

ДНІПРОВСЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ імені ОЛЕСЯ  
ГОНЧАРА  
МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ  
ДНІПРОВСЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ імені ОЛЕСЯ  
ГОНЧАРА  
МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

Кваліфікаційна наукова  
праця на правах рукопису

**ДАВИДЮК АНЖЕЛА ВІКТОРІВНА**

УДК 669.245:629.7.03

**ДИСЕРТАЦІЯ  
«ВПЛИВ МОДИФІКУВАННЯ НАНОДИСПЕРСНИМИ  
КОМПОЗИЦІЯМИ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЛИВАРНИХ І  
ДЕФОРМОВАНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ»**

132 «Матеріалознавство»

13 «Механічна інженерія»

Подається на здобуття наукового ступеня доктора філософії

Дисертація містить результати власних досліджень.

Використання ідей, результатів і текстів інших авторів мають  
посилання на відповідне джерело

\_\_\_\_\_ А.В. Давидюк

Науковий керівник:

ПОЛІШКО Сергій Олексійович  
кандидат технічних наук, старший  
науковий співробітник

Дніпро – 2025

## АНОТАЦІЯ

*Давидюк А.В.* Вплив модифікування нанодисперсними композиціями на структуру та властивості ливарних і деформованих алюмінієвих сплавів – кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії за спеціальністю 132 Матеріалознавство, галузь знань 13 – Механічна інженерія – Дніпровський національний університет імені Олеся Гончара Міністерства освіти і науки України, м. Дніпро, 2025.

Робота виконана на кафедрі ракетно – космічних та інноваційних технологій фізико-технічного факультету Дніпровського національного університету імені Олеся Гончара.

Дисертаційна робота присвячена матеріалознавчим питанням стабілізації структури і підвищення комплексу технологічних, механічних, експлуатаційних властивостей ливарних і деформованих алюмінієвих сплавів для виробів ракетно-космічної техніки.

Мета дисертаційної роботи – підвищення технологічних і механічних властивостей ливарних та деформованих алюмінієвих сплавів систем Al–Si, Al–Mg–Sc для виготовлення виробів ракетно-космічної техніки, на основі встановлених закономірностей формування структури і властивостей сплавів при модифікуванні нанодисперсними комплексами.

Постійне зростання технічних вимог до виробів авіаційної та ракетно-космічної техніки, прагнення до підвищення масових характеристик виробів призводять до необхідності створення нових та покращення властивостей вже існуючих матеріалів, їх впровадження у серійне виробництво.

Матеріалознавчі основи способів поліпшення якості, стабілізації структури і підвищення властивостей сплавів висвітлено в роботах таких вчених, як І.П. Волчок, О.А. Мітяєв, В.З. Куцова, Н.Є. Калініна, А.Г. Пригунова, U. Dahlborg, K. Young-Dong та інші. До основних способів впливу на структурну стабільність сплавів відноситься модифікування. Однак у

роботах вітчизняних та зарубіжних учених недостатньо вивчено процеси модифікування дисперсними композиціями для отримання виробів авіаційної та ракетно-космічної техніки. Тому ця дисертаційна робота присвячена впливу модифікування нанодисперсними композиціями на структуру та властивості ливарних та деформованих алюмінієвих сплавів.

Алюмінієві сплави є перспективним конструкційним матеріалом в авіаційній та РКТ. Завдяки малій питомій вазі, високій технологічності та корозійній стійкості в агресивних середовищах, тому дисертаційна робота, є актуальною. Робота спрямована на підвищення технологічних, механічних та експлуатаційних властивостей виробів ракетно-космічної техніки. Матеріалом дослідження є ливарні алюмінієві сплави системи Al-Si АК9ч (АЛ4), АЛ4С для виготовлення деталей турбонасосного агрегату, а також деформований сплав системи Al-Mg-Sc 1545 для виготовлення силових елементів авіаційної та ракетно-космічної техніки.

Проведено аналітичний огляд сучасних джерел вітчизняної та зарубіжної інформації. Вивчено класичні способи модифікування сплавів легкоплавкими солями, рідкоземельними металами та складними композиціями на основі Ti, Br, Zn, Sr та інших металів.

При проведенні досліджень використано комплекс сучасних методів для визначення хімічних, фізичних, технологічних і механічних властивостей, структурних і фазових перетворень. В роботі запропоновано новий тип комплексного модифікатора на основі тугоплавких композицій силіциду магнію  $Mg_2Si$  та карбіду кремнію  $SiC$  нанодисперсного діапазону 50...100 нм, отриманий плазмохімічним синтезом. Вивчено фізико-хімічні властивості тугоплавких композицій. Обґрунтовано склад та спосіб введення комплексного модифікатора в алюмінієві розплави. Спосіб одержання виливків з алюмінієвих сплавів захищено патентом України на корисну модель № 157286, С22С 1/06 (2006.01) «Спосіб одержання виливків з силумінів». Проведено дослідно-промислові плавки сплавів АК9ч, АЛ4С, 1545 при введенні раціональної кількості модифікатора 0,1% від маси

розплаву. Розроблено технологічні параметри модифікування, проведено термочасову обробку розплаву при температурі 750°C протягом 10 хвилин.

Запропоновані в роботі композиції модифікатора  $Mg_2Si$  і  $SiC$  відповідають основним критеріям модифікування: відповідність фізико-хімічній природі елементів, типу кристалічних решіток та нерозчинності у розплаві. Порошки  $Mg_2Si$  і  $\beta$ - $SiC$  мають кристалічну будову, решітку гранецентрованого куба, подібну до ГЦК решітки алюмінію.

Модифікування частинками  $Mg_2Si$  і  $SiC$  дозволило зменшити розмір зерна у сплавах АК9ч, АЛ4С, 1545 від 2,0 до 2,5 разів, що є вирішальним фактором зміцнення сплавів. Розрахунок розміру зерна проводили за допомогою мов програмування C++. У модифікованому сплаві АК9ч методом рентгеноструктурного аналізу виявлені наступні фази:  $\alpha$ -Al,  $\beta$ -Si, а також додаткові фази  $Al_5FeSi$ ,  $FeAl_3$ ,  $\beta$ - $SiC$  та  $Mg_2Si$ , що утворилися в результаті модифікуючої обробки.

Основними структурними складовими алюмінієвого сплаву 1545 є твердий розчин  $\alpha$ -Al,  $\beta$ -фаза та інтерметаліди  $Al_3(Sc, Zr)$ . У структурі немодифікованого сплаву 1545 присутні включення інтерметаліду  $Mg_2Al_3$ , зосереджені по границях зерен, великими неметалевими включеннями. У модифікованому сплаві 1545 не виявлено евтектичної складової та пор. Стабілізація структури досягається з допомогою додаткових центрів кристалізації, якими виступають нанодисперсні частинки модифікатора  $Mg_2Si$  і  $SiC$ .

Наявність дисперсних інтерметалідних фаз складного складу всередині зерен є особливістю мікроструктури модифікованих сплавів і є додатковим внеском підвищення міцносних властивостей. Запропоновано механізм модифікуючої обробки досліджених сплавів наноконпозиціями, що полягає у контролюючому зеренному зміцненні при значному вкладі дисперсійного зміцнення, обумовлено впливом нерозчинних тугоплавких частинок модифікатора.

Розроблено режими термозміцнюючої обробки для ливарних сплавів. Для сплавів АК9ч і АЛ4С розроблено режим загартовування за нормальної температури 530 °С і старіння 160 °С, при скороченні загального часу старіння в порівнянні з існуючим режимом.

Для ливарних силумінів АК9ч і АЛ4С вивчені технологічні властивості: рідкотекучість, схильність до утворення гарячих тріщин та газова пористість. Проведені експерименти на промисловому устаткуванні, показали підвищення технологічних властивостей модифікованих сплавів. Рідкотекучість сплаву АК9ч підвищена з 346 до 374 мм на 8 %, АЛ4С з 375 до 388 мм на 3,5 %, відсутність гарячих тріщин при кристалізації, газова пористість зменшена з 2 до 1 балу.

Досягнуто підвищення комплексів механічних властивостей модифікованих сплавів, основним показником механічних властивостей, що залежать від структури сплавів, є межа текучості  $\sigma_T$ . Представлені гістограми механічних властивостей  $\sigma_B$ ,  $\sigma_T$ ,  $\delta$ , КСУ, НВ до та після модифікування з розрахунковими значеннями коефіцієнтами варіації. Основні статистичні параметри, включають середнє значення, середньоквадратичне (стандартне) відхилення та коефіцієнт варіації. Проведено статистичну обробку експериментальних результатів в середовищі Microsoft Office з використанням програми Microsoft Excel.

У ливарному модифікованому сплаві АК9ч підвищено комплекс механічних властивостей сплаву у порівнянні з не модифікованим станом:

- границя міцності  $\sigma_B$  з 240 до 265 МПа (на 8...10%),
- границя текучості  $\sigma_T$  з 205 до 230 МПа (на 10...12%),
- відносне подовження  $\delta$  з 3,0 до 3,2 відсотків (на 3...6%),
- ударна в'язкість КСУ з 0,10 до 0,12 МДж/м<sup>2</sup> (на 10...20%),
- твердість НВ з 700 до 760 Мпа (на 8...9%).

У ливарному модифікованому сплаві АЛ4С підвищено комплекс механічних властивостей сплаву у порівнянні з не модифікованим станом:

- границя міцності  $\sigma_b$  з 230 до 250 МПа (на 7...9%),
- границя текучості  $\sigma_T$  з 200 до 222 МПа (на 9...11%),
- відносне подовження  $\delta$  з 2,9 до 3,1 відсотків (на 3...6%),
- ударна в'язкість КСУ з 0,10 до 0,12 МДж/м<sup>2</sup> (на 10...20%),
- твердість НВ з 695 до 750 Мпа (на 7...8%).

У деформованому модифікованому сплаві 1545 підвищено комплекс механічних властивостей сплавів у порівнянні з не модифікованим станом:

- границя міцності  $\sigma_b$  з 396 до 447 МПа (на 12...13%),
- границя текучості  $\sigma_T$  з 269 до 315 МПа (на 16...17%),
- відносне подовження  $\delta$  з 15,0 до 17,0 відсотків (на 12...13%).

Проведено випробування на корозійну стійкість ливарних та деформованих алюмінієвих сплавів. Модифіковані алюмінієві сплави АК9ч та АЛ4С мають високу корозійну стійкість при випробуванні в умовах 100% відносної вологості і не виявляють схильності до міжкристалітної корозії. При випробуваннях на загальну корозію модифікування частками  $Mg_2Si$  і  $SiC$  призводить до зниження швидкості корозії: сплаву АК9ч – на 9,5...12,2 %, сплаву АЛ4С – на 5,7...6,5%; відповідно до шкали корозійної стійкості алюмінієві сплави АК9ч і АЛ4С після модифікування відносяться до групи «високої стійкості». Дослідження міжкристалітної, розшаровуючої корозії та корозійного розтріскування вихідного та модифікованого сплаву 1545 показали відсутність міжкристалітної корозії; зниження бала розшаровуючої корозії з 4 балів для вихідного сплаву 1545 до 2 балів в модифікованому сплаві 1545.

Експериментальними дослідженнями доведено правильність вибору комплексного модифікатора та ефективність його впливу на структуру та властивості у ливарних та деформованих алюмінієвих сплавах.

### **Наукова новизна отриманих результатів:**

1. *Вперше встановлено*, що модифікування розплавів алюмінієвих сплавів систем Al–Si та Al–Mg–Sc нанодисперсними композиціями на основі силіциду магнію  $Mg_2Si$  та карбіду кремнію SiC забезпечує значне зменшення розміру зерна від 280 до 110 мкм, 200 до 100 мкм у 2 – 2,5 рази та підвищення міцнісних властивостей алюмінієвих ливарних сплавів марки АЛ4(АК9ч), АЛ4С та деформованого сплаву марки 1545.

2. *Вперше запропонований* механізм зміцнення алюмінієвих сплавів при модифікуванні комплексним модифікатором нанодисперсним карбідом кремнію модифікації  $\beta$ -SiC, що полягає у контролюючому зеренному зміцненні при значному вкладі дисперсійного зміцнення, обумовленого впливом нерозчинних тугоплавких частинок модифікатора.

3. *Доведено*, що при модифікуванні алюмінієвих сплавів систем Al–Si і Al–Mg–Sc усувається утворення евтектики границь зерен, досягається рівномірний розподіл зміцнюючих фаз, що сприяє підвищенню комплексу механічних властивостей.

4. *Вперше встановлено* механізми впливу нанодисперсного модифікатора  $Mg_2Si$  і SiC на механічні та технологічні властивості алюмінієвих ливарних сплавів АК9ч, АЛ4С та деформованого сплаву 1545, що полягає у контролюючому зеренному зміцненні при значному вкладі дисперсійного зміцнення.

### **Практичне значення отриманих результатів:**

1. Розроблено спосіб обробки ливарних алюмінієвих сплавів комплексним модифікатором з розміром часток 50...100 нм, на основі нанодисперсних порошків. Розроблений спосіб захищено патентом України на корисну модель № 157286, С22С 1/06 (2006.01) «Спосіб одержання виливків з силумінів».

2. Розроблені технологічні параметри модифікування сплавів з введенням операції термочасової обробки розплаву при температурі 750 °C на протязі 10 хвилин.

3. Розроблені «Технологічна інструкція ТІ № 102.25210.00377 з приготування алюмінієвого сплаву АЛ4, модифікованого комплексним наномодифікатором на основі силіциду магнію та карбіду кремнію» (від 11.06.2024) та «Технологічна інструкція ТІ № 102.25210.00376 з приготування алюмінієвого сплаву 1545 системи Al-Mg-Sc, модифікованого комплексним наномодифікатором на основі силіциду магнію та карбіду кремнію» (від 11.06.2024), які впроваджені у ливарному виробництві Державного підприємства «Виробниче об'єднання Південно машинобудівний завод імені О. М. Макарова». Отримано дослідно-промислові партії виливків модифікованих сплавів АК9ч, АЛ4С та 1545 з високим комплексом механічних та технологічних властивостей. Результати роботи впроваджені при отриманні ливарних алюмінієвих сплавів АК9ч, АЛ4С та деформованого сплаву 1545 у промислових умовах Державного підприємства «Виробниче об'єднання Південно машинобудівний завод імені О. М. Макарова» (акт від 04.02.2025 р.).

4. Удосконалено режим термозміцнюючої обробки заготовок зі сплавів АК9ч, АЛ4С, модифікованих комплексним модифікатором  $Mg_2Si$  і  $SiC$ , який відрізняється від існуючого зменшенням часу витримки деталей при температурі загартування та скороченням часу старіння.

5. Матеріали дисертації впроваджено у навчальний процес Дніпровського національного університету імені Олеся Гончара (акт від 28.02.2025) при вивченні дисциплін «Технологія обробки спеціальних матеріалів», «Корозія сплавів авіаційно-космічної техніки», «Наноматеріали і нанотехнології», «Математичне моделювання та оптимізація технологічних процесів і матеріалів» при підготовці бакалаврів та магістрів за спеціальністю 132 Матеріалознавство.



**Ключові слова:** ливарні алюмінієві сплави, деформований алюмінієвий сплав, комплексні нанокомпозиції, модифікування, мікроструктура, фазовий склад, карбід кремнію, механічні властивості, технологічні властивості, корозійна стійкість, термозміцнююча обробка.

## ABSTRACT

*A.V. Davydiuk.* The effect of nanodispersed compositions modification on the structure and properties of foundry and deformed aluminium alloys.

Dissertation for the degree of Doctor of Philosophy in specialty 132 Materials Science, field of knowledge 13 – Mechanical Engineering – Oles Honchar Dnipro National University of the Ministry of Education and Science of Ukraine, Dnipro, 2025.

The work was carried out at the Department of Rocket and Space and Innovative Technologies of the Faculty of Physics and Engineering of Oles Honchar Dnipro National University.

The dissertation is devoted to the material science issues of stabilizing the structure and improving the complex of technological, mechanical, and operational properties of cast and deformed aluminum alloys for rocket and space technology products.

The purpose of the dissertation is to improve the technological and mechanical properties of cast and deformed aluminum alloys of the Al – Si, Al – Mg – Sc systems for the manufacture of rocket and space technology products, based on the established regularities of the formation of the structure and properties of alloys when modified with nanodispersed complexes.

The constant growth of technical requirements for aviation and rocket and space technology products, the desire to improve the mass characteristics of products lead to the need to create new and improve the properties of existing materials, and to introduce them into mass production.

The material science foundations of methods for improving the quality, stabilizing the structure and improving the properties of alloys are highlighted in the works of such scientists as I.P. Volchok, O.A. Mityaev, V.Z. Kutsova, N.E. Kalinina, A.G. Prygunova, U. Dahlborg, K. Young - Dong and others. The main methods of influencing the structural stability of alloys include modification. However, the works of domestic and foreign scientists have not sufficiently studied

the processes of modification with dispersed compositions for obtaining products of aviation and rocket and space technology. Therefore, this dissertation work is devoted to the influence of modification with nanodispersed compositions on the structure and properties of cast and deformed aluminum alloys.

Aluminum alloys are a promising structural material in aviation and rocket technology. Due to their low specific gravity, high manufacturability and corrosion resistance in aggressive environments, the dissertation work is relevant. The work is aimed at improving the technological, mechanical and operational properties of rocket and space technology products. The research material is cast aluminum alloys of the Al-Si system AK9ch (AL4), AL4S for the manufacture of turbopump unit parts, as well as a deformed alloy of the Al-Mg-Sc 1545 system for the manufacture of power elements of aviation and rocket and space technology.

An analytical review of modern sources of domestic and foreign information was conducted. Classical methods of modifying alloys with low-melting salts, rare-earth metals and complex compositions based on Ti , Br , Zn , Sr and other metals were studied.

During the research, a complex of modern methods was used to determine chemical, physical, technological and mechanical properties, structural and phase transformations. The work proposed a new type of complex modifier based on refractory compositions of magnesium silicide  $Mg_2Si$  and silicon carbide  $SiC$  nanodisperse range of 50...100 nm, obtained by plasma-chemical synthesis. The physicochemical properties of refractory compositions were studied. The composition and method of introducing a complex modifier into aluminum melts were substantiated. The method of producing castings from aluminum alloys is protected by the patent of Ukraine for a utility model No. 157286, C22C 1/06 (2006.01) "Method of producing castings from silumins". Experimental and industrial melting of the alloys AK9ch, AL4S, 1545 was carried out with the introduction of a rational amount of the modifier of 0.1% of the mass of the melt. Technological parameters of modification were developed , and the thermo-time treatment of the melt was carried out at a temperature of 750°C for 10 minutes.

Proposed in the work meet the main modification criteria: compliance with the physicochemical nature of the elements, the type of crystal lattices, and insolubility in the melt.  $\text{Mg}_2\text{Si}$  and  $\beta$ -SiC powders have a crystalline structure, a face-centered cubic lattice, similar to the fcc lattice of aluminum.

Modification with  $\text{Mg}_2\text{Si}$  and SiC particles allowed to reduce the grain size in the AK9ch, AL4S, 1545 alloys from 2.0 to 2.5 times, which is a decisive factor in strengthening the alloys. The grain size calculation was performed using the C++ programming language. In the modified AK9ch alloy, the following phases were detected by X-ray diffraction analysis:  $\alpha$  - Al,  $\beta$  - Si, as well as additional phases  $\text{Al}_5\text{FeSi}$ ,  $\text{FeAl}_3$ ,  $\beta$  - SiC and  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , which were formed as a result of the modifying treatment.

