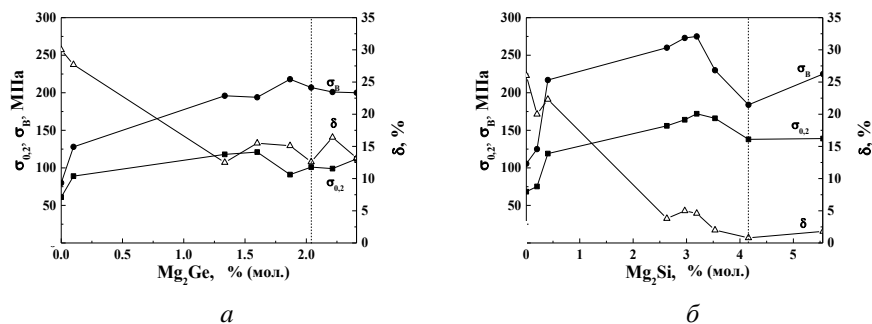


Рис. 3. Залежності від вмісту  $Mg_2Ge(Si)$  механічних властивостей сплавів квазібінарних перетинів ( $\alpha-Al + Mg_2Ge$ ) (а) та ( $\alpha-Al + Mg_2Si$ ) (б) потрійних фазових діаграм  $Al-Mg-Ge(Si)$ ; пунктирні лінії відповідають евтектичному складу.

роботи [6], є типовим для систем з ограновано-неогранованою фазою і пояснюється відмінністю швидкостей росту первинних кристалів фаз системи, косиметричним характером області кооперативного росту та наявністю градієнтів концентрацій в розплаві в процесі кристалізації [7]. Описана особливість мікроструктури суттєво впливає на механічні властивості литих сплавів.

Аналіз концентраційної залежності механічних властивостей сплавів квазібінарних перерізів обох систем (рис. 3) показав, що загальний характер поведінки механічних характеристик визначається об'ємною часткою евтектики, її морфологією та наявністю первинних кристалів інтерметалідних фаз  $Mg_2Ge$  або  $Mg_2Si$ . Видно, що ця залежність має немонотонний характер — найкраще поєднання механічних властивостей притаманне доевтектичним сплавам, розташованим поблизу квазібінарної евтектики (максимальне значення  $\sigma_B$  для сплаву ( $\alpha-Al + Mg_2Si$ ) складає 275 МПа, а для сплаву ( $\alpha-Al + Mg_2Ge$ ) — 218 МПа). Перед випробуваннями нелеговані сплави систем  $Al-Mg-Ge$  та  $Al-Mg-Si$  для дисперсійного зміцнення фазами  $\beta'-Mg_2Ge/\beta'-Mg_2Si$  відпалювали упродовж 4 год за температури 185 або 165 °С відповідно.

Зазначимо, що рівень міцності сплавів ( $\alpha-Al + Mg_2Si$ ) є вищим завдяки більшій частці інтерметаліду в евтектиці, а пластичність, відповідно, є вищою в сплавах ( $\alpha-Al + Mg_2Ge$ ). Також зі збільшенням об'ємної частки відповідної евтектики пластичність сплавів зменшується.

Як правило, евтектичні сплави, що призначені для практичного застосування, окрім базових, містять легувальні елементи, кожний з яких відповідає за ті чи інші властивості. З практики розробки конструкційних матеріалів добре відомо, що легування може мати суттєвий вплив на фазову стабільність, умови існування евтектичного перетворення (наприклад, зміщення евтектичного складу до  $Al$ -кута діаграми), а також на дисперсність і морфологію структурних компонентів евтектичних сплавів. Тому для подальшої роботи як базові для наступного легування обирали сплави з оптимальним співвідношенням міцність / пластичність та достатнім вмістом евтектики; вивчали вплив легування на фазовий склад, мікроструктуру та фізико-механічні властивості сплавів.