The main structural components of aluminum alloy 1545 are solid solution  $\alpha$ -Al,  $\beta$ -phase and intermetallics  $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ . In the structure unmodified alloy 1545 are present inclusion intermetallic  $\text{Mg}_2\text{Al}_3$ , concentrated along grain boundaries, large non-metallic inclusions. In the modified alloy 1545 not detected eutectic component and pores. Stabilization structures achieved with the help of additional centers crystallization, which are performing nanodispersed particles modifier  $\text{Mg}_2\text{Si}$  and SiC.

Availability dispersed intermetallic phases of complex composition inside grains is a feature microstructures modified alloys and is additional contribution increase strength properties. Suggested mechanism modifying processing investigated alloys nanocompositions that consists in controlling grain strengthening with significant deposit dispersion strengthening, due to influence insoluble refractory particles modifier.

Developed by modes thermosetting processing for foundries alloys. For the AK9ch and AL4S alloys, a hardening regime at normal temperature has been developed. temperature of 530°C and aging of 160°C, with reduction total aging time compared to the existing regime.

For foundry silumins AK9ch and AL4S, technological properties were studied: fluidity, tendency to hot cracking, and gas porosity. Experiments conducted

on industrial equipment showed an increase in the technological properties of the modified alloys. The fluidity of the AK9ch alloy increased from 346 to 374 mm by 8%, AL4S from 375 to 388 mm by 3.5%, there were no hot cracks during crystallization, and gas porosity was reduced from 2 to 1 point.

An increase in the complexes of mechanical properties of modified alloys has been achieved, the main indicator of mechanical properties that depend on the structure of alloys is the yield strength  $\sigma_t$ . Histograms of mechanical properties  $\sigma_v$ ,  $\sigma_t$ ,  $\delta$ , KCU, HB before and after modification are presented with calculated values and coefficients of variation. The main statistical parameters include the average value, root mean square (standard) deviation and coefficient of variation. Statistical processing of experimental results was carried out in the Microsoft Office environment using the Microsoft Excel program.

In the cast modified alloy AK9ch, the complex of mechanical properties of the alloy is increased compared to the unmodified state:

- tensile strength  $\sigma$  from 240 to 265 MPa (by 8...10%),
- yield strength  $\sigma_t$  from 205 to 230 MPa (by 10...12%),
- relative elongation  $\delta$  from 3.0 to 3.2 relative percent (by 3...6%),
- impact strength KCU from 0.10 to 0.12 MJ / m<sup>2</sup> (by 10...20%),
- hardness of HB from 700 to 760 MPa (by 8...9%).

In the cast modified alloy AL4S, the complex of mechanical properties of the alloy is increased compared to the unmodified state:

- tensile strength  $\sigma$  from 230 to 250 MPa (by 7...9%),
- yield strength  $\sigma_t$  from 200 to 222 MPa (by 9...11%),
- relative elongation  $\delta$  from 2.9 to 3.1 relative percent (by 3...6%),
- impact strength KCU from 0.10 to 0.12 MJ / m<sup>2</sup> (by 10...20%),
- hardness of HB from 695 to 750 MPa (by 7...8%).

In the deformed modified alloy 1545, the complex of mechanical properties of the alloys is increased compared to the unmodified state:

- tensile strength  $\sigma$  from 396 to 447 MPa (by 12...13%),

- yield strength  $\sigma_t$  from 269 to 315 MPa (by 16...17%),
- relative elongation  $\delta$  from 15.0 to 17.0 relative percent (by 12...13%).

The corrosion resistance of cast and deformed aluminum alloys was tested. Modified aluminum alloys AK9ch and AL4S have high corrosion resistance when tested under conditions of 100% relative humidity and do not show a tendency to intergranular corrosion. In tests for general corrosion, modification with  $Mg_2Si$  and SiC particles leads to a decrease in the corrosion rate: for the AK9ch alloy - by 9.5...12.2%, for the AL4S alloy - by 5.7...6.5%; according to the corrosion resistance scale, the AK9ch and AL4S aluminum alloys after modification belong to the "high resistance" group. Studies of intergranular, exfoliation corrosion and corrosion cracking of the original and modified alloy 1545 showed the absence of intergranular corrosion; a decrease in the score exfoliation corrosion from 4 points for the original alloy 1545 to 2 points in the modified alloy 1545.

Experimental studies have proven the correctness of the choice of a complex modifier and the effectiveness of its influence on the structure and properties of cast and deformed aluminum alloys.

#### **Scientific novelty of the obtained results:**

1. *For the first time it is established* that modification aluminum melts alloys of the Al – Si and Al – Mg – Sc systems nanodispersed compositions based on silicide magnesium  $Mg_2Si$  and carbide silicon SiC provides significant reduction grain size from 280 to 110 microns, 200 to 100 microns in 2 - 2.5 times and increase strong properties aluminum foundry alloys of grade AL4 (AK9ch), AL4S and deformed alloy grade 1545.

2. The mechanism was first proposed a mechanism for strengthening aluminum alloys when modified with a complex modifier of nanodispersed silicon carbide of the  $\beta$  - SiC modification *has been proposed*, which consists in controlling grain strengthening with a significant contribution of dispersion strengthening due to the influence of insoluble refractory particles of the modifier.

3. *It has been proven* that when modifying aluminum alloys of the Al - Si and Al - Mg - Sc systems, the formation of grain boundary eutectics is eliminated,

and a uniform distribution of strengthening phases is achieved, which contributes to an increase in the complex of mechanical properties.

4. *First* installed the mechanisms of the influence of the nanodispersed modifier  $Mg_2Si$  and  $SiC$  on the mechanical and technological properties of aluminum casting alloys AK9ch, AL4S and deformed alloy 1545 have been established, which consists in controlling grain strengthening with a significant contribution of dispersion strengthening.

#### **Practical meaning of the results obtained:**

1. A method for treating cast aluminum alloys with a complex modifier with a particle size of 50...100 nm, based on nanodispersed powders, has been developed. Developed way protected by patent of Ukraine for utility model No. 157286, C22C 1/06 (2006.01) "Method for producing castings from silumin".

2. Developed technological parameters modification alloys with the introduction operations thermo-temporal processing melt at a temperature of 750 °C for 10 minutes.

3. Developed technological parameters modification aluminum alloys: «Technological TI instruction No. 102.25210.00377 for preparation aluminum alloy AL4, modified with a complex nanomodifier based on silicide magnesium and carbide silicon " (from 11.06.2024) and "Technological TI instruction No. 102.25210.00376 for preparation aluminum alloy 1545 system Al-Mg-Sc, modified comprehensive nanomodifier based on silicide magnesium and carbide silicon» (from 11.06.2024), which confirmed in the foundry production State enterprises Factory association South O. M. Makarov Machine- Building Plant. Received experimental and industrial parties castings modified alloys AK9ch, AL4S and 1545 with a high complex of mechanical and technological properties. Results works implemented upon receipt foundry aluminum alloys AK9ch, AL4S and deformed alloy 1545 in industrial conditions State enterprises In production association South O. M. Makarov Machine-Building Plant (act dated 04.02.2025).

4. heat-strengthening treatment regime for workpieces made of AK9ch, AL4S alloys modified with a complex modifier of  $Mg_2Si$  and  $SiC$  has been

improved, which differs from the existing one by reducing the holding time of parts at the hardening temperature and reducing the aging time.

5. The materials of the dissertation were introduced into the educational process of Oles Honchar Dnipro National University by act dated (28.02.2025) when studying the disciplines "Technology of processing special materials", "Corrosion of alloys of aviation and space technology", "Nanomaterials and nanotechnologies", "Mathematical modeling and optimization of technological processes and materials" in the preparation of bachelors and masters in the specialty 132 Materials Science.

**Keywords:** foundry aluminum alloys, deformed aluminum alloy, complex nanocompositions, modification, microstructure, phase composition, silicon carbide, mechanical properties, technological properties, corrosion resistance, heat-strengthening treatment.

## ПЕРЕЛІК ОПУБЛІКОВАНИХ РОБІТ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

### Статті у наукових фахових виданнях України:

1. Т.В. Носова, **Давидюк А.В.**, В.Т. Калінін, О.П. Юшкевич. Вплив мікролегуювання і модифікування на структурне зміцнення та властивості сплавів. *Системне проектування та аналіз характеристик аерокосмічної техніки*. 2017. Т. 22. С. 62 – 67.
2. Nosova T.V., Kalinina N.E., Kalinin V.T., **Davidyuk A.V.**, Vovk A.M. Processing aluminum alloys by dispersion modifiers. *Системне проектування та аналіз характеристик аерокосмічної техніки*. 2018. Т.24. С.57 – 62.
3. Калініна Н. Є., **Давидюк А.В.**, Калінін В. Т. Носова Т. В., Носенко О. П., Савченко І. С. Підвищення технологічних властивостей зварюваних алюмінієвих сплавів модифікуванням дисперсними композиціями. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2018. № 1. С. 81 – 85.
4. Калініна Н.Є., **Давидюк А.В.**, Калінін В.Т., Носова Т.В., Мамчур С.І., Савченко І.С. Дослідження структури та властивостей алюмінієвих



сплавів, модифікованих дисперсними композиціями. *Системне проектування та аналіз характеристик аерокосмічної техніки*. 2019. Т.26. С. 80 – 84.

5. S. Polishko, **A. Davidyuk**, A. Sanin, N. Kalinina, E. Dzhur. Aluminum alloy modifiers. *Системне проектування та аналіз характеристик аерокосмічної техніки*. 2019. Т.26. С. 17 – 20.

6. Калініна Н.Є., **Давидюк А.В.**, Калінін В.Т., Носенко О.П., Носова Т.В., Мамчур С.І., Носенко О.П. Зміна властивостей деформованих алюмінієвих сплавів під час модифікування. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2019. №1(84). С.44 – 49. DOI: <https://doi.org/10.30838/J.PMNTM.2413.260319.44.300>

7. Калініна Н.Є., **Давидюк А.В.**, Носова Т.В., Цокур Н.І. Розробка технології модифікації литих алюмінієвих сплавів наноконпозиціями. *Вісник Дніпровського університету. Серія: Ракетно-космічна техніка*. 2023. 31 (4). С.76 – 80. DOI:[10.15421/452310](https://doi.org/10.15421/452310)

8. **А.В. Давидюк**, С.О. Полішко. Зміна структури та механічних властивостей алюмінієвого сплаву системи Al-Mg-Sc унаслідок оброблення комплексним наномодифікатором. *Вісник Харківського національного автомобільно-дорожнього університету*. 2023. № 103. С. 211 – 215. DOI: <https://doi.org/10.30977/bul.2219-5548.2023.103.1.211>

9. **А.В. Давидюк**, Н.Є. Калініна, С.О. Полішко. Вплив модифікування дисперсними наноконпозиціями на структуру та властивості ливарних силумінів. *Вісник Харківського національного автомобільно-дорожнього університету*. 2023. № 103. С. 117 – 121. DOI: <https://doi.org/10.30977/bul.2219-5548.2023.103.1.117>

10. **Давидюк А.В.** Зміна структури та властивостей алюмінієвих сплавів при модифікуванні порошковими композиціями. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2024. №1. С. 13 – 17. DOI:<https://doi.org/10.15588/1607-6885-2024-1-2>

### Статті, що індексуються у наукометричній базі Scopus:

11. **A.V. Davydiuk**, N.E. Kalinina, A.F. Sanin, D.B. Hlushkova, S.V. Demchenko, V.O. Sayenko. Improving the strength and corrosion properties of aluminium alloys when modification with nanodispersed compositions. *Questions of atomic science and technology*. 2023. №5 (147). С. 26–29. DOI:<https://doi.org/10.46813/2023-147-026>

### Патент України:

12. Патент України 157286, С22С 1/06 (2006.01). Спосіб одержання виливків з силумінів / **А.В. Давидюк**, С.О. Полішко, Н.Є. Калініна, О.В. Калінін. № u202400883; заявл.21.02.2024; опубл. 25.09.2024, бюл. № 39.

### Тези в матеріалах вітчизняних і міжнародних конференцій:

13. Калініна Н.Є., **Давидюк А.В.**, Носова Т.В. Покращення якості та корозійної стійкості модифікованих алюмінієвих сплавів. Дніпровська орбіта, Д.: НЦАОМ, 2016. С.154 – 157.

14. **Давидюк А.В.**, Н. Є. Калініна. Схильність до утворення гарячих тріщин при зварюванні алюмінієвих сплавів. IV Всеукраїнського форуму студентів, аспірантів і молодих учених, Д.: ДНУ, 2017. С. 221 – 223.

15. В.Т. Калінін, М.В. Грекова, **Давидюк А.В.**, О.П. Юшкевич. Підвищення корозійної стійкості конструкційних сплавів обробкою тугоплавкими модифікаторами. Міжнародна конференція «Інноваційні технології в науці та освіті. Європейський досвід», Том II., Дніпро-Відень, 2017. С. 271 – 275.

16. **Давидюк А.В.** Зварювальні алюмінієві сплави модифіковані наночастками. XXI Міжнародна науково-практична конференція “Людина і космос”. Збірник тез. Дніпро, НЦАОМУ, 2019. С.279.

17. Калініна Н.Є., Калінін В.Т., Мамчур С.І., **Давидюк А.В.**, Серженко І.О. Зміна структури та властивостей алюмінієвих сплавів в результаті модифікування. Актуальні напрямки матеріалознавства: збільшення ресурсу конструкцій на основі конвергенції сучасних технологій обробки матеріалів. , Харків: ХНАДУ, 2020. С. 6 – 9.

18. Пирлик Р.В., Давидюк А.В., Калініна Н.Є. Технологія модифікування алюмінієвих сплавів порошковим модифікатором. XXIV Міжнародна науково-практична конференція “Людина і космос”. Збірник тез. Дніпро, НЦАОМУ, 2022. С.165.

19. Давидюк А.В. Модифікування алюмінієвих сплавів дисперсним порошком карбіду кремнію SiC. XXV Міжнародна науково-практична конференція “Людина і космос”. Збірник тез. Дніпро, НЦАОМУ, 2023. С.263.

20. Давидюк А.В., Калініна Н.Є., Глушкова Д.Б. Підвищення якості виливків з алюмінієвих сплавів системи Al-Si. XXVI Міжнародна науково-практична конференція “Людина і космос”. Збірник тез. Дніпро, НЦАОМУ, 2024. – С.344 – 345. [HTTP://DOI.ORG/10.62717/2221-4550-2024-1-164](http://doi.org/10.62717/2221-4550-2024-1-164)

21. Давидюк А.В. Вибір нанодисперсного модифікатора ливарних алюмінієвих сплавів. *Виклики та проблеми сучасної науки*. [Електронний ресурс]. 2023. – Т. 1. – С.242 – 246. DOI: <https://doi.org/10.15421/cims.1>

## ЗМІСТ

АНОТАЦІЯ .....	2
ABSTRACT .....	10
ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ .....	23
ВСТУП .....	24
1. ЛИВАРНІ ТА ДЕФОРМОВАНІ АЛЮМІНІЄВІ СПЛАВИ, ЩО ВИКОРИСТОВУЮТЬСЯ В РАКЕТНО – КОСМІЧНІЙ ТЕХНІЦІ .....	31
1.1 Алюмінієві сплави, що використовуються у ракетно – космічній техніці .....	31
1.2 Способи підвищення властивостей ливарних і деформованих алюмінієвих сплавів.....	43
1.3 Способи модифікування алюмінієвих сплавів.....	46
1.4 Напрямки і задачі дослідження .....	51
Висновки .....	52
2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕННЯ.....	54
2.1 Хімічний склад досліджуваних ливарних та деформованих алюмінієвих сплавів .....	54
2.2. Склад запропонованого наномодифікатора .....	56
2.3 Методи досліджень структури і властивостей ливарних та деформованих алюмінієвих сплавів.....	57
2.4. Методи визначення технологічних властивостей сплавів.....	58
2.5 Мікроструктурний та рентгеноструктурний аналіз .....	59
2.6 Методи дослідження корозійної стійкості .....	61
2.7 Промислове обладнання для виплавки та термічної обробки алюмінієвих сплавів.....	63
Висновки .....	64
3. ОБГРУНТУВАННЯ СКЛАДУ КОМПЛЕКСНОГО МОДИФІКАТОРА ТА МЕХАНІЗМУ ВПЛИВУ НА ЛИВАРНІ І ДЕФОРМОВАНІ АЛЮМІНІЄВІ СПЛАВИ .....	65

3.1. Обґрунтування вибору наномодифікатора для обробки алюмінієвих сплавів .....	65
3.2. Розробка технологічного процесу модифікування сплавів АК9ч та АЛ4С.....	69
Висновки .....	72
4. ВПЛИВ МОДИФІКУВАННЯ НА ТЕХНОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА СТРУКТУРУ ЛИВАРНИХ І ДЕФОРМОВАНИХ .....	73
АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ .....	73
4.1. Порівняльна оцінка технологічних властивостей ливарних алюмінієвих сплавів АК9ч та АЛ4С до та після модифікування .....	73
4.2. Вплив модифікування на структуру ливарних алюмінієвих сплавів АК9ч і АЛ4С системи Al-Si .....	78
4.3 Вплив модифікування на формування структури сплаву 1545 системи Al-Mg-Sc .....	87
4.4 Вплив модифікування на фазовий склад сплаву 1545 .....	91
Висновки .....	93
5. РОЗРОБКА СПОСОБУ ОДЕРЖАННЯ МОДИФІКОВАНИХ ЛИВАРНИХ І ДЕФОРМОВАНИХ СПЛАВІВ АК9ч, АЛ4С ТА 1545, З ПІДВИЩЕННИМИ МЕХАНІЧНИМИ, ТЕХНОЛОГІЧНИМИ, ЕКСПЛУАТАЦІЙНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ.....	95
5.1 Розробка способу отримання модифікованих сплавів досліджуваного складу комплексним модифікатором на основі силіциду магнію $Mg_2Si$ та карбіду кремнію $SiC$ .....	95
5.2 Розробка режиму термозміцнюючої обробки сплавів АК9ч та АЛ4С...	98
5.3 Розробка режиму термозміцнюючої обробки сплаву 1545 .....	105
5.5 Дослідно-промислове опробування технології отримання модифікованих сплавів АК9ч, АЛ4 та 1545 .....	111
5.6 Корозійна стійкість алюмінієвих сплавів .....	119
ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ .....	127
ПЕРЕЛІК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ .....	130

ДОДАТОК А..... 142

ДОДАТОК Б ..... 149

ДОДАТОК В..... 156

ДОДАТОК Г ..... 157

## ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

МКК	- міжкристалітна корозія
Г.Ц.К.	- грапецентована кубічна решітка
$\sigma_B$	- границя міцності
$\sigma_T$	- границя текучості
$\delta$	- відносне подовження
KCU	- ударна в'язкість
НВ	- твердість
РКТ	- ракетно-космічна техніка
ТІ	- технологічна інструкція

## ВСТУП

**Актуальність теми.** Забезпечення високого комплексу механічних та технологічних властивостей конструкційних матеріалів – актуальна проблема сучасного виробництва як в авіаційній, так і у космічній галузях.

Постійне зростання технічних вимог до виробів авіаційної та ракетно-космічної техніки, прагнення до підвищення масових характеристик виробів призводять до необхідності створення нових та покращення властивостей вже існуючих матеріалів, їх впровадження у серійне виробництво. В теперішній час створена велика номенклатура ливарних та деформованих алюмінієвих сплавів. На машинобудівних заводах України широко застосовують ливарні силуміни завдяки високим технологічним характеристикам, питомій міцності та корозійній стійкості.

Алюмінієві сплави є перспективним конструкційним матеріалом в авіаційній та ракетно-космічній техніці, але мають невисоку температуру плавлення і недостатню міцність.

Актуальність данної роботи полягає у вирішенні задачі отримання ливарних алюмінієвих сплавів системи Al-Si марки АЛ4 (АК9ч), АЛ4С та деформованого алюмінієвого сплаву системи Al-Mg-Sc марки 1545 з високими технологічними, механічними та корозійностійкими властивостями, а саме:

- підвищення ресурсу роботи турбонасосного агрегату з ливарних алюмінієвих сплавів системи Al-Si марки АЛ4 (АК9ч), АЛ4С за рахунок поліпшення технологічних і характеристик міцності;

- підвищення міцностних властивостей та поліпшення зварюваності деформованого алюмінієвого сплаву системи Al-Mg-Sc марки 1545, досягається мікролегуванням перехідними металами. Скандій – перехідний метал, який є модифікатором структури та зміцнювачем зварних з'єднань. Основною перевагою алюмінієвих сплавів, що містять скандій, є висока міцність, пластичність, корозійна стійкість у поєднанні з високою питомою міцністю;



- пошук раціональних способів впливу на рідкий алюмінієвий розплав з метою модифікування;
- підвищення щільності, однорідності та стабілізації властивостей виливків;
- удосконалення термічної обробки виливків.

Складнолеговані алюмінієві сплави систем Al-Si та Al-Mg-Sc мають особливості структуроутворення та фазоутворення в різних умовах термодетонаційного впливу. Тому необхідний аналіз вкладу різних структурних складових у механізм зміцнення та підвищення механічних та технологічних властивостей.

Раціональним способом підвищення якості алюмінієвих сплавів є модифікування, що дозволяє підвищити комплекс механічних, технологічних та експлуатаційних властивостей готових деталей.

Для підвищення характеристик ливарних алюмінієвих сплавів системи Al-Si марки АЛ4 (АК9ч), АЛ4С та деформованих алюмінієвих сплавів системи Al-Mg-Sc марки 1545 у дисертаційній роботі пропонується модифікація комплексним модифікатором  $Mg_2Si$  і SiC. Вагомий внесок у дослідження закономірностей взаємодії модифікаторів та металу – основи внесли І.П. Волчок, О.А. Мітяєв, В.З. Куцова, Н.Є. Калініна, А.Г. Пригунова, U. Dahlborg, K. Young-Dong та інші вчені.

### **Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами**

Дисертаційна робота виконувалася у рамках наукових досліджень Дніпровського національного університету імені Олеся Гончара на кафедрі технології ракетно – космічних та інноваційних технологій по держбюджетній темі: №0120U102240 «Створення та удосконалення комплексу інноваційних технологічних методів та матеріалів для виробів ракетно-космічної авіаційної та оборонної техніки»; №0123U101855 «Створення і удосконалення технологій і матеріалів для ракетних засобів ураження на основі інноваційних конструкторсько – технологічних рішень». Автор є співвиконавцем вказаних держбюджетних тем.

**Мета і задачі дослідження.**

**Мета дисертаційної роботи** – підвищення технологічних і механічних властивостей ливарних та деформованих алюмінієвих сплавів систем Al–Si, Al–Mg–Sc для виготовлення виробів ракетно-космічної техніки, на основі встановлених закономірностей формування структури і властивостей сплавів при модифікуванні нанодисперсними комплексами.

Для досягнення поставленої мети в роботі поставлені такі наукові та прикладні задачі:

1. Провести аналіз сучасних способів підвищення якості та властивостей ливарних та деформованих алюмінієвих сплавів.
2. Обґрунтувати вибір способу введення комплексного нанодисперсного модифікатора.
3. Визначити механізми зміцнення алюмінієвих сплавів АК9ч, АЛ4С і 1545, модифікованих нанодисперсними композиціями.
4. Встановити вплив комплексних модифікаторів на технологічні та механічні властивості досліджуваних сплавів.
5. Розробити технологічні параметри модифікування сплавів АК9ч, АЛ4С та 1545.
6. Провести дослідно-промислове опробування розробленої технології модифікування алюмінієвих сплавів.

**Об’єкт дослідження** – процеси формування структури та властивостей ливарних алюмінієвих сплавів системи Al–Si та деформованих алюмінієвих сплавів системи Al–Mg–Sc при модифікуванні.

**Предмет дослідження** – закономірності формування структури, підвищення технологічних, механічних властивостей алюмінієвих ливарних сплавів АК9ч, АЛ4С та деформованого сплаву марки 1545 при модифікуванні нанодисперсними композиціями.

**Методи дослідження.** При виконанні досліджень використовували комплекс сучасних методів досліджень. Методом оптичної мікроскопії оцінювали мікроструктуру алюмінієвих ливарних та деформованого сплавів

до та після модифікування. Визначенні технологічні властивості сплавів і їх розплавів: рідкотекучості, тріщиностійкості, газової пористості, зварюваності. Середній розмір зерна визначено методом стеріометричної металографії. Хімічний склад сплавів визначено методом спектрального аналізу на квантометрі типу МФС-4. Визначення фазового складу сплавів проведено з використанням рентгеноструктурного аналізу на універсальному дифрактометрі ДРОН-2.0. Випробування механічних, технологічних властивостей сплавів проведено згідно з діючими стандартами. Проведено статистичну обробку експериментальних результатів в середовищі Microsoft Office з використанням програми Microsoft Excel. Проведено випробування на корозійну стійкість ливарних та деформованих алюмінієвих сплавів.

**Обґрунтованість і достовірність наукових результатів наведених у дисертації.**

Достовірність наукових положень, висока точність експериментальних результатів, рекомендацій та висновків дисертаційної роботи забезпечено використанням стандартизованого обладнання Державного підприємства виробничого об'єднання південно машинобудівного заводу імені О. М. Макарова та Дніпровського національного університету ім. О. Гончара з використанням всебічних методів вивчення сучасних методів для визначення хімічних, фізичних, технологічних і механічних властивостей, структурних і фазових перетворень, інтерпретацією одержаних експериментальних результатів, що узгоджуються з існуючими теоретичними уявленнями в галузі матеріалознавства, алюмінієвих сплавів.

**Наукова новизна отриманих результатів:**

1. *Вперше встановлено, що модифікування розплавів алюмінієвих сплавів систем Al–Si та Al–Mg–Sc нанодисперсними композиціями на основі силіциду магнію  $Mg_2Si$  та карбіду кремнію  $SiC$  забезпечує значне зменшення розміру зерна від 280 до 110 мкм, 200 до 100 мкм у 2 – 2,5 рази та підвищення міцнісних властивостей алюмінієвих ливарних сплавів марки АЛ4(АК9ч), АЛ4С та деформованого сплаву марки 1545.*

2. *Вперше запропонований* механізм зміцнення алюмінієвих сплавів при модифікуванні комплексним модифікатором нанодисперсним карбідом кремнію модифікації  $\beta$ -SiC, що полягає у контролюючому зеренному зміцненні при значному вкладі дисперсійного зміцнення, обумовленого впливом нерозчинних тугоплавких частинок модифікатора.

3. *Доведено*, що при модифікуванні алюмінієвих сплавів систем Al-Si і Al-Mg-Sc усувається утворення евтектики границь зерен, досягається рівномірний розподіл зміцнюючих фаз, що сприяє підвищенню комплексу механічних властивостей.

4. *Вперше встановлено* механізми впливу нанодисперсного модифікатора  $Mg_2Si$  і SiC на механічні та технологічні властивості алюмінієвих ливарних сплавів АК9ч, АЛ4С та деформованого сплаву 1545, що полягає у контролюючому зеренному зміцненні при значному вкладі дисперсійного зміцнення.

#### **Практичне значення отриманих результатів:**

1. Розроблено спосіб обробки ливарних алюмінієвих сплавів комплексним модифікатором з розміром часток 50...100 нм, на основі нанодисперсних порошків. Розроблений спосіб захищено патентом України на корисну модель № 157286, С22С 1/06 (2006.01) «Спосіб одержання виливків з силумінів».

2. Розроблені технологічні параметри модифікування сплавів з введенням операції термочасової обробки розплаву при температурі 750 °С на протязі 10 хвилин.

3. Розроблені «Технологічна інструкція ТІ № 102.25210.00377 з приготування алюмінієвого сплаву АЛ4, модифікованого комплексним наномодифікатором на основі силіциду магнію та карбіду кремнію» (від 11.06.2024) та «Технологічна інструкція ТІ № 102.25210.00376 з приготування алюмінієвого сплаву 1545 системи Al-Mg-Sc, модифікованого комплексним наномодифікатором на основі силіциду магнію та карбіду кремнію» (від 11.06.2024), які впроваджені у ливарному виробництві Державного

підприємства «Виробниче об'єднання Південний машинобудівний завод імені О. М. Макарова». Отримано дослідно-промислові партії виливків модифікованих сплавів АК9ч, АЛ4С та 1545 з високим комплексом механічних та технологічних властивостей. Результати роботи впроваджені при отриманні ливарних алюмінієвих сплавів АК9ч, АЛ4С та деформованого сплаву 1545 у промислових умовах Державного підприємства «Виробниче об'єднання Південний машинобудівний завод імені О. М. Макарова» (акт від 04.02.2025 р.).

4. Удосконалено режим термозміцнюючої обробки заготовок зі сплавів АК9ч, АЛ4С, модифікованих комплексним модифікатором  $Mg_2Si$  і  $SiC$ , який відрізняється від існуючого зменшенням часу витримки деталей при температурі загартування та скороченням часу старіння.

5. Матеріали дисертації впроваджено у навчальний процес Дніпровського національного університету імені Олеся Гончара (акт від 28.02.2025) при вивченні дисциплін «Технологія обробки спеціальних матеріалів», «Корозія сплавів авіаційно-космічної техніки», «Наноматеріали і нанотехнології», «Математичне моделювання та оптимізація технологічних процесів і матеріалів» при підготовці бакалаврів та магістрів за спеціальністю 132 Матеріалознавство.

**Особистий внесок здобувача.** Основні результати експериментальної роботи були отримані здобувачем особисто та з його безпосередньої участі. Автором проведено аналіз літературних джерел, розроблено методики проведення експерименту, проведено обробку результатів та їх узагальнення, підготовлені наукові статті та доповіді для міжнародних конференцій. Автором проведено аналіз стану проблеми підвищення комплексу технологічних, механічних і експлуатаційних властивостей ливарних і деформованих алюмінієвих сплавів. Основні наукові результати досліджень, експериментальних і промислових випробувань отримані при безпосередній участі автора роботи. Теоретичні узагальнення та висновки виконані автором самостійно.

**Апробація результатів дисертації.** Основні результати дисертаційної роботи були оприлюднені на: Міжнародних молодіжних науково-практичних конференціях «Людина і Космос» (Дніпро, 2016, 2019, 2022-2024 рр.); Міжнародному форумі студентів, аспірантів і молодих вчених (Дніпро 2017р.); Міжнародна конференція «Інноваційні технології в науці та освіті. Європейський досвід» (Дніпро-Відень, 2017 р.); Дніпровська орбіта (Дніпро, 2016 р.); Актуальні напрямки матеріалознавства: збільшення ресурсу конструкцій на основі конвергенції сучасних технологій обробки матеріалів (Харків, 2020 р.); Виклики та проблеми сучасної науки (Дніпро, 2023 р.)

**Публікації та особистий внесок здобувача.** Матеріали дисертаційної роботи опубліковані в 21 наукових роботах: 1 стаття у виданні, що індексуються у наукометричній базі Scopus, 10 статей у наукових фахових виданнях України, 9 тез доповідей в матеріалах вітчизняних і міжнародних конференцій, 1 патент України на корисну модель.

**Структура і об'єм роботи.** Дисертація загальним обсягом 112 сторінок складається з анотації, вступу, п'яти розділів, висновків, списку використаних джерел, 4 додатків на 15 сторінках які містять 2 таблиці. Дисертаційна робота містить 30 таблиць, 43 рисунка, список використаних джерел із 107 найменувань.

## 1. ЛИВАРНІ ТА ДЕФОРМОВАНІ АЛЮМІНІЄВІ СПЛАВИ, ЩО ВИКОРИСТОВУЮТЬСЯ В РАКЕТНО – КОСМІЧНІЙ ТЕХНІЦІ

### 1.1 Алюмінієві сплави, що використовуються у ракетно – космічній техніці

Алюмінієві сплави залишаються основним конструкційним матеріалом авіації і реактивної техніки ХХІ століття. Обсяг їх вживання на сьогодні складає близько 70% від загальної кількості конструкційних матеріалів, що використовуються в літако- і ракетобудуванні. Для отримання хорошої вагової ефективності в поєднанні з тривалим ресурсом роботи і надійністю в експлуатації алюмінієві сплави повинні мати комплекс необхідних характеристик: високу питому міцність, достатню корозійну стійкість, високий опір циклічним навантаженням і малу швидкість розвитку тріщини від втомленості [1].

В авіакосмічній техніці України широко використовуються ливарні і деформівні складнолеговані алюмінієві сплави. Найперспективнішими з них є сплави системи Al-Zn-Mg-Cu, алюмінієво - літєві сплави систем Al-Mg-Li, Al-Cu-Li-Mg, Al-Cu-Li, а також сплави леговані скандієм [2].

Перспективні сплави, що складаються з тонких алюмінієвих листів і прошарків клейового препрега зі скляними волокнами СІАЛ (С-скло і АЛ-алюміній). Аналогічний матеріал за кордоном має марку ГЛЕР (GLARE). СІАЛ характеризується високою питомою міцністю і жорсткістю, задовільною корозійною стійкістю. Цей матеріал технологічно достатньо освоєний; у вітчизняній промисловості є можливості виготовляти з нього відсіки фюзеляжу практично будь-яких необхідних розмірів [3].

У той же час може розглядатися варіант виготовлення фюзеляжів з широких тонких панелей, зварюваних між собою лазерним зварюванням. В цьому випадку котуються сплави 1441 і АД37 (6013). Слід зазначити, що у сплаві 1424 знижується в'язкість руйнування після випробувань протягом

4000 годин при 85 °С, які імітують дію сонячних нагрівів за весь період експлуатації літаків. Окрім цього, різко збільшується швидкість розвитку тріщини від втоми в сплаві, який поміщений в корозійне середовище. У зв'язку з цим проводяться дослідження причин цього явища і роботи підбору режимів термічної обробки, що стабілізує властивості сплаву 1424 [4, 5].

Що стосується шпангоутів, то вони для більшості типів літаків виготовляються із сплавів В93 і 1933. Лише зрідка для цього використовують сплав АК6, який явно поступається за механічними властивостями і корозійною стійкістю сплавам В93 і 1933. Сплав 1933 має високу в'язкість руйнування і перевершує за цією властивістю американські сплави аналогічного призначення – 7050 Т74, 7175 Т73, а також новий французький сплав 7040 (табл. 1.1) [6].

Таблиця 1.1 – Типові властивості масивних напівфабрикатів ( $h = 150$  мм) з високоміцних сплавів, які застосовуються для деталей типу шпангоутів

Сплав, стан	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$	$K_{Ic},$ $\text{МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$
	МПа			
1933 Т3	$\frac{500}{470}$	$\frac{450}{440}$	$\frac{10}{5}$	$\frac{48}{32}$
7040 ТХХ	-	$\frac{450}{440}$	-	$\frac{33,5}{26,0}$
7050 Т74	$\frac{500}{470}$	$\frac{450}{440}$	$\frac{8}{5}$	$\frac{30}{25}$
7175 Т73	$\frac{450}{350}$	$\frac{370}{350}$	$\frac{7}{5}$	$\frac{40}{28}$

*Примітки:* 1.  $\sigma_b$ ,  $\sigma_{0,2}$  і  $\delta$  визначали в поздовжньому напрямі (чисельник) і у висотному (знаменник).

2.  $K_{Ic}$  оцінювали в поздовжньо – поперечному напрямі (чисельник) і у висотно – поздовжньому (знаменник).

Створення перспективних літальних апаратів аерокосмічної техніки нерозривно пов'язане з вирішенням трьох основних проблем



машинобудування: зменшення маси, зниження вартості та підвищення експлуатаційних характеристик [7] (табл. 1.2, 1.3).

Таблиця 1.2 – Характеристики, визначаючі працездатність зварної конструкції

Експлуатаційні властивості	Випробування	Характеристика
Деформованість у холодному стані	Розтягування	Відносне (руйнівне) подовження, рівномірне подовження
Зварюваність	Технологічні проби ("риб'ячий скелет", хрестоподібні зразки)	Схильність до утворення гарячих тріщин. Вид поверхні зламу
Опір розшарування	Розтяг у напрямку товщини	Поперечне звуження
Руйнування (крихке або в'язке)	Ударний вигин з надрізом Вигин зварного шва Розтяг або вигин з надрізом Випробування з механіки руйнування	Робота деформації Вид поверхні зламу Кут вигину Температура страгування тріщини $K_{Ic}$ ( $K_c$ ), $\delta_{Ic}$ ( $\delta_c$ ), J-інтеграл

Таблиця 1.3 – Ефективність застосування нових алюмінієвих сплавів у конструкціях літаків

Виріб	Загальна вага, кг	Матеріал	Зменшення ваги, кг	Скорочення витрати пального, кг/км
Різні штампування	910	7073-T73 (B93)	136	18800
Пресовані напівфабрикати (горизонтальний стабілізатор та полиці балок)	2270	7075-T76 (B95)	182	25400
Опорні конструкції підлоги фюзеляжу	1360	7075-76 (B95)	68	9500
Обшивка фюзеляжу	410	7075-76 (B95)	36	5000
Обшивка верху крила	2700	7075-T76 (B95)	245	31000

Зниження маси дозволяє зменшити матеріаломісткість конструкції апарату, сприяє збільшенню корисного навантаження та поліпшення літально-тактичних характеристик при скорочуванні матеріальних витрат на виробництво та експлуатацію.

Це, у свою чергу, призвело до пошуку альтернативних матеріалів основним аерокосмічним на алюмінієвій основі – Д16, Д19, В95 і В96, 1201, що традиційно використовуються в конструкції планера літаків цивільного флоту. Підраховано, зниження маси цивільного літака на 1 кг дозволяє заощадити 125-165 л палива на рік, а за весь термін його експлуатації економія споживання становить 3-4,8 млн. дол. Широкі можливості у цьому напрямі відкрив новий клас високоміцних алюмінієвих сплавів, що містять скандій.

Сучасні літаки експлуатуються переважно в умовах інтенсивних та екстремальних навантажень, тому основні вимоги до їх матеріалів включають повний спектр аеродинамічних умов, вплив навколишнього середовища, безпеку польоту та вартість. При польоті використовуються несучі поверхні конструкції для створення за допомогою повітряного середовища підйомної та керуючих сил і силова установка, що працює за рахунок енергії реагентів палива (рідкого водню), що знаходиться на борту літака [8].