Вибір легувальних елементів (Cr, Mn, Zr, Ti) відбувався з врахуванням концентраційно-температурних параметрів евтектичних перетворень  $L \rightleftharpoons \alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Ge}(\text{Si})$  та особливостей взаємодії елементів в більш складних системах. Концентраційні межі введення цих елементів в сплави обумовлені як специфікою фазових рівноваг в багатокомпонентних сплавах, так і набутими властивостями легованих сплавів. Для визначення концентраційних меж введення цих елементів використали дані, які отримані в ході розробки високотемпературних сплавів на основі системи Al—Mg—Si [1].

Головною особливістю нових сплавів є наявність в їх матриці дисперсних частинок зміцнюючих нанорозмірних фаз. Хімічний склад цих частинок відрізняється від хімічного складу фаз в евтектиці. Вони не взаємодіють з евтектичними колоніями і утворюються в результаті спеціальної термічної обробки. Основою для реалізації дисперсійного зміцнення такого типу в сплавах обох систем є наявність широких областей моноваріантного евтектичного перетворення в базових потрібних системах, що дозволяє змінювати співвідношення основних компонентів сплаву в досить широких межах зі збереженням їх фазового складу та структури і забезпечує можливість додаткового легування сплавів цинком та міддю. Повний комплекс легувальних елементів дозволяє створити евтектичні композити, в яких одночасно реалізуються твердорозчинний та дисперсійний механізми зміцнення.

Якщо проаналізувати склади сучасних високоміцних промислових сплавів систем Al—Mg—Zn та Al—Mg—Zn—Cu, які зміцнюються термічною обробкою [8], можна зробити висновок, що їх високі механічні властивості забезпечуються в основному дисперсними частинками гексагональної фази Лавеса  $\eta\text{-MgZn}_2$  та/або кубічної фази  $\text{T-Al}_2\text{Zn}_3\text{Mg}_3$ . Проте ці сплави мають досить широкий інтервал кристалізації і низькі ливарні властивості, що обмежує їх застосування для виготовлення фасонних виливків.

Враховуючи спільний аналіз фазових рівноваг в системах Al—Mg—Ge(Si) [1, 2] та Al—Mg—Zn [8], де співвідношення Zn : Mg ніби „керує” фазовим складом фаз, що містять Zn ( $\eta\text{-MgZn}_2$  та/або  $\text{T-Al}_2\text{Zn}_3\text{Mg}_3$ ) [9], можна було сподіватися, що дисперсійне зміцнення матриці евтектичних сплавів досліджених систем під час легування Zn відбуватиметься за аналогічним сценарієм (рис. 4).

Оскільки інформації про ливарні сплави систем Al—Mg—Ge(Si), леговані Zn і Cu, в довідниках не було, під час вибору режимів термічної обробки (ТО) орієнтувалися на здеформовані сплави систем Al—Zn—Mg і Al—Zn—Mg—Cu. Ці сплави застосовують тільки після гартування і штучного старіння [3].

За сукупністю літературних даних [10—12] та результатів власних досліджень [13, 14] було визначено режими ТО. Температура нагріву під гартування забезпечувала найбільш повне розчинення легувальних елементів в твердому розчині (з подальшою фіксацією пересиченого твердого розчину під час швидкого охолодження) та сприяла морфологічним змінам евтектичної складової (фрагментації, сфероїдизації і коалесценції фаз  $\text{Mg}_2\text{Ge}(\text{Si})$ ); режими старіння (варіювали температуру і час) сприяли виділенню зміцнюючих фаз.

Рис. 4. Ізотермічний переріз фазової діаграми Al—Mg—Zn за температури 200 °C за даними [8]. Літери позначають фази  $MgZn_2$  ( $\eta$ ),  $Al_2Zn_3Mg_3$  (T),  $Al_3Mg_2$  ( $\beta$ ); кола і трикутники — експериментально виготовлені сплави систем Al—Mg—Ge та Al—Mg—Si; B95 — здеформований, ВАЛ11 та ВАЛ12 — ливарні промислові сплави алюмінію.

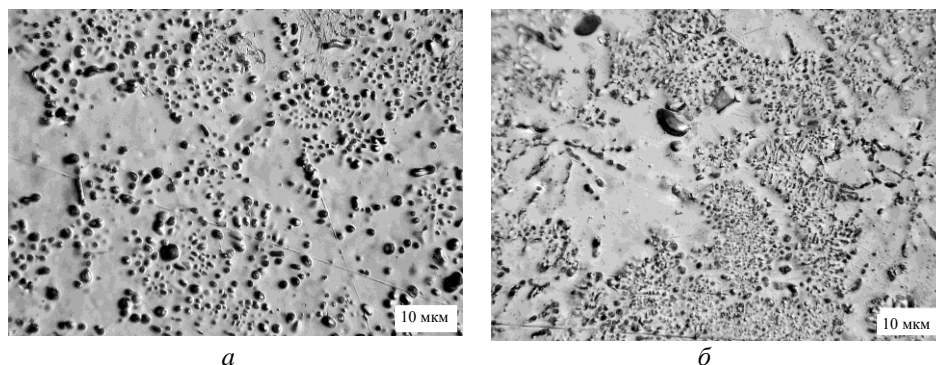
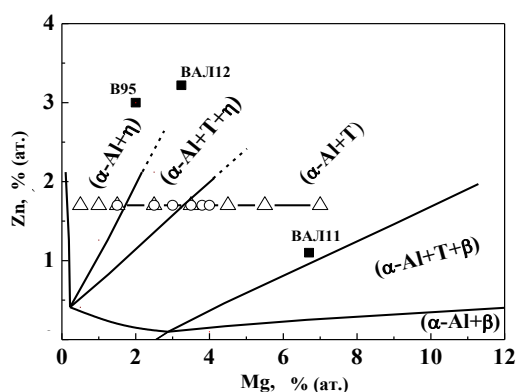


Рис. 5. Мікроструктури легованих сплавів  $(\alpha\text{-Al} + Mg_2Ge)$  (а) та  $(\alpha\text{-Al} + Mg_2Si)$  (б) після термічної обробки.

Типові мікроструктури легованих сплавів  $(\alpha\text{-Al} + Mg_2Ge)$  та  $(\alpha\text{-Al} + Mg_2Si)$  після ТО показані на рис. 5. Дослідження, проведені з використанням металографічного, рентгенівського і термічного аналізів, показали, що комплексне легування сплаву базового складу цинком та іншими елементами не змінило його двофазний характер.

Вивчення методом ТЕМ тонкої мікроструктури багатокомпонентного сплаву  $(\alpha\text{-Al} + Mg_2Si)$ , легованого Zn і Cu, після ТО (рис. 6) показало наявність виділень фази зі складною кристалічною ґраткою (рис. 6, а), окремі фрагменти якої можна віднести до тетрагонального типу (ймовірно з параметрами  $a = 1,43$  нм та  $c = 1,2$  нм). В той же час на її електроннограмі (рис. 6, в) присутня значна кількість рефлексів, які не вкладаються в переріз кристалічної ґратки цього типу з даними параметрами. Вочевидь, елементарна комірка цієї фази складається з великої кількості атомів і в реальності має більш складну будову. На зображенні видно, що фаза має шарувату морфологію (рис. 6, б) і присутня як у вигляді частинок витягнутої форми (до 2—3 мкм в довжину та ~0,1 мкм в ширину), так і у вигляді дисперсних (10—30 нм) частинок, які виділяються в матриці  $\alpha\text{-Al}$ .

Механічні випробування зразків легованих сплавів після ТО проводили за кімнатної температури. Вміст легувальних елементів варіювали в межах існування двофазної евтектичної структури сплавів. Отримані результати (рис. 7) показали, що за рівнем механічних властивостей нові багатокомпонентні евтектичні сплави на основі потрійних систем Al—Mg—Ge(Si) належать до високоміцних [15, 16]. В межах проведеного

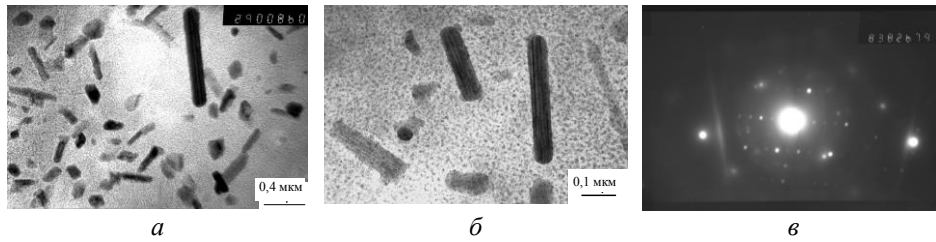


Рис. 6. Електронно-мікроскопічне зображення (а, б) тонкої структури матриці легованого сплаву ( $\alpha$ -Al +  $\text{Mg}_2\text{Si}$ ) на основі потрійної системи Al—Mg—Si після термічної обробки та дифракція частинки зміцнюючої фази (в).