Правильний вибір матеріалу елементів конструкції може суттєво покращити вагові та літально-тактичні характеристики літального апарату. Особлива увага приділяється забезпеченню необхідної міцності та жорсткості конструкції за мінімальної маси, а також масової ефективності матеріалу, що визначається співвідношенням питомої міцності  $\sigma_{\text{доп}}/\rho$  до вартості 1 кг матеріалу.

Величина  $\sigma_{\text{доп}}/\rho$  є відношенням допустимих напруг до щільності, а відношення модуля пружності матеріалу до його щільності ( $E/\rho$ ) становить питому жорсткість. У разі розтягування  $\sigma_{\text{доп}}/\rho = \sigma_{\text{в}}/\rho$ , за загальної втрати стійкості за умов стиснення –  $E/\rho$ ; при зсуві –  $\tau_{\text{в}}/\rho$ , в умовах втрати стійкості при зсуві –  $\sqrt{E/\rho}$ , при згинанні та крученні –  $\sigma_{\text{в}}^{2/3}/\rho$  та  $\tau_{\text{в}}^{2/3}/\rho$ , відповідно. При

повторних навантаженнях критерієм служитиме величина  $\sigma_{\max}/\rho$ , де значення  $\sigma_{\text{доп}}$  при заданому ресурсі втомі конструкції приймаються рівними  $\sigma_{\max}/\rho$  [9].

На підвищення масової ефективності зварної конструкції сильно впливають якість напівфабрикатів та вид сполук конструктивних елементів, що часто визначається не лише конструктивними завданнями, а й технологічними можливостями [10].

Класифікація алюмінієвих сплавів ґрунтується на бінарній діаграмі стану (рис. 1.1). Подвійні діаграми мають евтектичний вигляд з обмеженою розчинністю легуючих елементів: кремнію, міді, магнію, цинку, літію. Це зумовлено порівняно малим атомним радіусом алюмінію, тому при взаємодії утворюються обмежені тверді розчини та проміжні фази типу  $\text{Al}_2\text{Cu}$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$  тощо [11].

Коли загальна кількість легуючого елемента менша за деяке значення, умовно позначеного точкою С на осі бінарної діаграми, утворюються однофазні сплави зі структурою  $\alpha$ -твердого розчину, що не зміцнюються термічною обробкою. Якщо загальна кількість легуючого елемента вище (область до точки Е), структура сплаву крім  $\alpha$ -твердого розчину складається з надлишкових фаз, а ці сплави зміцнюються термічною обробкою (ТО). Якщо сплави містять легуючі елементи у кількості, більшій, ніж у точці Е, а концентрація елементів вище межі розчинності, то сплави відносять до ливарних, які містять евтектику, що забезпечує сплавів рідкотірність металу. Однак при цьому у сплаві утворюється великий обсяг інтерметалідів, що перешкоджає його пластичній деформації. Тому в деформованих сплавах вміст легуючих елементів та домішок, як правило, не перевищує 8–12 %, а в ливарних – коливається від 6 до 20–25 % та вище. У ливарних сплавах загальний вміст легуючих елементів та домішок може становити 10–30 %, деформовані сплави – не перевищує 8%. Деформовані сплави поділяються на термозміцнювані та незміцнювані [12].

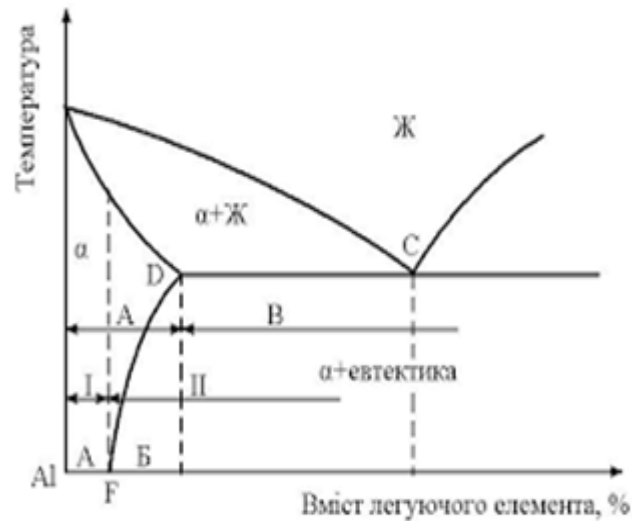


Рисунок 1.1 – Класифікація алюмінієвих сплавів по бінарній діаграмі:  
 область А – деформовані сплави; область В – ливарні сплави;  
 І та ІІ – деформовані сплави відповідно незміцнювані ТО  
 та зміцнювані ТО

Неминучими домішками алюмінію та його сплавів є залізо і кремній. Вони утворюють з алюмінієм інтерметалідні з'єднання. Вони утворюють з алюмінієм інтерметалідні сполуки. Домішки заліза знижує пластичність сплавів алюмінію, а в ливарних сплавах сприяє підвищенню зносостійкості та жароміцності литих деталей. Для зменшення схильності до утворення гарячих тріщин при зварюванні плавленням передбачають підвищення вмісту заліза над кремнієм кремнієм. Кремній у сплавах системи Al-Si є легуючим елементом, що дозволяє одержувати сплави для лиття під тиском [13, 14]. Хімічний склад і типові механічні властивості ливарних алюмінієвих сплавів наведено в таблиці 1.4.

Ливарні сплави системи Al-Si та деформовані сплави системи Al-Mg-Sc діаграми стану мають вузький інтервал кристалізації та евтектичні перетворення. Це дозволяє проводити модифікування сплавів та підвищувати ливарні технологічні властивості так і в деформованому стані [15, 16]. Хімічний склад промислових деформованих алюмінієвих сплавів системи Al-Mg-Sc наведено в таблиці 1.5.

Таблиця 1.4 – Хімічний склад і типові механічні властивості ливарних алюмінієвих сплавів

Базова система	Марка сплаву	Середній вміст елементів, %						Механічні властивості	
		Si	Mg	Cu	Zn	Mn	Інші елементи	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
Al-Si	АЛ2	11,5	-	-	-	-	-	140-180	1-6
Al-Si-(Mg)	АЛ4	9,0	0,23	-	-	0,35	-	200-240	2-4
	АЛ9	7,0	0,30	-	-	-	-	160-230	1-5
	АЛ34	7,5	0,45	-	-	-	0,2 Ti	260-330	2-4
	(ВАЛ5)						0,3 Be		
Al-Si-Cu	АЛ6	5,2	-	2,5	-	-	-	170-250	3-8
	АК4М4 (АЛ15В)	4,0	-	4,2	-	0,40	-	200-260	0,5-1,0
Al-Si-Cu-(Mg) доевтектичні сплави	АЛ5	5,0	0,5	11,2	-	-	-	160-230	0,5-1,0
	АЛ3	5,0	0,5	2,2	-	0,75	-	150-250	0,5-1,0
	АК5М7 (АЛ10В)	5,0	0,35	7,0	-	-	-	140-220	0,5-1,0
Al-Si-Cu-(Mg) евтектичні сплави	АЛ25	12,0	1,0	2,2	-	0,45	0,2 Ni 0,2 Ti	>190	0,5-1,0
	АЛ30	12,0	1,0	1,1	-	-	0,2 Ni	>200	0,5-1,0
Al-Si-Cu-(Mg) заевтектичний сплав	АК21М25 Н2,5	21,0	0,35	2,5	-	0,30	2,5 Ni 0,3 Cr 0,2 Ti	180	0,5-1,0
Al-Si-Zn	АЛ11	7,0	0,2	-	9,5	-	-	180-250	1-3
Al-Cu	АЛ7	-	-	4,5	-	-	-	200-230	3-6
	АЛ19	-	-	4,9	-	0,8	0,2 Ti	300-360	4,8
Al-Cu-(Ni)	АЛ33 (ВАЛ1)	-	-	5,8	-	0,8	1,0 Ni 0,1 Zr 0,2 Ce	250-280	2-4
Al-Mg	АЛ8	-	9,7	-	-	-	0,27 Zr 0,07 Be	>290	9-12
	АЛ27	-	10,0	-	-	-	По-0,1 Т	>320	12-16
	АЛ23	-	6,5	-	-	-		190-230	4-6
	АЛ28	-	5,5	-	-	0,7		200-220	4-6
Al-Mg-(Si)	АЛ13	1,0	5,0	-	-	0,25	-	170-200	3-5
	АЛ22	1,0	11,7	-	-	-	0,1 Ti 0,05 Be	180-260	1-3
Al-Cu-Mg-(Ni)	АЛ1	-	1,5	4,1	-	-	0,2 Ni	180-230	0,5-1,5
	АЛ21	-	1,0	5,3	-	0,20	3,1 Ni 0,15 Cr	180-240	0,5-1,0
Al-Mg-Zn	АЛ24	-	1,7	-	4,0	0,35	0,15 Ti	220-300	2-3

Таблиця 1.5 – Хімічний склад промислових деформованих алюмінієвих сплавів системи Al-Mg-Sc

Система	Марка сплаву	Середній вміст елементі, %									
		Mg	Sc	Zr	Mn	Si	Fe	Cu	Be	Zn	Al
Al-Mg-Sc	1571	5,8... 6,8	0,3... 0,5	0,05... 0,15	-	-	-	-	-	-	основа
	1545	4,6... 5,7	0,3... 0,5	0,05... 0,15	0,01	-	-	0,11	-	0,1	
	1523	1,8... 2,5	0,2... 0,4	0,1... 0,2	-	<0,4	<0,4	0,05	0,0 00 2 ... 0,0 05	<0,1	

Діаграма стану алюміній-кремній наведена на рисунку 1.2 [17]. Сплави системи Al-Si є найпоширенішими ливарними алюмінієвими сплавами, це пов'язано з хорошим комплексом ливарних технологічних властивостей. Кремній не утворює хімічні сполуки з алюмінієм. Розчинність алюмінію в кремнії дуже мала (0,01% при температурі 1327 °C), тому можна вважати, що у системі Al-Si присутній чистий кремній [2, 10]. Евтектика містить 11,7 % Si і складається з включень обох фаз, що чергуються:  $\alpha$ -Al і Si. Фаза Si має кубічну решітку алмазу. Сплави АК9ч і АЛ4С відносяться до доевтектичних.

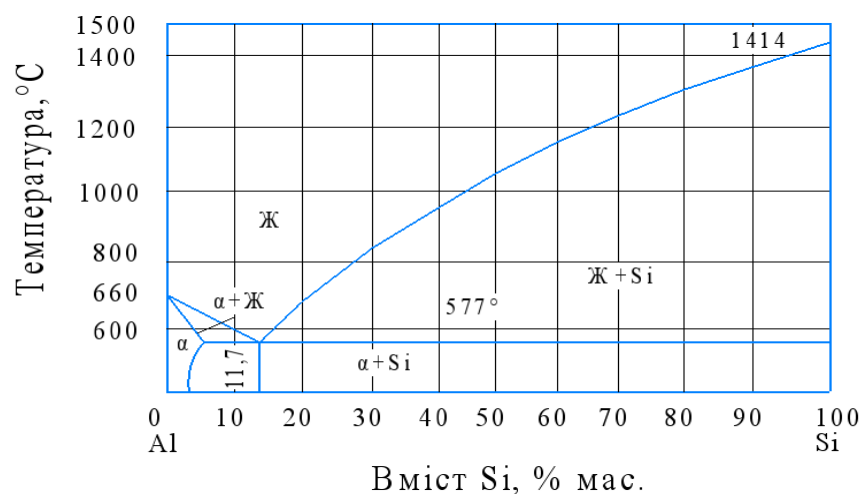


Рисунок 1.2 – Діаграма стану Al-Si

Розчинність кремнію в алюмінії при евтектичній температурі  $577^{\circ}\text{C}$  досягає 1,65%, при температурі  $300^{\circ}\text{C}$  становить 0,09%, а при кімнатній температурі менше 0,001%.

Діаграма стану алюміній-магній [17]. Основним легуючим елементом у сплаві 1545 є магній. Вміст Mg у магналіях досягає 6,8%. Діаграма стану наведена на рисунку 1.3.

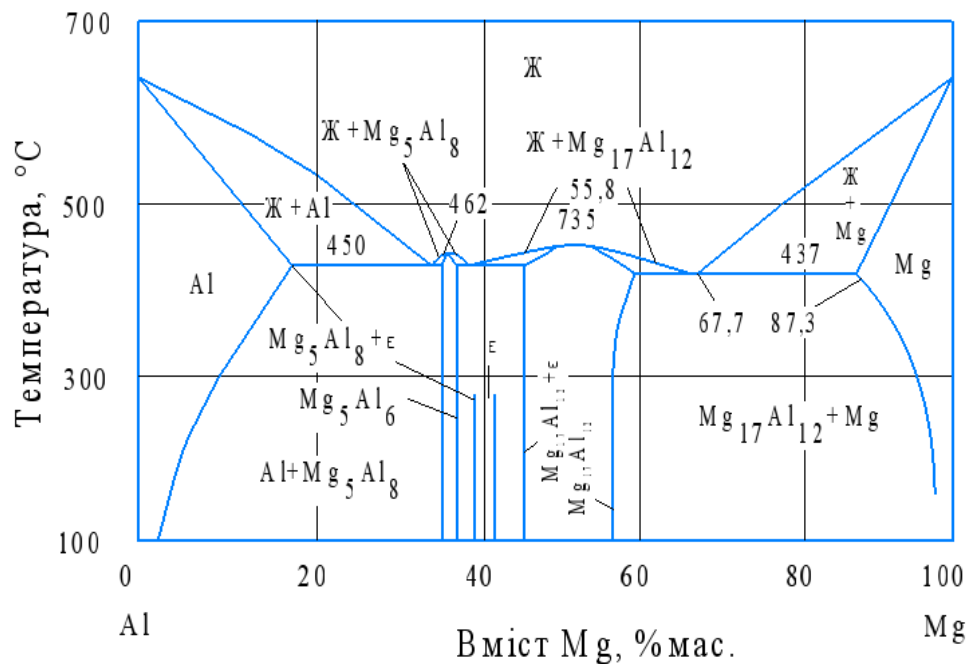


Рисунок 1.3 – Діаграма стану Al-Mg

Діаграма стану алюміній-скандій [17]. Скандій – хімічний елемент III групи періодичної системи, порядковий номер 21 [8, 12]. Температура плавлення –  $1540^{\circ}\text{C}$  та температура кипіння –  $2700^{\circ}\text{C}$ . Стабільною є гексагональна щільноупакована кристалічна решітка з параметрами  $a = 0,3309$  нм і  $c = 0,5268$  нм, вище за цю температуру – об'ємноцентрована решітка з параметром  $a = 0,4541$  нм [14]. Скандій відноситься до перехідних металів, що характеризуються наявністю декількох валентних електронів на ns-енергетичному рівні при незаповненому електронами (n-1) d рівні. Розподіл

електронів на зовнішніх електронних оболонках скандію –  $3d^1 4s^2$ . Діаграма стану Al–Sc наведено на рисунку 1.4.

Подвійна система Al–Sc містить чотири інтерметалідні сполуки:  $Al_3Sc$ ,  $Al_2Sc$ ,  $AlSc$  та  $AlSc_2$ . У рівновазі з  $\alpha$ -твердим розчином алюмінію знаходиться інтерметалід  $Al_3Sc$ , який утворюється по перитектичній реакції при температурі  $1327^\circ C$ .

При вмісті 0,55% скандію відбувається евтектична реакція:  $Ж \leftrightarrow \alpha-Al + Al_3Sc$ . Температура евтектичної реакції становить  $655^\circ C$ . Кристалічна решітка інтерметаліду  $Al_3Sc$  ізоморфна решітка алюмінію при незначному збільшенні її параметра на  $\sim 1,5\%$ .

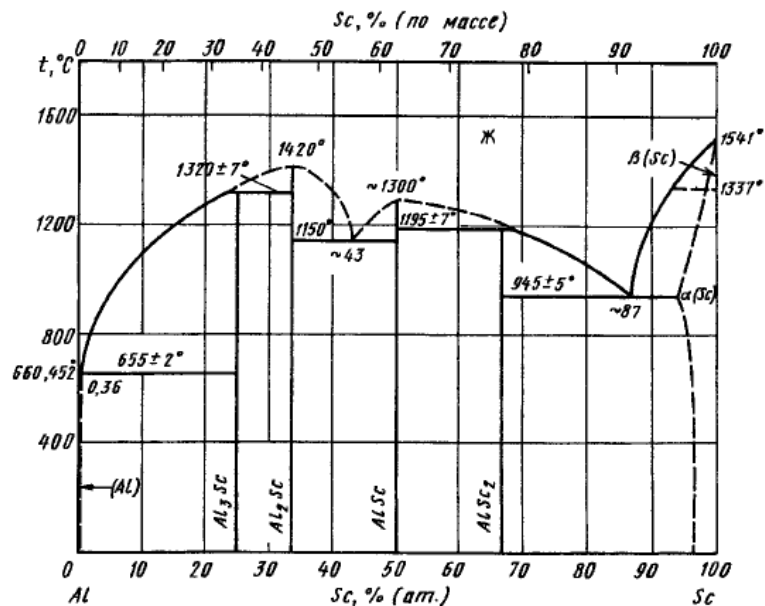


Рисунок 1.4 – Діаграма стану Al–Sc

Гранична розчинність скандію у твердому алюмінії становить 0,3% мас. Підвищення швидкості охолодження при кристалізації призводить до розширення області  $\alpha$ -твердого розчину, гранична розчинність скандію при швидкості охолодження  $100^\circ C/сек$  зростає до 0,6%, а при швидкості  $106^\circ C/сек$  – 5,2%.



За наявності додаткових легуючих елементів 0,1–0,2% (особливо Ti, Zr, Hf) масова критична концентрація скандію (+0,35%), за якої утворюється дрібнозерниста структура, суттєво зменшується.

Діаграма стану алюміній-сурьма [17]. При евтектичній температурі розчинність у твердому стані становить менше 0,10 % Sb [1, 6].

Алюмінієвий сплав АЛ4С згідно з ISO 3522:2007 (EN AC-42100) містить модифікатор сурьму в кількості 0,10...0,25% мас. Зазначений вміст сурьми забезпечує утворення розплаву силуміну дисперсних частинок інтерметалідів SbAl, на поверхні яких відбувається зародження подрібненої алюмінієвої фази. Евтектика Al-SbAl утворюється за нормальної температури 629°C з вмістом приблизно 1% Sb (рис. 1.5) [17].

Кристалічна решітка з'єднання SbAl (81,9% Sb) - кубічна. Добавки сурьми викликають зменшення параметра решітки Al, що досягає мінімального значення 0,404 нм при насиченні твердого розчину [18].