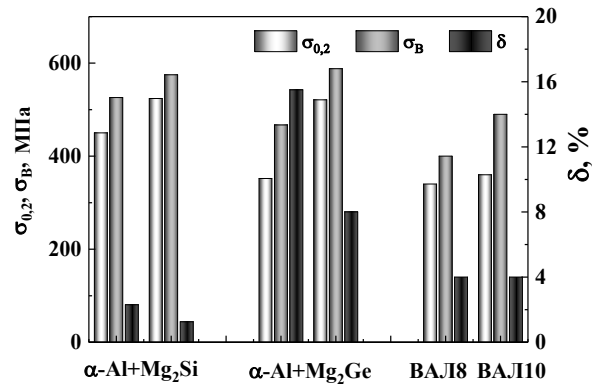


Рис. 7. Механічні властивості багатокомпонентних евтектичних сплавів ( $\alpha$ -Al +  $\text{Mg}_2\text{Si}$ ) та ( $\alpha$ -Al +  $\text{Mg}_2\text{Ge}$ ) після термічної обробки у порівнянні з промисловими ливарними сплавами ВЛ8 та ВЛ10.

дослідження діапазон механічних властивостей, притаманних цим сплавам, складає:

( $\alpha$ -Al +  $\text{Mg}_2\text{Ge}$ ):  $\sigma_B = 470\text{—}590$  МПа,  $\sigma_{0.2} = 350\text{—}520$  МПа,  $\delta = 8,0\text{—}15,5\%$ ;  
 ( $\alpha$ -Al +  $\text{Mg}_2\text{Si}$ ):  $\sigma_B = 400\text{—}560$  МПа,  $\sigma_{0.2} = 430\text{—}520$  МПа,  $\delta = 2,3\text{—}4,5\%$ .

Такий рівень механічних характеристик свідчить про переваги нових сплавів перед найкращими промисловими ливарними АК8МЗч (ВЛ8) та АМ4.5Кд (ВЛ10) [8]. Причому співставлені значення міцності показали, що сплави ( $\alpha$ -Al +  $\text{Mg}_2\text{Ge}$ ) мають суттєво більшу пластичність.

Невід'ємною складовою технологічних властивостей промислових сплавів є їхні ливарні характеристики, серед яких особливе місце займає рідкоплинність. Ця властивість забезпечує якісне заповнення ливарної форми і отримання бездефектних виливок (раковин, тріщин та ін.). Як було зазначено раніше, найкращі ливарні властивості, але недостатньо високі механічні характеристики мають силуміни. Серед інших сплавів, навпаки, багато сплавів з кращими механічними властивостями, проте всі вони суттєво поступаються силумінам за ливарними характеристиками.

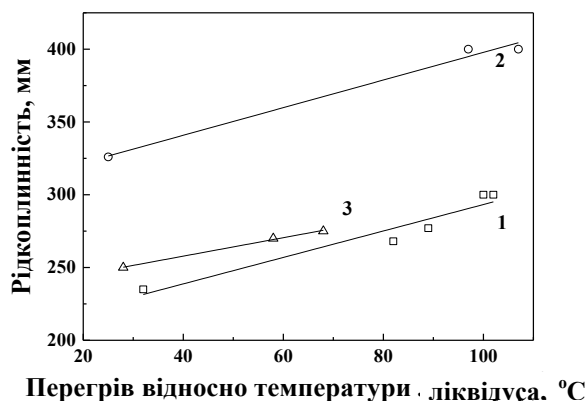
Рідкоплинність варто розглядати як інтегральний показник властивостей рідкого металу, обумовлених, у кінцевому рахунку, його складом. Впливають на рідкоплинність такі характеристики сплаву, як в'язкість, поверхневий натяг розплаву, густина, теплоємність, теплота й інтервал кристалізації, адгезія до поверхні форми та ін. Взаємозв'язок теплофізичних характеристик сплавів та їх рідкоплинності очевидний.