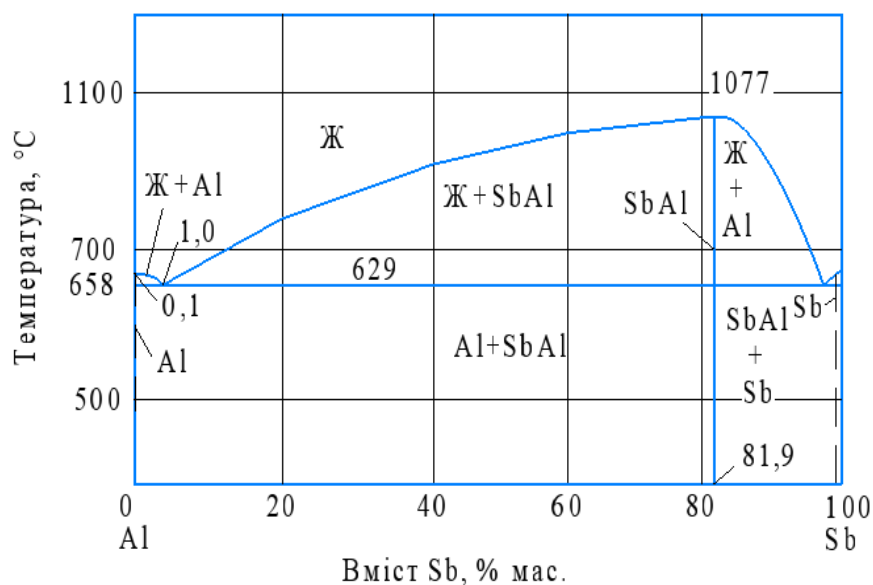


Рисунок 1.5 – Діаграма стану Al-Sb

Подвійні сплави системи Al-Si (АЛ2) характеризуються високою корозійною стійкістю; добавками магнію і особливо марганцю 0,2...0,5 % (в сплаві АК9ч) додатково підвищують її. Мідь, навпаки, різко знижує корозійну стійкість в сплавах АЛ5, АЛ3.

Сплави АК9ч та АЛ9 застосовують для найвідповідальніших, складніших і великогабаритних деталей, які несуть великі навантаження, наприклад, картерів двигунів внутрішнього згоряння. Сплав АЛ34 призначений для лиття складних за конфігурацією корпусних деталей, що працюють під високим внутрішнім тиском; робочі температури сплаву не більше 150...200 °С. Сплав АЛ5 застосовують для виливків великогабаритних, навантажених деталей, що працюють в умовах підвищених температур (головки циліндрів двигунів повітряного охолодження та ін.). Сплави АЛ2, АК9ч, АЛ9, крім того, широко використовують для лиття мало- і середньонавантажених деталей приладів, агрегатів двигунів, а також для побутових виробів [6].

Евтектичні спеціальні силуміни (АЛ25, АЛ30), маючи хороші ливарні властивості, відрізняються вищою жароміцністю, оскільки містять добавку 12% Ni, яка створює складні фази у вигляді жорсткого каркаса; добавка титану покращує технологічність сплавів.

Заевтектичний силумін АК21М2 містить 20...22% Si. Структура сплаву складається з первинних кристалів кремнію і евтектики. Сплав має високу рідкоплинність, хорошу твердість і зносостійкість. Добавки нікелю і хрому забезпечують високу жароміцність до 300...320 °С. Сплави АЛ25 і АК21М2 в даний час замінює схильний до об'ємних змін сплав АЛ10В для виробництва поршнів і інших відповідальних деталей, які працюють при підвищених температурах.

Цинковий силумін АЛ11 містить добавку 7...12% Zn, яка дуже добре розчиняється в твердому алюмінії і створює зміцнення розчину. Це дозволяє використовувати сплав АЛ11 в литому стані без термічної обробки. Механічні властивості сплаву АЛ11 вищі, ніж механічні властивості сплаву АЛ2 ( $\sigma_B = 200...250$  Мпа,  $\delta = 1,5...2\%$ ) [14, 15].

Рівень властивостей силумінів типу АК9ч в значній мірі визначається середньою відстанню між вітками дендритів евтектичного кремнію і їх морфологією, а також ступенем розгалуженості первинних дендритів  $\alpha$ -Al.

Зазначені структурні параметри забезпечуються модифікацією різними елементами.

## 1.2 Способи підвищення властивостей ливарних і деформованих алюмінієвих сплавів

До сьогодні підвищення надійності роботи корпусних деталей турбонасосного агрегату авіаційних двигунів і збільшення їх експлуатаційного ресурсу здійснюють за двома основними напрямками. Перший – заміна існуючих ливарних сплавів на нові. Другий – підвищення комплексу службових характеристик шляхом удосконалення способів обробки модифікуючими добавками існуючих промислових сплавів [1, 4, 16]. В теперішній час модифікування ливарних сплавів застосовують легкоплавкі сполуки лужноземельних металів, чисті метали: титан, цирконій, скандій, а також тугоплавкі композиції сполук карбідного класу. Світова практика виявила, що другий напрямок економічно вигідніший і перспективніший [2, 6, 14].

У ракетно-космічній техніці знайшли широке застосування сплави АК9ч і АЛ4С системи Al-Si. Зокрема сплави застосовують у конструкції турбонасосного агрегату ракетного двигуна разом з крильчатками, валом та вузлами з інших сплавів входять деталі з ливарних алюмінієвих сплавів АК9ч і АЛ4С [3, 19, 20].

Сплав АК9ч має хороші ливарні властивості і має найвищу міцність у порівнянні з іншими ливарними силумінами. Застосовують сплав для лиття складних великих та тонкостінних деталей, що несуть великі навантаження та працюють при температурах до 190 °С. В оборонній техніці сплав АК9ч застосовують через високу ударну в'язкість. Недоліками сплаву АК9ч є складність технології лиття, необхідність застосування операцій рафінування та модифікування, а також підвищена чутливість до газонасичення та утворення пористості у виливках.

Мікроструктура сплаву АК9ч в литому стані представлена такими складовими:  $\alpha$ -твердим розчином, кремнієм, що входить до складу евтектики  $\alpha$ +Si. За наявності домішків заліза присутня фаза AlSiFeMn, а при малому вмісті марганцю – фаза  $\text{Al}_5\text{FeSi}$  [21]. В роботах [21] вказується, що в системі не виявлено чотирикомпонентні фази, крім металевої сполуки AlSiFeMn, що утворюється через наявність домішків заліза.

Подвійні сплави системи Al-Si характеризуються високою стійкістю до корозії. Домішки магнію і особливо марганцю в кількості 0,2 ... 0,5% (у сплаві АК9ч) додатково підвищують корозійну стійкість [22].

До групи конструкційних алюмінієвих сплавів відносяться деформовані термічно незміцнені сплави магнелієвої групи, що містять як основний легуючий елемент магній (до 6,3%). Для додаткового зміцнення виконують нагартровку на 20 і 30%, в результаті межа міцності підвищується, проте пластичність при цьому знижується в 2...2,5 рази.

Отримані зварні з'єднання загалом задовольняють вимогам до механічних властивостей, проте вони характеризуються розміщенням в зоні термічного впливу.

Необхідність розробки сплавів, які будуть поєднувати високу міцність з хорошими пластичними характеристиками, а також високою корозійною стійкістю є актуальною. Порівняно з традиційними алюмінієвими сплавами, що зварюються, перспективними є сплави додатково леговані скандієм [23]. Так сплави системи Al-Mg-Sc мають покращені технологічні властивості, в тому числі зварюваність.

У групі алюмінієвих сплавів системи Al-Mg-Sc особливе місце займає сплав 1545 [24]. Зі сплаву 1545 випускаються такі напівфабрикати [25]:

- листовий прокат, який використовують для виготовлення зварних листових конструкцій;
- штаповані профілі;
- гнуті профілі.

Механічні властивості ливарних та деформованих алюмінієвих сплавів систем Al-Si та Al-Mg-Sc, що використовуються в ракетобудуванні, наведено у таблиці 1.6.

Таблиця 1.6 – Механічні властивості алюмінієвих сплавів які застосовуються у ракетобудуванні [26]

Система	Сплав	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\gamma$ , кг/м <sup>3</sup>	$\sigma_B/\gamma$
Al-Mg-Sc	1545	396	269	15	2640	0,15
Al-Si	AK9ч	235	205	3	2680	0,09
	AL4C	230	200	3	2640	0,12

Питома міцність ( $\sigma_B/\gamma$ ) – відношення максимально допустимої напруги, яка здатна витримати матеріал без руйнування, до його щільності. Показує, наскільки міцною буде конструкція за заданої маси. Чим вище питома міцність матеріалу, тим меншу масу може мати елемент конструкції, що працює на розтяг або стиск. Ця характеристика матеріалу є особливо важливою для авіабудування, ракетобудування, космічних апаратів. Алюмінієві сплави системи Al-Mg-Sc мають високу питому міцність, тому є перспективними для авіаційно-космічної техніки.

Деформовані алюмінієві сплави за здатністю до обробки тиском у нагрітому стані умовно поділяють на сплави високої, середньої та зниженої технологічної пластичності [27].

Завдяки задовільній технологічності та хорошій зварюваності, сплави системи Al-Mg-Sc застосовують для виготовлення зварних конструкцій ракетоносіїв [5]. Однак низька міцність сплавів та нездатність до термозміцнення призвели до розробки нових сплавів з додатковим легуванням скандією.

В данній роботі визначали такі технологічні властивості ливарних алюмінієвих сплавів: рідинотекучість, схильність до утворення гарячих тріщин, газовміст і герметичність.

Рідинотекучість характеризує ступінь рухливості сплаву в процесі заповнення форми. Чим вище рідинотекучість, тим легше отримати складну фасонну виливку з тонким перетином. Рідинотекучість сплавів АК9ч і АЛ4С до і після модифікування визначали методом пруткової проби. Довжина залитого прутка характеризує рідинотекучість досліджуваних сплавів. Чим більша довжина залитого прутка, тим вища рідинотекучість. Досліджень по даному питанню, стосовно ливарних алюмінієвих сплавів дуже мало.

В роботах [5, 28, 29, 30] розглянуті питання зварюваності деформованих алюмінієвих сплавів системи Al-Mg-Sc.

В роботах [4, 12, 31, 32, 33] основними способами підвищення механічних властивостей алюмінієвих сплавів є додаткове легування використання РЗМ, а також термозміцнююча обробка. В роботах [18, 34] використовують обробку алюмінієвих розплавів модифікованих домішок на основі легкоплавких солей та чистих металів і їх з'єднань. Однак ці способи потребують значних витрат дорого вартісних легуючих елементів (Ti, Zr, Sr) та додаткових енерговитрат.

### 1.3 Способи модифікування алюмінієвих сплавів

Алюмінієві сплави системи Al-Si, ливарні силуміни та Al-Mg-Sc деформовані, можуть створювати грубу структуру виливка, що характеризується пористістю, низькою міцністю та малою пластичністю. Щоб підвищити рівень механічних властивостей виливків, лита структура потребує подрібнення, що досягається модифікацією. Для модифікування литої структури в розплав вводять речовини, які у малих концентраціях різко впливають на процес кристалізації [1, 4].

Відомий модифікатор алюмінієвих сплавів «Рафінувально-модифікувальний комплекс для алюмінієвих сплавів» [35], що містить (мас. %):

карбонат натрію ( $\text{Na}_2\text{CO}_3$ )	10-20
хлорид мангану ( $\text{MnCl}_2$ )	15-20
ультрадисперсний карбід кремнію ( $\text{SiC}$ )	12-20
порошковий титан ( $\text{Ti}$ )	3-8
сірка ( $\text{S}$ )	решта

До недоліків цього модифікатору треба віднести те, що використання цього модифікатора в умовах виробництва промислових алюмінієвих сплавів не забезпечує тривалого модифікуючого ефекту, а це, в свою чергу, значно звужує межі його застосування. Це обумовлено наявністю у промислових алюмінієвих сплавах значної кількості інтерметалідних фаз, що містять залізо, які мають несприятливу морфологію (пластинчасту форму та значну довжину), що значно знижує рівень механічних властивостей сплавів.

У іншому дослідженні [36] розглянуто спосіб отримання силумінів, що містить виплавку силікоалюмінію, у тому числі з лому і відходів, корегування хімічного складу розплаву алюмінієм і легуючими елементами, модифікування розплаву флюсом, оброблення розплаву силуміну електричним струмом при переміщенні його по жолобу в процесі розливання, який відрізняється тим, що оброблення розплаву здійснюється однополярним імпульсним електричним струмом із частотою імпульсів від 100 до 5000 Гц і щільністю струму від 7 до 20 А/см<sup>2</sup>.

Але запропонований спосіб має недоліки, до яких слід віднести складність технологічного процесу обробки промислових сплавів електричним струмом, значні енерговитрати та незначне підвищення міцносних властивостей ливарного сплаву.

Розрізняють дві різні групи модифікаторів [37, 38, 39]. До 1-ї групи належать речовини, які створюють у розплаві високодисперсну зв'язь. До модифікаторів 1-го роду для алюмінієвих сплавів відносяться перехідні метали,  $\text{Ti}$ ,  $\text{Zr}$ ,  $\text{Sb}$ ,  $\text{Ta}$ ,  $\text{Hf}$ ,  $\text{Sc}$ , до 1,0% [1,2]. До 2-ї групи модифікаторів відносяться поверхнево - активні речовини. Їх дія зводиться до адсорбції на

гранях кристалів, що ростуть, і гальмування процесу зростання кристалів, сприяючи тим самим утворенню дисперсної структури [2, 40, 41, 42].

Найбільш широко в промисловості використовують модифікування доевтектичних та евтектичних силумінів натрієм та його солями NaF та NaCl [6, 43, 44].

Модифікування солями. Більш надійне модифікування алюмінієвих сплавів, ніж модифікування металевим натрієм, досягається застосуванням легкоплавких сольових сумішей, що складаються з фторидів натрію та калію, а також натрію хлориду. При модифікуванні відбувається наступна реакція [2, 16]:



В результаті реакції натрій, що виділяється, вступає у взаємодію з алюмінієвим сплавом. Зазначена реакція найінтенсивніше протікає при температурі від 800 до 900 °С, для чого потрібен значний перегрів силумінів.

Подрібнення структури при модифікуванні натрієм та його солями призводить до підвищення механічних властивостей. При цьому покращуються ливарні властивості сплавів і підвищується щільність виливків [9, 14, 45].

Основу евтектичних зерен у ливарних і деформованих сплавах складають дендрити алюмінію, що виникають і розвиваються з певних центрів.

В роботах [46, 47] для пояснення структурних змін, що відбуваються під час модифікації алюмінієвих сплавів, було запропоновано кілька теорій: теорія переохолодження, адсорбційна, калоїдна.

В роботі [6, 48, 49], механізм модифікування алюмінієвих сплавів зводиться до наступного: в момент зародження евтектичної колонії модифікатор, адсорбуючись на поверхні кристаликів кремнію, стримує їх розвиток, завдяки чому алюміній стає провідною фазою при евтектичній



кристалізації. Дендрит алюмінію, розвиваючись в умовах значного переохолодження та стримуючого впливу домішок натрію, набуває здатності до зростання у вигляді сильно розгалужених кристалів з найтоншими осями, що розділяють рідину на ряд мікрооб'ємів, замкнутих у міжвісьових просторах дендритів. Кристалізація кремнію в таких мікрооб'ємах і призводить до його різкого подрібнення. Отже, основною причиною подрібнення кремнію в силумінах буде не блокування його росту плівками натрію, а блокування та обмеження його зростання міжвісьовими просторами дендритів, де він кристалізується завдяки особливій формі кристалізації провідної фази алюмінію під впливом модифікатора.

Модифікування – це процес штучного зміни структури литого металу чи сплаву під впливом невеликих кількостей спеціально введених добавок, які істотно не змінюють хімічного складу сплаву, але подрібнюють структуру [6, 50]. Модифікатори можуть або подрібнювати зерно зливка або виливки, або змінювати внутрішню будову зерен, рідше впливати одночасно і на розмір зерна, і на його внутрішню будову.

В роботах [45, 48, 49, 51] називає модифікацією будь-яку зміну кількості зародків кристалізації чи лінійної швидкості зростання кристалів. В роботах [18] під цим терміном розуміється підвищення дисперсності металу чи сплаву як під впливом невеликих кількостей спеціальних добавок.

Класифікація модифікаторів у основі має характер кінцевих структурних змін. Модифікацією I роду називають зміну розмірів первинних зерен-дендритів та інших продуктів первинної кристалізації. До модифікації II роду відносять зміну внутрішньої будови первинних зерен-дендритів та зміну структури евтектик [52, 53]. Таким чином, можливі три схеми процесу модифікування:

- присадкою поверхнево-активних добавок, якими для алюмінієвих сплавів є малорозчинні в них елементи;
- введення в розплав тугоплавких частинок ззовні або створення умов їхнього утворення в процесі кристалізації розплаву;

– введення спеціальних присадок, що змінюють хімічну природу первинних кристалів та, отже, умови кристалізації.

Також у літературі зустрічаються класифікації способів модифікування за фізичним (динамічним) впливом на сплав, що кристалізується, а також металургійний вплив [6]. До першого відносять ультразвукову обробку, електромагнітне перемішування. Під металургійним впливом розуміють введення невеликих кількостей металів-модифікаторів, розкислення, температурний вплив на розплав та інші.

Кінцевим завданням модифікування є підвищення механічних, технологічних та експлуатаційних властивостей литих заготовок, що обумовлює до підвищення властивостей напівфабрикатів і виробів, що отримуються з них [27].

При литті злитків модифікування частіше проводять методом введення в розплав тугоплавких сполук (карбідів, нітридів, оксидів) [16]. Тугоплавкі сполуки в розплаві перебувають у вигляді найдрібніших частинок і є зародками, що утворюються при затвердінні кристалів (модифікатори I роду). В якості модифікатори I роду при обробці алюмінієвих сплавів застосовують перехідні метали Ti, V, Zr. У промислових масштабах використовують розчинні в рідкому металі модифікатори (модифікатори II роду) [31, 54], вибірково адсорбуються на кристалічному зародку, які знижують міжфазовий поверхневий натяг і ускладнюють зростання кристалітів. До них відносяться K, Na, NaCl, B.

В роботах [6, 16, 20] присвячених модифікуванню алюмінієвих сплавів встановлено, що ефективно подрібнюють зерно алюмінію при кристалізації малі добавки перехідних металів IV, V, VI періодів таблиці Менделєєва: Ti, Zr, W, Mo, Nb, Ta, Sc, Hf, V, Re і набагато меншою мірою – Fe, Ni, Cr, Mn. З цього випливає, що подрібнення зерна відбувається через взаємодію алюмінію з перехідними металами [2, 21, 55].

В роботах [56, 57, 58] отримані дані, які дозволяють розташувати досліджені метали за ступенем ефективності модифікування алюмінію в

наступній послідовності: Sc, Ti, Zr, Hf, Ta, V, W, Nb, Mo, Re, Fe, Mn, Cr, Co, Ni. Таким чином, скандій є ефективним модифікатором алюмінієвих сплавів. Зроблено спробу встановити залежність між ефективністю дії цих металів на структуру литого алюмінію та електронною будовою атомів перехідних металів. Виходячи із положення, що модифікуюча дія перехідних металів, яка зводиться до утворення зародків у вигляді карбідів або алюмінідів, зрештою, має визначатися активністю, реакційною здатністю перехідних металів, що виражається критеріями ступеня недобудови d-електронних оболонок. Як такий критерій використана величина  $1/Nn$  (де N – головне квантове число d – оболонки, n – число електронів на d – оболонці). Цей критерій отримав назву акцепторної здатності d – електронної оболонки атома перехідного металу. Чим більша акцепторна здатність атомів перехідного металу, тим активніше взаємодіє перехідний метал з алюмінієм і, отже, сильнішим модифікатором він є.