### Термічні характеристики сплавів за даними ДСК

Номер зразка	Сплав	Температура ліквідуса, °C	Інтервал кристалізації, °C
1	AK7ч (AL9)	618	57
2	$(\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si})$	593	38
3		592	47

Рис. 8. Залежності рідкоплинності промислового сплаву AK7ч (AL9) (1) та сплавів  $(\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si})$  (2) і (3) від температури перегріву відносно температури ліквідуса.



Більш високі показники теплоємності, теплоти кристалізації сплавів визначають їхню більш високу рідкоплинність завдяки більш низькій швидкості охолодження розплаву у формі і, отже, більш тривалому перебуванню в рідкому стані.

На прикладі багатокомпонентних евтектичних сплавів  $(\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si})$  системи Al—Si—Mg більш детально виконано порівняння рідкоплинності сплавів різного складу та промислового сплаву AK7ч (AL9) системи Al—Si. У вихідному стані сплави було виготовлено однаковим методом (плавка під флюсом в печі опору) з компонентів однакової чистоти. Основна відмінність складів сплавів  $(\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si})$  полягала у вмісті Mg, Zn та Mn. Термічні характеристики сплавів (таблиця), необхідні для проведення експерименту, досліджували методом ДСК.

Ливарні властивості визначали з використанням комплексної U-подібної проби Нехендзі—Купцова. За результатами експерименту встановлено залежність рідкоплинності сплавів від температури перегріву відносно температури ліквідуса (рис. 8) та показано, що всі сплави стійкі до утворення тріщин. Рідкоплинність сплавів  $(\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si})$  перевищує цю характеристику для промислового силуміну. Пояснити це можна, проаналізувавши температурні параметри сплавів та їх елементний склад. Так, наприклад, відомо, що одним з шляхів покращення ливарних властивостей сплавів є зниження температури ліквідуса та зменшення інтервалів їх плавлення [15]. Дійсно, для сплавів  $(\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si})$  ця характеристика нижча, ніж у промислового AK7ч. В той же час інтервали плавлення досліджених сплавів  $(\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si})$  менше (38 та 47 °C), ніж сплаву AK7ч (57 °C). До того ж зазначимо, що сплав 3 містить вдвічі більше Mn, ніж сплав 2, а з літератури відомо, що цей метал погіршує рідкоплинність сплавів [8]. Як наслідок, сплав  $(\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si})$  має в 1,3 рази більшу рідкоплинність, ніж один з кращих промислових ливарних сплавів AK7ч.

## Висновки

Врахування особливостей фазових діаграм систем Al—Mg—Ge(Si) та реалізація механізму дисперсійного зміцнення в евтектичних сплавах ( $\alpha$ -Al + Mg<sub>2</sub>Ge) та ( $\alpha$ -Al + Mg<sub>2</sub>Si) дозволили створити нові високоміцні ливарні сплави на основі алюмінію, матрицею яких є твердий розчин алюмінію, зміцнений Zn-вмісними фазами. Високий рівень механічних властивостей створених сплавів поєднується з високими ливарними характеристиками. За сукупністю цих властивостей нові сплави можуть конкурувати з сучасними промисловими ливарними сплавами.

Подальший резерв покращення механічних властивостей багатокомпонентних сплавів на основі потрібних систем Al—Mg—Ge(Si) може бути забезпечений із оптимізацією легувального комплексу, застосуванням більш складних режимів термічної обробки та удосконаленням технології плавки сплавів.

## Список літератури

1. Барабаш О.М., Легкая Т.Н., Мильман Ю.В., Коржова Н.П., Гринкевич К.Э. Физические основы разработки нового класса литейных сплавов на основе алюминия. *Металлофизика и новейшие технологии*. 2009. Т. 31, № 4. С. 545—552.
2. Легка Т.М., Мильман Ю.В., Міка М., Коржова Н.П., Воскобойнік І.В., Мордовець Н.М. Особливості будови Al-кута фазової діаграми потрібної системи Al—Ge—Mg. *Порошковая металлургия*. 2018. № 11/12. С. 116—124.
3. *Aluminum and Aluminum alloys, ASM Speciality Handbook*. ASM International, 1994. 784 p.
4. Нехендзи Ю.А., Купцов И.В. *Комплексная проба для определения литейных свойств сплавов*. Ленинград, 1967. 40 с.
5. Щерецкий А.А. Лахненко В.Л., Апухтин В.В., Гаврилюк К.В., Щерецкий В.А. Методологические аспекты определения жидкотекучести сплавов с существенно отличающимися теплофизическими характеристиками. *Процессы литья*. 2005. № 3. С. 28—34.
6. Шурин А.К., Барабаш О.М., Дмитриева Г.П., Легкая Т.Н., Панарин В.Е. Образование ободков в эвтектических сплавах переходных металлов с фазами внедрения. *Металлофизика*. 1975. Вып. 59. С. 83—91.
7. Гречный Я.В. О квазиэвтектических и квазиэвтектоидных структурах. *Изв. АН СССР. Отд. техн. наук*. 1956. № 3. С. 77—91.
8. Zolotarevsky V.S., Belov N.A., Glazoff M.V. *Casting Aluminum Alloys*. Elsevier, 2007. 530 p.
9. Мондольфо Л.Ф. *Структура и свойства алюминиевых сплавов*. Москва, 1979. 639 с.
10. Lizhen Yan, Yongan Zhang, Xiwu Li, Zhihui Li, Feng Wang, Hongwei Liu, Baiqing Xiong. Effect of Zn addition on microstructure and mechanical properties of an Al—Mg—Si alloy. *Progress in Natural Sci.: Mater. Int.* 2014. Vol. 24. P. 97—100.
11. Chen K., Liu H., Zhang Z., Li S., Todd R.I. The improvement of constituent dissolution and mechanical properties of 7055 aluminum alloy by stepped heat treatments. *J. Mater. Processing Technology*. 2003. Vol. 142. P. 190—196.
12. Ding X.P., Cui H., Zhang J.X., Li H.X., Guo M.X., Lin Z., Zhuang L.Z., Zhang J.S. The effect of Zn on the age hardening response in an Al—Mg—Si alloy. *Mater. and Design*. 2015. Vol. 65. P. 1229—1235.
13. Коржова Н.П., Легка Т.М., Мордовець Н.М., Ничипоренко В.І. Високоміцні евтектичні сплави потрібної системи Al—Si—Mg, леговані цинком та міддю. *Металознавство та обробка металів*. 2015. № 2. С. 43—48.

14. Коржова Н.П., Легка Т.М., Мильман Ю.В., Гончарук В.А., Воскобойник І.В., Мордовець Н.М., Самелюк А.В., Мельник В.Х. Структура та властивості високоміцних ливарних сплавів алюмінію на основі потрійної системи Al—Mg—Ge. *Електронна мікроскопія і прочність матеріалів*. К.: Ін-т пробл. матеріалознавства НАН України. 2018. Вип. 24. С. 20—27.
15. Абрамов А.А., Тихомиров М.Д. Технологии получения качественных отливок из высокопрочных литейных алюминиевых сплавов. *Литейное производство*. 2007. № 5. С. 29—34.
16. Щербакова Л.Г., Криницький А.В., Коржова Н.П., Легкая Т.Н., Самелюк А.В. Влияние легирования на механические свойства и коррозионную стойкость высокопрочных эвтектических ( $\alpha$ -Al + Mg<sub>2</sub>Si) сплавов тройной системы Al—Mg—Si. *Металлофизика и новейшие технологии*. 2017. Т. 39, вып. 9. С. 1239—1252.