#### 1.4 Напрямки і задачі дослідження

Найбільш важливі наукові результати у напрямі модифікування алюмінієвих сплавів отримані в роботах І.П. Волчка, О.А. Мітяєва, В.З. Куцовой, Н.Є. Калініної, А.Г. Пригунової, та інших вчених. Однак немає однозначних рекомендацій щодо впливу модифікування існуючими модифікаторами на металеву матрицю та вторинні фази. Виходячи з проведеного аналізу, показано необхідність та актуальність проведення подальших досліджень щодо удосконалення конструкційних ливарних алюмінієвих сплавів системи алюміній-кремній, деформованого алюміній-магній-скандій та одержання шляхом модифікування сплавів з підвищеними технологічними та механічними характеристиками. Сформульовано наукові та практичні завдання дисертаційної роботи.

Мета дисертаційної роботи – підвищення технологічних, механічних властивостей ливарних та деформованих алюмінієвих сплавів систем Al–Si,

Al–Mg–Sc для виготовлення виробів ракетно-космічної техніки, на основі встановлених закономірностей формування структури і властивостей сплавів при модифікуванні нанодисперсними комплексами.

Для досягнення поставленої мети в роботі встановлено такі наукові та прикладні задачі, які послідовно вирішувались:

1. Провести аналіз сучасних способів підвищення якості та властивостей ливарних та деформованих алюмінієвих сплавів.
2. Обґрунтувати вибір способу введення комплексного нанодисперсного модифікатора.
3. Визначити механізми зміцнення алюмінієвих сплавів АК9ч, АЛ4С і 1545, модифікованих нанодисперсними композиціями.
4. Встановити вплив комплексних модифікаторів на технологічні та механічні властивості досліджуваних сплавів.
5. Розробити технологічні параметри модифікування сплавів АК9ч, АЛ4С та 1545.
6. Провести дослідно-промислове опробування розробленої технології модифікування алюмінієвих сплавів.

## Висновки

Розглянуто способи підвищення властивостей алюмінієвих сплавів. Перспективним способом підвищення характеристик міцності ливарних алюмінієвих сплавів системи Al-Si і деформованих алюмінієвих сплавів системи Al-Mg-Sc є модифікування тугоплавкими нанодисперсними композиціями.

Існує кілька типів модифікаторів, які різняться по взаємодії із розплавом. Найбільший інтерес в якості модифікатора алюмінієвих сплавів представляють нанодисперсні композиції.

Розглянуто способи одержання нанодисперсних композицій. З існуючих методів інтерес представляє керований плазмохімічний синтез, який дозволяє

отримувати нанодисперсні порошки із заданим складом і фракціями різних металів і сполук.

На підставі аналітичного огляду у першому розділі встановлено, що проблема підвищення жароміцності нікелевих сплавів стоїть досить гостро і має актуальне значення. Це викликано тим, що деталі ракетних і авіаційних двигунів під час експлуатації схильні до дії агресивного середовища палива при підвищених температурах. Тому питання підвищення жароміцності і жаростійкості матеріалу деталей має актуальне значення.

Визначено цілі, напрями та задачі дослідження.

## 2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕННЯ

### 2.1 Хімічний склад досліджуваних ливарних та деформованих алюмінієвих сплавів

Подвійні сплави алюмінію з кремнієм не забезпечують досить високу міцність виробів, оскільки кремній не утворює з алюмінієм зміцнювальних сполук. Тому в ливарні алюмінієві сплави системи Al-Si вводять легуючі елементи: Mg, Cu, Zn, Mn, Sb, Ti, Zr (табл. 2.1). Зміст елементів визначали методом спектрального та хімічного аналізу.

Таблиця 2.1 – Хімічний склад досліджуваних ливарних алюмінієвих сплавів АК9ч та АЛ4С системи Al-Si

Марка сплаву	Масова частка елементів, %									
	Al	Si	Mg	Mn	Sb	Fe	Cu	Zn	Ni	Ti+ Zr
АК9ч	Основа	8,0...	0,17...	0,2...	-	до	до	до	до	до
		10,5	0,35	0,5		0,9	0,3	0,3	0,1	0,15
АЛ4С		8,0...	0,17...	0,2...	0,10...	до	до	до	до	до
		10,5	0,30	0,5	0,25	0,9	0,3	0,3	0,02	0,15

Матеріалами для досліджень служили ливарні та деформовані алюмінієві сплави АК9ч, АЛ4С та 1545 по ДСТУ 2839-94 [61]. Відповідно до [61] визначали також газову пористість за 5-бальною шкалою пористості.

Ливарні алюмінієві сплави марок АК9ч і АЛ4С знайшли широке застосування на вітчизняних підприємствах при виготовленні технологічного оснащення для збирання, зварювання, паяння та механічної обробки крильчатки турбонасосного агрегату (рис. 2.1) та вузлів ракетного двигуна.

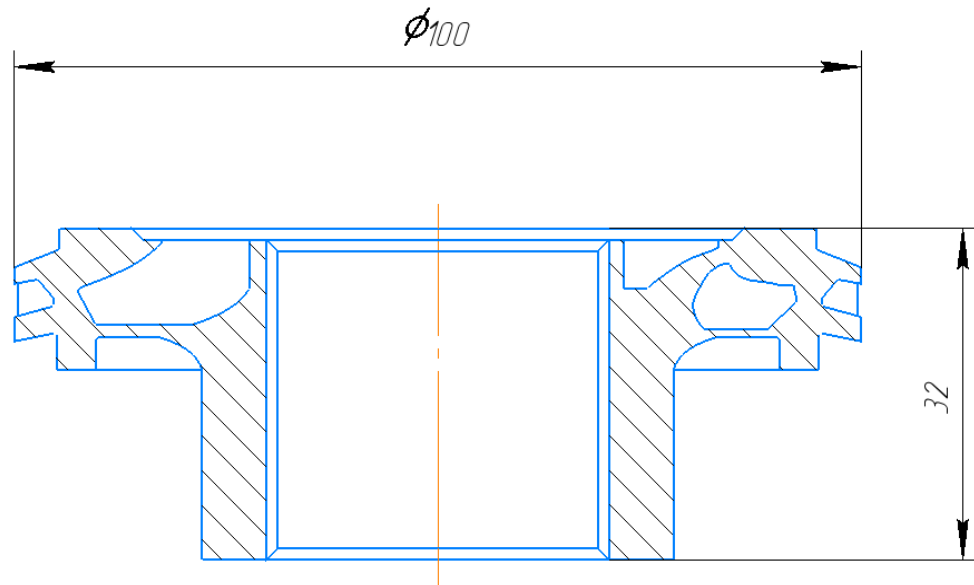


Рисунок 2.1 – Ескіз крильчатки турбонасосного агрегату

В роботі матеріалом дослідження обраний деформований алюмінієвий сплав 1545 системи Al-Mg-Sc для виготовлення силових елементів. Хімічний склад наведено у таблиці 2.2.

Таблиця 2.2 – Хімічний склад досліджуваного деформованого алюмінієвого сплаву 1545 системи Al-Mg-Sc

Марка сплаву	Масова частка елементів, %									
	Al	Si	Mg	Mn	Sb	Fe	Cu	Zn	Ni	Ti+Zr
1545	основа	0,2	5,3...6,3	0,2... 0,6	-	0,3	0,1	0,1	-	-

Для ефективної працездатності матеріал крильчатки має бути корозійностійким у повітряній атмосфері та окисному паливі. Зварюваність матеріалу повинна забезпечувати високу герметичність, корозійну стійкість та низьку пористість зварного шва, при малій питомій вазі.

В ході експерименту були проведені лабораторні та дослідно-промислові плавки алюмінієвих сплавів АК9ч та 1545 за базовим технологічним процесом Державного підприємства Виробниче об'єднання

Південно машинобудівний заводу імені О. М. Макарова та з обробкою комплексним нанодисперсним модифікатором силіциду магнію та карбіду кремнію. Виливки сплавів піддавали гарячій деформації з осадом 60%. Величину зерна в сплавах АК9ч, АЛ4С і 1545 визначали кількісним металографічним аналізом згідно статистичного методу Джефриса за кількістю зерен, що припадають на одиницю площі шліфу.

## 2.2. Склад запропонованого наномодифікатора

Модифікатором ливарних та деформованих алюмінієвих сплавів слугував комплекс тугоплавких нанодисперсних композицій  $Mg_2Si$  та  $SiC$  фракції 50...100 нм. Нанопорошки одержані методом плазмохімічного синтезу.

Обрано склад комплексного модифікатора:  $Mg_2Si$  – 15...20% та  $SiC$  – 20...30, інше – алюмінієвий порошок [60].

Отримання нанодисперсних сполук на основі Si, Al, Mg та інших елементів методом плазмохімічного синтезу обумовлено високими швидкостями об'ємної конденсації газоплазмового потоку, що призводить до нестабільного стану нанодисперсних часток [62].

У частках нанодисперсних порошків параметри кристалічної решітки менші порівняно з масивними утвореннями того ж складу, мають місце аморфні утворення, спостерігається зменшення параметрів решітки від центру до поверхні внаслідок максимального стиснення поверхневого шару, що викликає неоднорідний розподіл компонентів і фаз по радіусу частинки [63].

Для визначення оптимальної кількості модифікатора силіциду магнію і карбіду кремнію в сплавах АК9ч, АЛ4С та 1545 проведено 3 промислові плавки по 50 кг кожна у ливарному цеху Державного підприємства Виробниче об'єднання Південно машинобудівний завод імені О. М. Макарова.



### 2.3 Методи досліджень структури і властивостей ливарних та деформованих алюмінієвих сплавів

Механічні випробування на розтяг проводили на стандартних циліндричних зразках за ДСТУ EN 10002-1:2006 [64] з використанням універсальної розривної машини ЦД-4. Для механічних випробувань обрали пропорційний циліндричний зразок, тип III, №7 довжиною 55 мм та робочим діаметром 5 мм. В результаті випробувань визначали межу міцності, межу плинності та відносне подовження виготовлених зразків з алюмінію та ливарних алюмінієвих сплавів.

Ударну в'язкість ливарних алюмінієвих сплавів визначали на зразках із концентратором виду U за ДСТУ EN 10045-1:2006 [65] на маятниковому копрі.

Вимірювання твердості металів має велике значення щодо механічних властивостей ливарних і деформованих алюмінієвих сплавів. Метод виміру твердості має ряд переваг перед іншими методами механічних випробувань металу: простота техніки та швидкість випробувань, простота форми та невеликі розміри зразків, можливість проводити випробування безпосередньо на виробі без його руйнування. Твердість за Брінеллем на зразках та деталях вимірювали за ДСТУ ISO 6506-1:2019 [66] на приладі Брінелля за кімнатної температури. Мікротвердість досліджуваних алюмінієвих сплавів визначали приладі ПМТ-3 при навантаженні 0,05 кг.

Щільність алюмінієвих сплавів визначали за ДСТУ EN 1183:2003 [67] при кімнатній температурі методом гідростатичного зважування. Сутність методу гідростатичного зважування полягає у порівнянні мас однакових обсягів досліджуваного сплаву та рідини відомої щільності. Робочою рідиною було обрано дистильовану воду. Для визначення густини алюмінієвих сплавів використовували зразки, призначені для механічних випробувань.

## 2.4. Методи визначення технологічних властивостей сплавів

Для більш точної оцінки якості ливарних та деформованих сплавів проводять визначення технологічних властивостей. Найбільш важливими із технологічних властивостей є ливарні властивості. Ливарні властивості знаходять своє вираження у різних властивостях сплавів, які значною мірою впливають на якість виливків. До них відносяться: рідкотекучість здатність до заповнення форми, усадка, газовміст, схильність до утворення гарячих тріщин.

Рідкотекучість. Під рідиною розуміють здатність металевого розплаву заповнювати порожнину ливарної форми. Рідкотекучість визначається довжиною ділянки металу, що затекла в спеціальну виливницю, і вимірюється в міліметрах. Найбільш поширена при цьому спіральна виливниця, виготовлена методом лиття в оболонкові форми [27].

Рідкотекучість алюмінієвих сплавів визначали методом виливки зразків у вигляді прутків. Довжина залитого прутка характеризувала рідкотекучість досліджуваних сплавів.

Усадка. Усадка вимірюється ступенем відхилення розмірів виливки від розмірів форми та виражається у відсотках. Усадка сплавів становила до 1,25%.

Газовміст. Вміст газів в алюмінієвих сплавах визначають з використанням різних технологічних проб. Газовміст в сплавах АК9ч, АЛ4С і 1545 визначали за допомогою вакуумних проб. Тигель з розплавленим сплавом встановлювали під ковпак приладу визначення газовмісту. Потім проводили порівняльну оцінку отриманої виливки за шкалою пористості [27].

Схильність до утворення гарячих тріщин. При затвердінні сплавів через стискаючі напруження між вже затверділим і кашеподібним металом, між формою і затверділим металом, можуть утворитися гарячі тріщини. Найбільш сильно схильні до гарячих тріщин сплави з великим інтервалом кристалізації та незначною часткою легкоплавких компонентів. Схильність до гарячих тріщин може бути зменшена легуючою добавкою.

Для визначення схильності до утворення гарячих тріщин досліджуваних алюмінієвих сплавів застосовували методику Державного підприємства виробничого об'єднання південно машинобудівного заводу імені О. М. Макарова, докладно описану в розділ 4. Сутність методу у тому, що в опоку з піску, глини та води формували проби у вигляді кілець. Внутрішній діаметр кілець виконували за рахунок установки металевих стрижнів різних діаметрів. Чим більший діаметр стрижня, тобто чим менше товщина кільця, тим більша усадкова напруга, що виникає в кільці при охолодженні. Ступінь тріщиностійкості визначали товщиною кільця, при якій виявлені перші тріщини.

## 2.5 Мікроструктурний та рентгеноструктурний аналіз

Для вивчення мікроструктури використовували шліфи, вирізані з литих заготовок після відпалу, а також темплетів після деформації. Шліфи перед дослідженням піддавали шліфуванню та механічного полірування. Травлення проводили у водному розчині [6]:



Під час дослідження структури ставилися задачі:

- оцінити мікроструктуру алюмінієвих сплавів в залежності від модифікування;
- визначити величину зерна.

Дослідження мікроструктури проводили з використанням оптичного мікроскопа Neophot 2 у поляризованому та неполяризованому світлі при збільшеннях 100, 200, 500 разів.

Рентгеноструктурний аналіз проводили з метою визначення фазового складу сплавів. Рентгеноструктурний фазовий аналіз досліджуваних сплавів проводили на універсальному дифрактометрі ДРОН-2.0 (табл.2.3) Cu-Ka

випромінюванні з виведенням інформації на діаграмну стрічку. Виготовляли плоскі зразки округлої форми діаметром 10мм та товщиною 5мм.

Границі виміру кутів дифракції становлять від мінус 90 до плюс 165°C з точністю виміру 0,005°C. Реєстрація дифракційної картини в дифрактометрі відбувається послідовно при зміні кута між відбиваючими площинами та первинним пучком.

Таблиця 2.3 - Характеристики дифрактометра ДРОН-2,0

Тип апарату	Використовувана потужність, кВт	Потужність джерела живлення, кВт	Максимальна напруга на трубці, кВт	Максимальний струм трубки, мА
ДРОН-2,0	5,5	2	50	60

Для визначення типу фаз, присутніх у досліджуваній системі, використовували картотеку Об'єднаного комітету з порошкових стандартів ICPDS та довідники [68].

При пошуку за допомогою картотеки ICPDS використовували міжплощинні відстані для найсильніших ліній та їх інтенсивності, оцінені за 100-бальною шкалою. Перший етап ідентифікації фаз проводили за трьома інтенсивними лініями, що розташовуються в таблиці пошуку в порядку зменшення інтенсивності. При цьому для кожної фази вказували номер відповідної картки або таблиці, яка містить повну характеристику фази. В основі пошуку були рентгеноструктурні дані. Для цього використовували таблиці, в яких дані про міжплощинні відстані ( $d_{hkl}$ ) для найбільш інтенсивних ліній розташовані по групах з спадним значенням  $d_{hkl}$  для першої найінтенсивнішої лінії та далі (всередині груп) по підгрупах з спадним значенням  $d_{hkl}$  другої лінії.

## 2.6 Методи дослідження корозійної стійкості

Корозійна стійкість металів та сплавів залежить від наступних факторів:

- фізико-хімічної природи металу, складу металевого сплаву та його структури;
- хімічної природи навколишнього середовища та вмісту в ній агресивних речовин;
- температури навколишнього середовища.

Всі методи, що характеризують корозію, поділяють на якісні та кількісні [69]. Якісні методи не дозволяють оцінити характеристику стійкості металу, але описують характер та інтенсивність процесів корозії. Кількісні методи поділяють на: ваговий, об'ємний, електричний та інші. Найбільш поширений ваговий метод виміру корозії металу, заснований на визначенні зміни маси зразків після взаємодії з агресивним середовищем [70]. Можливий вимір корозії щодо зміни маси зразка. При втраті маси видаляються всі продукти взаємодії металу з агресивним середовищем, при прибутку – збираються та зважуються разом із зразком.

В сплавах АК9ч, АЛ4С та 1545, визначали такі види корозії:

- міжкристалітну корозію;
- розшаровуючу корозію;
- корозійне розтріскування.

Міжкристалітну корозію (МКК) визначали згідно з існуючими методиками для промислових сплавів за технологічними інструкціями прийнятих на підприємстві.

Випробування проводили у наступному розчині: 30 г NaCl + 10 см<sup>3</sup> HCl. Температура розчину підтримувалась на рівні +22±1°C, тривалість випробування – 24 години. Плоскі зразки розміром 20x10x3 мм вирізали з виливків немодифікованих та модифікованих сплавів АК9ч, АЛ4С та 1545. Оцінку МКК проводили металографічним способом на оптичному мікроскопі

MIM-8 зі збільшенням  $\times 100$ . Фіксували характер корозії та максимальне значення глибини міжкристалітної корозії.

Так як досліджувані алюмінієві сплави систем Al-Si та Al-Mg-Sc відносяться до ливарних та деформованих сплавів, то важливою характеристикою є розшаровуюча корозія. Розшаровуюча корозія – вид корозії, яка розвивається переважно паралельно вектору деформації, що створюється в процесі прокатки або пресування напівфабрикату і супроводжується утворенням тріщин у цьому напрямку, відшаровуванням окремих частинок металу або повним руйнуванням зразків або деталей [71]. Розшаровуюча корозія в основному проходить за межами зерен, що мають продовгувату форму. Випробування проводили відповідно до існуючих методик для промислових сплавів за технологічними інструкціями прийнятих на підприємстві.

Корозійне розтріскування – ураження металу, спричинене одночасним впливом корозійного середовища та номінально статичною розтягуючою напругою, в результаті якого зазвичай утворюються тріщини згідно з існуючими методиками для промислових сплавів за технологічними інструкціями прийнятих на підприємстві. При визначенні корозійного розтріскування основного металу та зварних з'єднань випробування проводили методом постійного осьового розтягуючого навантаження, за ДСТУ ISO 9591:2015.