### References

1. Barabash O.M., Legkaya T.N., Milman Yu.V., Korzhova N.P., Grinkevich K.E. Fizicheskie osnovy razrabotki novogo klassa litejnyh spлавov na osnove alyuminiya [Physical basis for the development of a new class of aluminum-based casting alloys]. *Metallifizika i novejshe tekhnologii*. 2009. Vol. 31, No. 4. P. 545—552 [in Russian].
2. Legka T.M., Milman Yu.V., Mika T.M., Korzhova N.P., Voskoboinik I.V., Mordovets N.M. Osoblyvosti budovy Al-kuta fazovoi diahramy potriinoi systemy Al—Ge—Mg [Peculiarities of the structure of the Al-angle of the phase diagram of the ternary system Al—Ge—Mg]. *Poroshkovaya metallurgiya*. 2018. No. 11/12. P. 116—124 [in Ukrainian].
3. *Aluminum and Aluminum alloys, ASM Speciality Handbook*. ASM International, 1994. 784 p.
4. Nekhendzi Yu.A., Kuptsov I.V. *Kompleksnaya Proba Dlya Opredeleniya Litejnyh Svoystv Splavov* [Complex test for determining the casting properties of alloys]. Leningrad, 1967. 40 p. [in Russian].
5. Shchereckij A.A., Lahnenko V.L., Apuhtin V.V., Gavriluk K.V., Shchereckij V.A. Metodologicheskie aspekty opredeleniya zhidkotechestvi сплавов s sushchestvenno otlichayushchimisya teplofizicheskimi harakteristikami [Methodological aspects of determining the fluidity of alloys with significantly different thermophysical characteristics]. *Processy lit'ya*. 2005. No. 3. P. 28—34 [in Russian].
6. Shuryn A.K., Barabash O.M., Dmytryeva H.P., Legkaya T.N., Panaryn V.E. Obrazovanie obodkov v evtekticheskikh сплавah perekhodnyh metallov s fazami vnedreniya [Formation of rims in eutectic alloys of transition metals with interstitial phases]. *Metallifizika*. 1975. Vol. 59. P. 83—91 [in Russian].
7. Hrechnui Ya.V. O kvazievtekticheskikh i kvazi-evtektoidnyh strukturah [On quasi-eutectic and quasi-eutectoid structures]. *Izv. AN SSSR. Otd. Tekhn. Nauk*. 1956. No. 3. P. 77—91 [in Russian].
8. Zolotarevsky V.S., Belov N.A., Glazoff M.V. *Casting Aluminum Alloys*. Elsevier, 2007. 530 p.
9. Mondolfo L.F. *Struktura i Svoystva Alyuminievyh Splavov* [Structure and properties of aluminum alloys]. Moscow, 1979. 639 p. [in Russian].
10. Lizhen Yan, Yongan Zhang, Xiwu Li, Zhihui Li, Feng Wang, Hongwei Liu, Baiqing Xiong. Effect of Zn addition on microstructure and mechanical properties of an Al—Mg—Si alloy. *Progress Natural Sci.: Mater. Int*. 2014. Vol. 24. P. 97—100.
11. Chen K., Liu H., Zhang Z., Li S., Todd R.I. The improvement of constituent dissolution and mechanical properties of 7055 aluminum alloy by stepped heat treatments. *J. Mater. Processing Techn.* 2003. Vol. 142. P. 190—196.
12. Ding X.P., Cui H., Zhang J.X., Li H.X., Guo M.X., Lin Z., Zhuang L.Z., Zhang J.S.. The effect of Zn on the age hardening response in an Al—Mg—Si alloy. *Mater. Design*. 2015. Vol. 65. P. 1229—1235.

13. Korzhova N.P., Legka T.M., Mordovets N.M., Nychyporenko V.I. Vysokomitsni evtektichni splavy potriinoi systemy Al—Si—Mg, lehovani tsynkom ta middiu [High-strength eutectic alloys of the Al—Si—Mg ternary system doped with zinc and copper]. *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*. 2015. No. 2. P. 43—48 [in Ukrainian].
14. Korzhova N.P., Legka T.M., Milman Yu.V., Honcharuk V.A. Voskoboinik I.V., Mordovets N.M., Sameliuk A.V., Melnyk V.Kh. Struktura ta vlastyvoli vysokomitsnykh lyvarnykh splaviv aliuminiiu na osnovi potriinoi systemy Al—Mg—Ge [Structure and properties of high-strength cast aluminum alloys based on the ternary Al—Mg—Ge system]. *Elektronnaya mikroskopiya i prochnost' materialov*. Kyiv: In-t probl. materialovedenija NAN Ukrainy. 2018. Issue 24. P. 20—27 [in Ukrainian].
15. Abramov A.A., Tykhomyrov M.D. Tekhnologii polucheniya kachestvennykh otlivok iz vysokoprochnykh litejnykh alyuminiyevykh splavov [Technologies for producing high-quality castings from high-strength aluminum casting alloys]. *Litejnoe proizvodstvo*. 2007. No. 5. P. 29—34 [in Russian].
16. Scherbakova L.G., Korzhova N.P., Legkaya T.N., Samelyuk A.V. Vliyanie legirovaniya na mekhanicheskie svoystva i korrozionnuyu stojkost' vysokoprochnykh evtekticheskikh ( $\alpha$ -Al +  $Mg_2Si$ ) splavov trojnoy systemy Al—Mg—Si [Influence of alloying on mechanical properties and corrosion resistance of high-strength eutectic ( $\alpha$ -Al +  $Mg_2Si$ ) alloys of the Al—Mg—Si ternary system]. *Metallfizika i novejshe tekhnologii*. 2017. Vol. 39. Issue 9. P. 1239—1252 [in Russian].

### Hopeful high-strength casting alloys based on Al—Mg—Ge(Si) ternary systems

N. P. Korzhova, T. M. Legka, Y. V. Milman, K. E. Grinkevich,  
N. M. Mordovets, I. V. Voskoboinik, V. H. Melnik, O. A. Sheretsky,  
V. V. Burtsev

*The relative analysis of phase equilibria in the Al-corner of the ternary phase diagrams of Al—Mg—Ge(Si) systems is carried out. Both systems are characterized by the presence of a quasi-binary cross-section of the eutectic type, which is shifted towards Mg-enriched alloys, and sufficiently wide range existence of the univariant eutectic transformation  $L \rightleftharpoons \alpha\text{-Al} + Mg_2Ge(Si)$ . The melting point of quasi-binary eutectic ( $\alpha\text{-Al} + Mg_2Ge$ ) in the Al—Mg—Ge system and ( $\alpha\text{-Al} + Mg_2Si$ ) in the Al—Mg—Si is 629 °C and 597 °C, respectively, and the content of the strengthening phase ( $Mg_2Ge$  or  $Mg_2Si$ ) in eutectics is 7% (vol.) and 13% (vol.). The properties of non-alloyed alloys with different volume content of eutectic are investigated and the basic compositions of alloys with the optimal strength/ductility ratio for subsequent doping are selected as well. Taking into account the coordinates of the corresponding eutectic transformations, the doping system with the participation of Zn, Cu and other elements is determined. The heat treatment regimes for multicomponent eutectic alloys were selected, to ensure precipitation of Zn(Cu)-nanoparticles that strengthen matrix solid solution. It was shown that according to the level of mechanical properties, these alloys belong to high-strength alloys with property ranges: ( $\alpha\text{-Al} + Mg_2Ge$ ) —  $\sigma_B = 470\text{—}590$  MPa,  $\sigma_{0.2} = 350\text{—}520$  MPa,  $\delta = 8,0\text{—}15,5\%$ ; ( $\alpha\text{-Al} + Mg_2Si$ ) —  $\sigma_B = 400\text{—}560$  MPa,  $\sigma_{0.2} = 430\text{—}520$  MPa,  $\delta = 2,3\text{—}4,5\%$ . Using a complex U-like Nechenji—Kuptsov test, casting properties were determined and it was shown that the fluidity of ( $\alpha\text{-Al} + Mg_2Si$ ) alloy was 1,3 times higher than that of the AK7ch cast alloy. In terms of the combination of mechanical and casting properties, the new multicomponent eutectic alloys based on the Al—Mg—Ge(Si) ternary systems are superior to the best modern industrial casting aluminum alloys.*

**Keywords:** casting aluminum alloys, ternary Al—Mg—Ge(Si) systems, eutectic alloys, alloying, microstructure, mechanical properties, fluidity.