Зварний шов алюмінієвих сплавів АК9ч, АЛ4С і 1545 був розташований в середині зразка перпендикулярно напрямку розтягуючих навантажень. Зразки основного металу під час випробування піддавали напрузі  $\sigma = K \sigma_{0,2}$ , де  $K = 0,9$ . При випробуванні на корозійне розтріскування занурення виконували в 3% розчин NaCl.

## 2.7 Промислове обладнання для виплавки та термічної обробки алюмінієвих сплавів

Виплавку ливарних алюмінієвих сплавів системи Al-Si та деформованого Al-Mg-Sc, включаючи розплавлення, рафінування, модифікування, здійснювали на промисловому устаткуванні підприємства. Включало стаціонарну електропід опору для плавлення алюмінію САТ-0,16. Основні технічні характеристики стаціонарної електропечі для плавки алюмінію САТ-0,16 наведено у таблиці 2.4.

Система керування нагріванням змонтована в окремому пристрої. Контроль температури здійснювали хромель-алюмелевими термопарами.

Таблиця 2.4 – Технічні характеристики індукційної електропечі САТ-0,16

Характеристика	Показник
Встановлена потужність, кВт	38
Ємність тигля (по алюмінію), кг	160
Робоча температура, °C	950
Точність регулювання температури, °C Максимальний час розплавлення 160 кг алюмінію, год.	±8 3
Напруга мережі живлення, В	380
Частота, Гц	50

Для пресування таблеток модифікатора перетином до 160 мм<sup>2</sup> використовували прес-автомат ВНІІ-ТА-3. Наважки порошоків модифікатора перемішували в закритому посуді об'ємом  $1,729 \cdot 10^{-3} \text{ м}^3$ .

## Висновки

В результаті вивчення матеріалів для виготовлення деталей ракетно-космічної техніки та методом дослідження можна зробити такі висновки:

1. Вивчено методи дослідження структури, хімічного, фазового складу, комплексу фізико-механічних властивостей ливарних та деформованих алюмінієвих сплавів АК9ч, АЛ4С та 1545 систем Al-Si та Al-Mg-Sc, що застосовуються для виготовлення крильчатки турбонасосного агрегату та вузлів ракетного двигуна.

2. Металографічний аналіз проводили на мікроскопах зі збільшенням 100...500 раз.

3. Фрактографічний аналіз застосовували для визначення характеру руйнування заготовок. Мікроструктуру поверхні зламу, одержаного після випробувань на ударну в'язкість, вивчали на растровому електронному мікроскопі.

4. Фазовий аналіз проводили методом рентгеноструктурного аналізу на дифрактометрі. Випробування проводили на растровом мікроскопі, оснащеному системою рентгеноспектрального енергодисперсійного мікроаналізу.

5. Визначення фізико-механічних та технологічних властивостей, а також випробування на корозійний вплив агресивних середовищ проведено відповідно до чинних стандартів та технічних умов на устаткуванні, що пройшло перевірку.



### 3. ОБГРУНТУВАННЯ СКЛАДУ КОМПЛЕКСНОГО МОДИФІКАТОРА ТА МЕХАНІЗМУ ВПЛИВУ НА ЛИВАРНІ І ДЕФОРМОВАНІ АЛЮМІНІЄВІ СПЛАВИ

#### 3.1. Обґрунтування вибору наномодифікатора для обробки алюмінієвих сплавів

Схема зміцнення промислових алюмінієвих сплавів може бути представлена наступним чином: основний метал - фаза впровадження (карбіди, нітриди, оксиди металів) у кількості, що обумовлена технологічністю матеріалу та ефективністю отримання модифікованих структур [4]. У цій схемі представлені типи зміцнювальних фаз, дисперсність, морфологія та об'ємний вміст, введення фаз.

В роботах [15,72] показано, що добавки елементів-модифікаторів настільки малі, що вони не помітно впливають на фазовий склад сплаву і впливають на його властивості, впливаючи на процес кристалізації і величину зерна основної структурної складової. Однак не всяка стороння частка, введена в розплав, може служити центром кристалізації при затвердінні алюмінієвих сплавів. Зародком кристалізації алюмінієвих сплавів може служити частинка, що має більш високу температуру плавлення, ніж алюміній, що має деякий критичний розмір і має певну структурну подібність з фазою, що кристалізується на ній [73]. Ступінь структурної та розмірної відповідності решітки тугоплавкої сполуки з решіткою алюмінію в гранях, що сполучаються, визначає інтенсивність модифікуючого впливу. Так, між кристалічними решітками фаз  $Mg_2Si$ ,  $SiC$  та алюмінієм є необхідна структурна та розмірна відповідність, тому при введенні частинок силіцидів і карбідів у алюмінієвий розплав є ефективними модифікаторами [74, 75]. Характеристики елементарних решіток алюмінію та ймовірних модифікаторів алюмінієвих сплавів наведені у таблиці 3.1.

Таблиця 3.1 – Характеристики кристалічних решіток модифікаторів [6, 16, 27]

Елемент та його сполука		Кристалічна решітка	Період решітки, нм		
			a	c	c/a
1		2	3	4	5
Al		кубічна гранецентрована	0,404	-	-
Mg <sub>2</sub> Si		кубічна гранецентрована	0,634	-	-
SiC	$\alpha$	гексогональна	0,308	1,004	3,260
	$\beta$	кубічна гранецентрована	0,436	-	-

Механізм модифікування розплаву наночастинками полягає в тому, що перемішування рідких модифікованих алюмінієвих сплавів протягом 8...10 хвилин чинить сильну каталітичну дію на систему «розплав – комплексний модифікатор Mg<sub>2</sub>Si і SiC», позитивно впливає на капілярний мікрорель'єф поверхні дисперсних наночасток, перетворюючи їх на активні центри кристалізації. Запропоновані уявлення про механізм подрібнення зерна алюмінієвих сплавів при модифікуванні перебувають у відповідності до робіт [15, 46].

На підставі геометричних та фізичних величин дисперсних наночасток силіциду магнію та карбіду кремнію визначили кількість додаткових центрів кристалізації, штучно введених у промисловий тигель для плавки алюмінієвих сплавів ємністю 50 кг (табл. 3.2).

З урахуванням принципу кристалографічної та розмірної відповідності, ізоморфності кристалічних решіток алюмінію та тугоплавких сполук (як видно з табл.3.2) встановлено, що модифікаторами алюмінієвих сплавів можуть слугувати карбіди кремнію та силіциду магнію.

Таблиця 3.2 – Розмірні, кристалографічні та фізико-механічні характеристики нанодисперсних сполук [27]

Найменування нанодисперсного матеріалу	Кристалічна решітка	Щільність, кг/м <sup>3</sup>	Температура плавлення, °C	Розмірність, нм
$\beta$ -SiC	кубічна гранецентрована	3220	2830 розпад	50...100
Mg <sub>2</sub> Si	кубічна гранецентрована	2920	1170 розпад	50...100

Вплив тонкодисперсних добавок – модифікаторів зводиться до створення в розплаві додаткових штучних центрів кристалізації. Для цього такі добавки повинні бути пропорційні з критичними зародками матричної фази і забезпечувати достатню їх кількість для отримання у виливку дрібнодисперсної структури [76, 77].

З метою модифікування запропоновано використання тугоплавких наноконпозицій плазмохімічного синтезу силіциду магнію Mg<sub>2</sub>Si та карбід кремнію SiC з розміром часток 50...100 нм, отриманих плазмохімічним синтезом. Обрані тугоплавкі композиції Mg<sub>2</sub>Si та SiC відповідають основним критеріям модифікаторів: нерозчинність композицій у розплаві та відповідність кристалічних решіток гранецентрованого кубу будови решітки алюмінієвої матриці.

Комплексний модифікатор має наступний склад, % мас.:

- Mg<sub>2</sub>Si – 15...20;
- SiC – 20...30;
- алюмінієвий порошок розміром частинок до 1 мкм – решта.

Склад модифікатора та спосіб одержання силумінів, захищено патентом України [60].

Експериментально встановлено оптимальну кількість модифікатора, що вводить в таблетованому вигляді – 0,1 % від маси розплаву.

Атоми в карбіді кремнію та силіциду магнію пов'язані між собою ковалентним зв'язком, який є найбільш міцним і обумовлює високу температуру плавлення, високу твердість та хімічну стійкість сполук.

У процесі плавки алюмінієвих сплавів частинки силіциду магнію та карбиду кремнію не окислюються, оскільки окислення модифікатора киснем починається за температури понад 1000°C.

Введення в ливарні алюмінієві сплави АК9ч та АЛ4С комплексного модифікатора вимагає виключення або обмеження складу наявних у сплавах мікролегуючих добавок титану, сурьми та цирконію.

На механічні властивості алюмінієвих сплавів істотно впливають розміри частинок зміцнюючої фази. Проведені дослідно-промислові експерименти із застосуванням нанодисперсних частинок  $Mg_2Si$  і  $SiC$  розмірами 50...100 нм, що при зменшенні розмірів частинок компонентів модифікатора силіциду магнію та карбиду кремнію розмірами 20, 40, 50, 70 і 100 нм границя міцності сплаву АК9ч та АЛ4С зростає з 240 до 265 МПа (рис.3.1).

Дія нерозчинних добавок, ізоморфних алюмінію, аналогічно дії розчинних добавок лише в тих випадках, коли кількість нерозчинної добавки більша за кількість кристалів, які утворилися довільно за тих же умов [79,80]. Звідси слід відзначити, що зі збільшенням кількості нерозчинної добавки, комплексного модифікатора, розмір зерна зменшуватиметься.

Механізм впливу нанодисперсних частинок на формування структури доевтектичних силумінів при кристалізації полягає в тому, що їх основна маса виштовхується фронтом кристалізації в рідку фазу та бере участь в подрібненні структурних складових сплавів. Частинки модифікатора сприяють дисперсійному зміцненню сплаву, так як дисперсні фази є додатковими бар'єрами для переміщення дислокацій, і таким чином підвищують міцнісні характеристики ливарних і деформованих алюмінієвих сплавів.

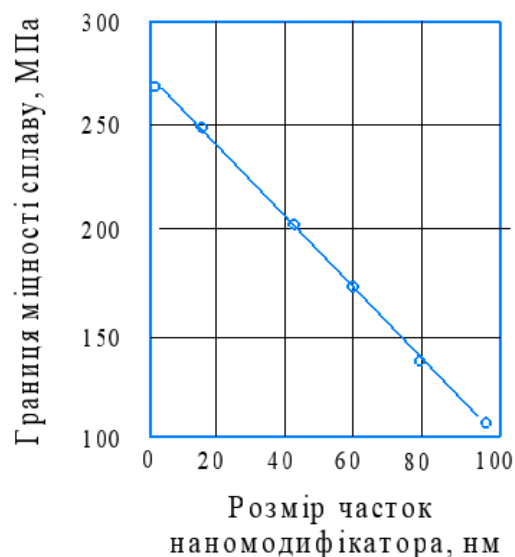


Рисунок 3.1 – Вплив розміру дисперсних частинок наномодифікатора на міцність сплаву АК9ч

Процес початку кристалізації в цих умовах термодинамічно вигідний системі, і фактична температура кристалізації  $T_{\text{факт.}}$ , за якої починається цей процес, буде перебувати нижче рівноважної температури кристалізації  $T_{\text{рівн.}}$ .

### 3.2. Розробка технологічного процесу модифікування сплавів АК9ч та АЛ4С

Комплексний нанодисперсний модифікатор який містить порошки нанодисперсного силіциду магнію, карбіду кремнію використовується у виді суміші, отриманої механічним перемішуванням у герметичній тарі. Отриману суміш пресували на прес-автоматі ТА-3 у таблетки, які додавали при перемішуванні у рідкий розплав в кількості 0,10 % від маси розплаву. В результаті досліджень запропоновано таблетку розміром 8 мм та висотою 4 мм, що містить 30% порошку карбіду кремнію фракцією 50...100 нм, 20% порошку силіциду магнію фракцією 50...100 нм та 50% порошку алюмінію фракцією до 1 мкм [81].

Комплексний модифікатор у таблетованому вигляді забезпечує

технологічність та екологічність введення у розплав при високих температурах та не потребує додаткового технологічного оснащення.

Відмінною особливістю модифікування комплексним наномодифікатором являє собою термочасова обробка розплаву. Проведено термочасову обробку розплаву при додатковому нагріванні 750 °С на протязі 10 хвилин, що забезпечує однорідний розподіл легуючих елементів та компонентів модифікаторів розплавів. Наявність наночасток модифікатора забезпечує існування великого числа центрів кристалізації розплаву, що сприяє отриманню дрібнозернистої структури відливок, отриманню дисперсних фаз, в широкому діапазоні температурно-часових параметрів плавки впливає на дисперсність інтерметалідних включень і фаз в матриці сплавів. Після проводили охолодження розплаву в кокілі зі швидкістю +2,5 °С/хв.

Температура розплаву в тиглі перед початком модифікування становить 750°С. Таблетки модифікатора в кількості 0,1% від маси рідкого металу, загорнуті в алюмінієву фольгу, помістили в «дзвіночок»; опустили в розплав на відстані від 50 до 100 мм від дна тигля та рівномірно перемішували по всій ванні рідкого металу на протязі 5 – 10 хв. Розплав перемішували, включаючи цикли реверсного перемішування по 3...4 хв та періодичні зупинки перемішування на час не більше 1 хвилини [82].

Використання технології комплексного модифікування привело до зменшення розмірів зерен і дендритів, що викликано збільшенням швидкості кристалізації модифікованих сплавів. Крім того, змінювалася морфологія та топографія дендритної структури та інтерметалідних фаз від виділень, утворюючих каркас по границям зерен. В результаті модифікування знижується дендритна ліквіація легуючих елементів, забезпечуючи вирівнювання хімічного складу сплавів.

Цей спосіб комплексного модифікатора захищено патентом України на корисну модель № 157286, С22С 1/06 (2006.01) «Спосіб одержання виливків з силумінів».

Проведено експерименти щодо визначення ефективного часу витримки модифікатора в розплаві. Встановлено, що час витримки має становити 10 хвилин. Зменшення часу витримки до 5 хвилин зумовлювало нерівномірний розподіл комплексного модифікатора. Збільшення часу витримки до 15 хвилин – рівномірний розподіл підвищується незначно, але значні енерговитрати.

Запропоновано наступну модель кристалізації  $\alpha$ -Al-твердого розчину на модифікуючих наночастинках силіциду магнію та карбїду кремнію. На плоских гранях частинок  $\beta$ -SiC виділяються кристали  $\alpha$ -Al-твердого розчину за певними кристалографічними напрямками.

Виділення на кутах кристала  $\beta$ -SiC ускладнено через малу сферу дії атомів, що утримують атоми  $\alpha$ -Al-твердого розчину, порівняно з плоскими гранями. Тому затвердіння незаповнених проміжних областей відбувається за рахунок розростання перших мікрооб'ємів до взаємного зіткнення  $\alpha$ -фази, що сформувалися в кристалічну решітку, або проростання сусідніх кристалів [16].

Модифікація алюмінієвих сплавів силіцидом магнію та карбїдом кремнію вносило істотні зміни у процесі кристалізації, а саме:

- за рахунок додатково введених тугоплавких нанорозмірних частинок температура початку кристалізації підвищувалася на  $40^{\circ}\text{C}$ , тобто підвищувалася ступінь переохолодження розплаву, що знижувало роботу утворення зародків, роблячи процес термодинамічно стійким;
- зародження та зростання кристалів відбувався на поверхні частинок силіциду магнію та карбїду кремнію практично одночасно в обсязі всього металу, тому зменшувалися розміри зерен;
- внаслідок рівномірного розподілу модифікатора за обсягом розплаву, зростання кристалів, при якому зазвичай виділяється тепло кристалізації, відбувався в енергетично та кінетично вигідніших умовах, завдяки розвитку процесу в обсязі металу, а не вибірково;
- збільшується вихід придатного металу за рахунок зменшення розмірів усадкової раковини;

– мікропористість рівномірно розсіяна в обсязі злитка та не знижує рівня властивостей заготівлі.

При подальшій деформації пори, будучи неокисленими, заварюються.

Вивчено особливості дії модифікатора в алюмінієвому розплаві. В основі процесу модифікування первинного зерна алюмінію лежить зародковий механізм.

Звідси висновок про те, що механічні характеристики алюмінієвих сплавів АК9ч і АЛ4С можна підвищити при введенні в розплав нанодисперсних частинок силіциду магнію і карбіду кремнію в оптимальній кількості 0,1% мас. (описано у розділі 4).

## Висновки

Аналіз результатів проведених досліджень з розробки та складання технологічного процесу модифікування алюмінієвих сплавів дисперсним силіцидом магнію та карбідом кремнію, а також щодо оптимізації параметрів модифікування дозволяє зробити наступні висновки:

- запропонований у роботі модифікатор - дисперсний силіцид магній та карбід кремнію мають необхідну кристалографічну та розмірну відповідність та ізоморфний кристалічній решітці алюмінію;

- склад комплексного нанодисперсного модифікатора захищено патентом України на корисну модель № 157286, С22С 1/06 (2006.01) «Спосіб отримання виливків з силумінів»;

- при введенні в ливарні алюмінієві сплави АК9ч і АЛ4С тонкодисперсних частинок  $Mg_2Si$  та  $SiC$  не потребує виключення або обмеження складу наявних у сплавах мікролегуючих добавок;

- після проведення досліджень визначено оптимальну кількість модифікатора в сплавах АК9ч та АЛ4С, яка складає 0,1% мас., при якому підвищуються характеристики міцності та пластичності сплавів;



#### 4. ВПЛИВ МОДИФІКУВАННЯ НА ТЕХНОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА СТРУКТУРУ ЛИВАРНИХ І ДЕФОРМОВАНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

##### 4.1. Порівняльна оцінка технологічних властивостей ливарних алюмінієвих сплавів АК9ч та АЛ4С до та після модифікування

Визначені наступні технологічні властивості ливарних алюмінієвих сплавів: рідкотекучість, схильність до утворення гарячих тріщин, газовміст та герметичність.

Рідкотекучість характеризує ступінь рухливості сплаву в процесі заповнення форми. Чим вище рідина, тим легше отримати складну фасонну виливку з тонким перетином. Рідкотекучість сплавів АК9ч і АЛ4С до та після модифікування визначали методом пруткової проби (рис.4.1). Довжина залитого прутка характеризує рідкотекучість досліджуваних сплавів [4].

Значення рідкотекучості сплавів АК9ч і АЛ4С до та після модифікування 0,1%  $Mg_2Si$  і SiC за розробленою технологією, які визначені методом пруткової проби, наведені в таблиці 4.1. Комплексне модифікування на основі  $Mg_2Si+SiC$  підвищує рідкотекучість сплавів АК9ч та АЛ4С на 8% і 3,5%, відповідно [6].

Таблиця 4.1 – Результати визначення рідкотекучості сплавів методом пруткової проби

Сплав	Рідкотекучість, мм
АК9ч	346
АК9ч, модифікований $Mg_2Si+SiC$	374
АЛ4С	375
АЛ4С, модифікований $Mg_2Si+SiC$	388

Для визначення схильності до утворення гарячих тріщин при литті сплавів АК9ч і АЛ4С до та після модифікування застосовували наведену в роботі методику Державного підприємства Виробниче об'єднання Південно машинобудівний завод імені О. М. Макарова.

Температура розплаву під час заливання проб складала 750°C. Удосконалено методику визначення схильності алюмінієвих сплавів до утворення гарячих тріщин. У вихідній методиці необхідно металеві стрижні забарвлювати фарбою наступного складу, мас.: 4,5% колоїдального графіту; 3,9% крейди; 2,6% оксиду цинку; 3,2% рідкого скла та 85,8% води для виключення насичення алюмінієвих сплавів залізом. Пропонується використовувати більш дешеву фарбу для стрижнів наступного складу, мас.: 67% крейди, 3% рідкого скла, 30% води. Запропонована фарба застосована для визначення тріщиностійкості вихідних та модифікованих алюмінієвих сплавів; вона має достатню адгезію з поверхнею стрижня, жаростійка і добре наноситься на металеву поверхню пульверизатором. Перевагою її є відсутність у складі порівняно дорогого оксиду цинку.

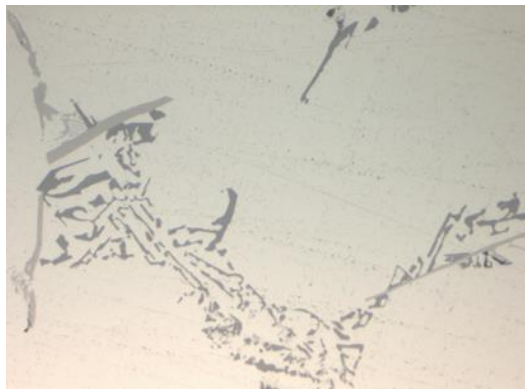
Товщину кільця змінювали шляхом встановлення в форму сталевих стрижнів із сталі 45 різних діаметрів. Чим більший діаметр стрижня, тобто чим менша товщина кільця, тим більша усадкова напруга, що виникає в кільці при охолодженні. Товщину кільця можна змінювати через кожні 2,5 мм. Товщину кільця виливки змінювали від 20 до 5 мм. Така методика дозволяє утворювати тріщини в дальній частині або поблизу живильника, тобто там, де сплав кристалізується в останню чергу. Ступінь тріщиностійкості визначали товщиною кільця, при якій виявлені перші тріщини.

Результати проведених експериментів (табл.4.2) дозволяють дійти висновку, що сплави АК9ч і АЛ4С після модифікування мають високу стійкість до утворення гарячих тріщин при підвищенні температури.

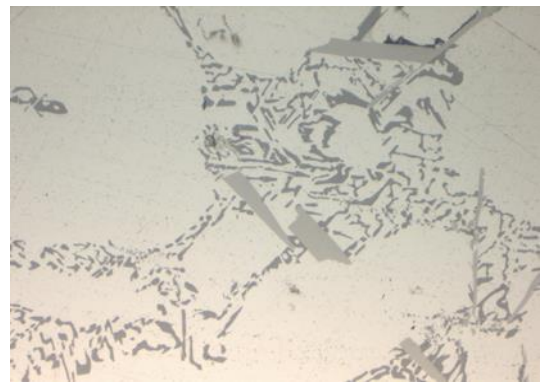
Таблиця 4.2 – Результати визначення схильності до утворення гарячих хтріщин

Сплав	Товщина кільця. мм
АК9ч	5
АК9ч, модифікований $Mg_2Si+SiC$	5
АЛ4С	5
АЛ4С, модифікований $Mg_2Si+SiC$	5

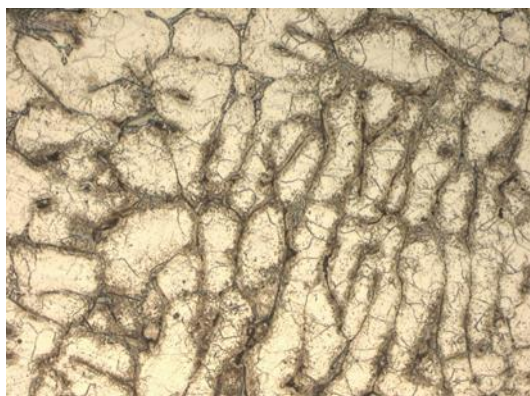
У модифікованих пробах великі газові пори відсутні, необхідно розглянути газову пористість. Вид газової пористості наведено на рисунку 4.1



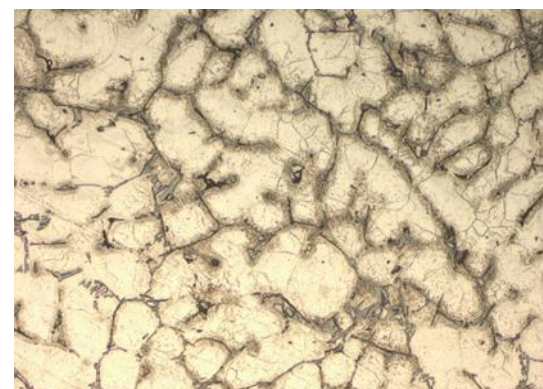
а



б



в



г

а – до модифікування, х500; б – після модифікування, х500;

в – до модифікування, травлення, х100;

г – після модифікування, травлення, х100

Рисунок 4.1 – Вид газової пористості сплаву АК9ч

Газовміст в сплавах АК9ч і АЛ4С до та після модифікування частинками  $Mg_2Si$  і  $SiC$  визначали за допомогою вакуумних проб, які виплавляли при температурі  $760^{\circ}C$ , створювали вакуум протягом 60 сек.

Виливку розрізали у вертикальному напрямку, з половини якої виготовляли мікрошліф та досліджували пористість. Результати оцінки проб наведено у таблиці 4.3.

З таблиці 4.3 слід відзначити, що модифікація алюмінієвих сплавів АК9ч і АЛ4С забезпечує низький газовміст [83], зменшення балу пористості з 2 до 1-го для виливків з алюмінієвих сплавів по ДСТУ 2839-94.

Таблиця 4.3 – Результати визначення газовмісту

Сплав	Кількість газових бульбашок до моменту кристалізації	Кількість пор на $100\text{ мм}^2$	Діаметр пор, мм, не більше	Бал пористості
АК9ч	8	6	0,15	2
АК9ч, модифікований $Mg_2Si+SiC$	7	4	0,10	1
АЛ4С	6	4	0,10	2
АЛ4С, модифікований $Mg_2Si+SiC$	6	3	0,10	1

При експлуатації великогабаритні тонкостінні виливки для крильчатки турбонасосного агрегату та вузлів ракетного двигуна з алюмінієвих сплавів АК9ч та АЛ4С вимагають герметичність при випробуванні повітряно-гелієвим середовищем [14]. Для сплавів АК9ч та АЛ4С, що кристалізуються у вузькому інтервалі температур, властиве створення великих усадкових раковин в зонах, які твердішають в останню чергу, наприклад, у литниковій системі. Усадкова рихлість таких сплавів низька, тому ці сплави характеризуються високою герметичністю [84].

Щільність алюмінієвих ливарних сплавів АК9ч і АЛ4С з обраною кількістю комплексного модифікатора  $Mg_2Si$  і  $SiC$  визначали стандартним методом гідростатичному зважуванні.

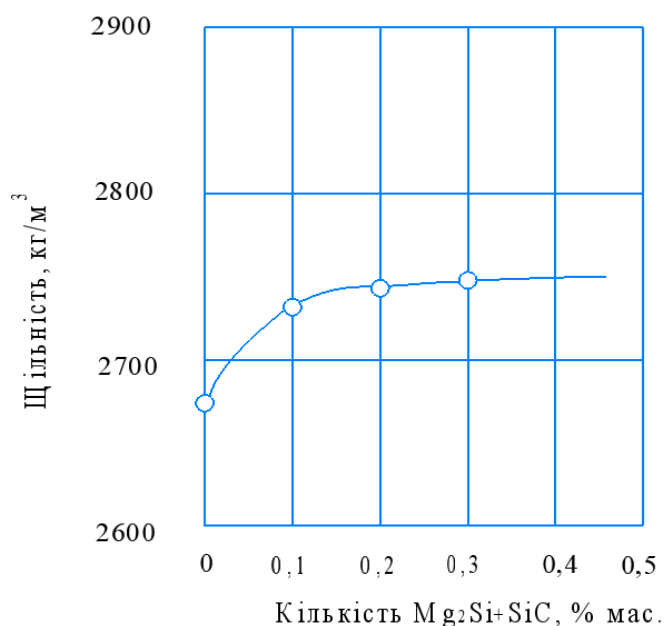


Рисунок 4.2 – Залежність щільності алюмінієвого сплаву АК9ч від кількості комплексного модифікатора  $Mg_2Si+SiC$

Таблиця 4.4 – Щільність ливарних сплавів

Сплав	Щільність сплаву, $кг/м^3$
1	2
АК9ч вихідний	2672,2
АК9ч, модифікований 0,1 % $Mg_2Si+SiC$	2766,4
АК9ч, модифікований 0,2 % $Mg_2Si+SiC$	2771,3
АК9ч, модифікований 0,3 % $Mg_2Si+SiC$	2774,1
АЛ4С вихідний	2668,4
АЛ4С, модифікований 0,1 % $Mg_2Si+SiC$	2728,4
АЛ4С, модифікований 0,2 % $Mg_2Si+SiC$	2731,1
АЛ4С, модифікований 0,3 % $Mg_2Si+SiC$	2738,3

В таблиці 4.4 наведено середні значення за 4 вимірюваннями. Модифікування алюмінієвих сплавів порошковим  $Mg_2Si$  і  $SiC$  у кількості 0,1% мас. призводить до підвищення густини сплаву АК9ч на 3,5%, а сплаву АЛ4С на 2,2%. Подальше збільшення кількості модифікатора трохи підвищує щільність сплавів (рис.4.2).

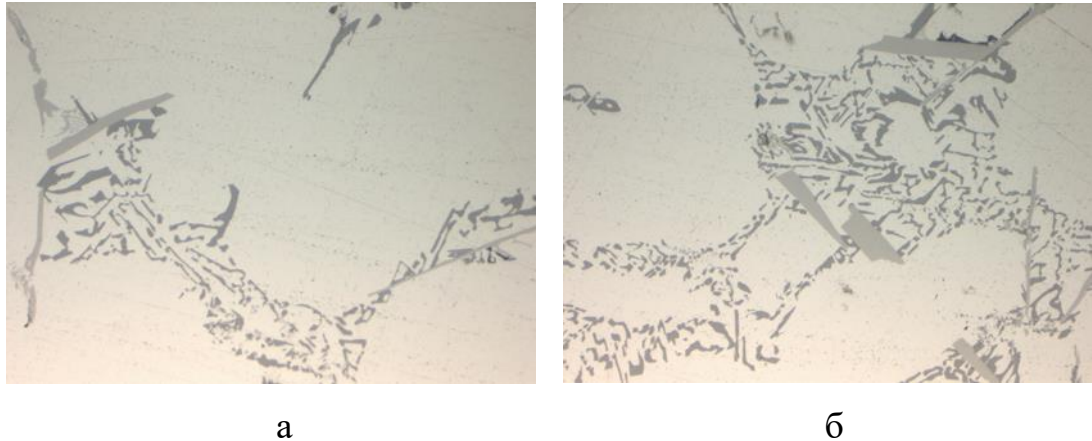
Відповідно до наведених даних щільність модифікованих сплавів підвищується на 3,8%, що задовольняє умову роботи деталей відповідального призначення.

#### 4.2. Вплив модифікування на структуру ливарних алюмінієвих сплавів АК9ч і АЛ4С системи Al-Si

В основі процесу модифікування лежить зародковий механізм [15]. При незначному перегріві у розплаві вище лінії ліквідус знаходяться тугоплавкі частинки модифікатора  $Mg_2Si$  та  $SiC$ , а також активовані частинки алюмінію твердого розчину. Наночастинки модифікатора у великій кількості  $6 \cdot 10^{14}$  на 1 кг розплаву слугують центрами кристалізації, що сприяє подрібненню структури.

Металографічне дослідження зразків, вирізаних з виливків сплавів АК9ч та АЛ4С до та після модифікування, показало подрібнення мікроструктури модифікованих сплавів. Зерно мікроструктури алюмінієвого сплаву АК9ч до модифікування (рис.4.3) складається з дендритів  $\alpha$ -твердого розчину, евтектики  $\alpha+Si$ , залізовмісних фаз та сполук  $Mg_2Si$ . Відстань між дендритними осями другого порядку (дендритний параметр), після модифікування (рис.4.4), визначений методом перерізів на мікроскопі МІМ-8, становило в середньому 15 ... 20 мкм. Міжвісьові ділянки між дендритами заповнені евтектикою  $\alpha+Si$ . В евтектичних колоніях кристали кремнію мають форму стрижнів завдовжки до 30 мкм. Простір на границях між дендритами та евтектикою, очевидно, збагачений магнієм і міддю, до модифікування (рис.4.5) що металографічно виражається у вигляді темних полів навколо кристалів евтектичного кремнію.

Відстань між пластинами кремнію в евтектиці становить близько 2 мкм, первинні кристали кремнію в модифікуванні не виявлені. Розмір виділившихся після термозміцнюючої обробки частинок фази  $Mg_2Si$ , що мають форму пластинок, становить близько 0,1 мкм.



а –  $\times 200$ ; б –  $\times 500$

Рисунок 4.3 – Мікроструктура сплаву АК9ч до модифікування

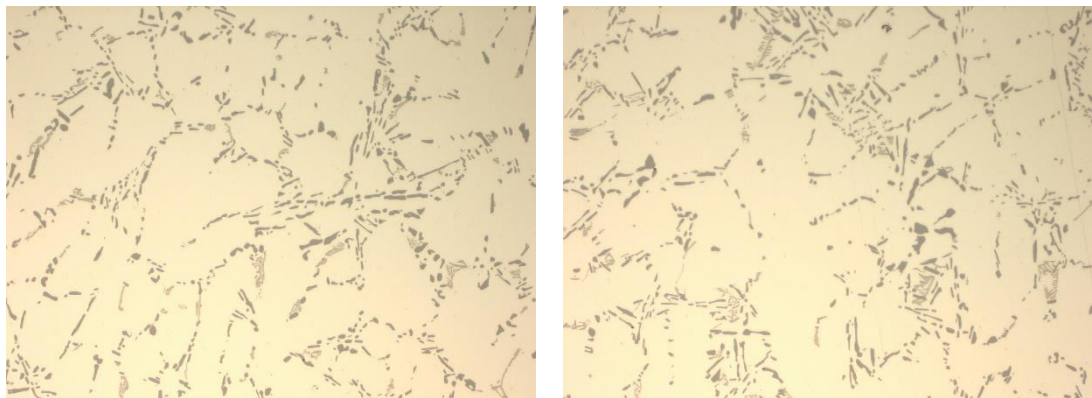


Рисунок 4.4 – Відстань між дендритними вісями другого порядку (дендритний параметр), сплаву АК9ч після модифікування,  $\times 200$

Мікроструктура сплаву АЛ4С до модифікування (рис.4.6) складається з дендритів первинного  $\alpha$ -твердого розчину; кремнію, що входить до складу пластинчастої евтектики  $\alpha+Si$  з рівномірно розподіленими в ній включеннями залізовмісних фаз  $AlSiFeMn$  та  $Al_3FeSi$ ; інтерметалідів  $AlSb$  та  $Mg_3Sb_2$ . Мікроструктура металу АЛ4С після модифікування (рис.4.7).



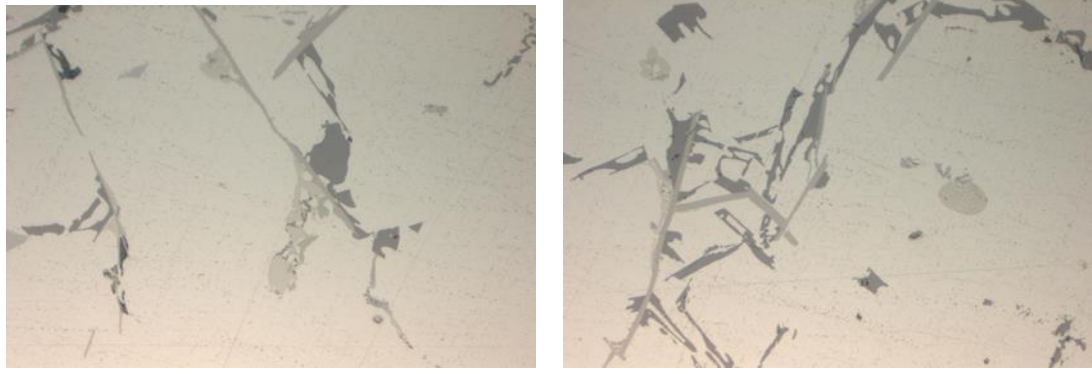


Рисунок 4.5 – Простори на границях між дендритами та евтектикою, очевидно, збагачені магнієм та міддю, до модифікування сплаву АК9ч, х 500

Для зміцнення кристалічних решіток  $\alpha$ -твердого розчину в силуміні вводять магній, цинк, мідь [27,85]. Атоми розчиненого металу деформують та змінюють розміри елементарного осередку розчинника ( $\alpha$ -твердого розчину). Зокрема, атоми цинку (атомний радіус якого дорівнює 0,137 нм) та міді (атомний радіус дорівнює 0,128 нм), що утворюють твердий розчин заміщення, призводять до зменшення, а атоми магнію (атомний радіус дорівнює 0,160 нм) – до збільшення решітки  $\alpha$ -твердого розчину. Атомний радіус алюмінію, як основи кристалічної решітки  $\alpha$ -твердого розчину дорівнює 0,143 нм [2, 39]. Домішки міді при цьому обмежена у сплавах АК9ч, АЛ4С (до 0,3%) через негативний її вплив на корозійну стійкість.

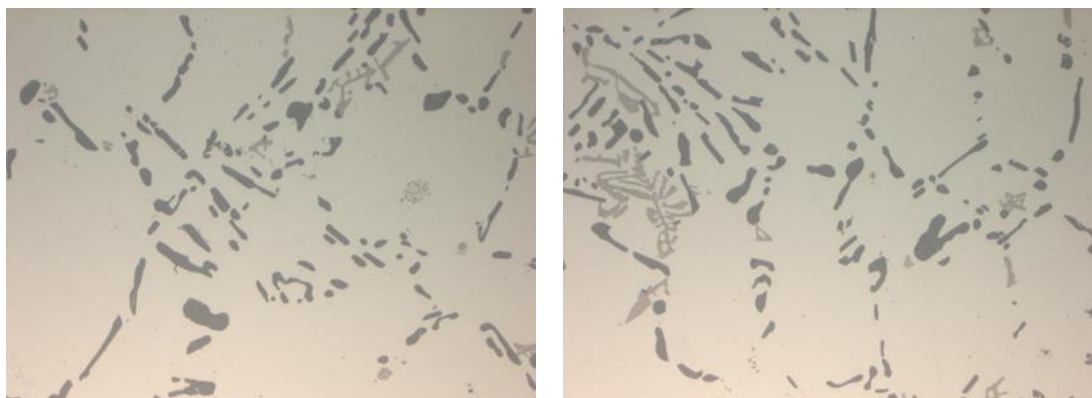


Рисунок 4.6 – Мікроструктура сплаву АЛ4С до модифікування, х 270



Для отримання ефекту зміцнення при термозміцнюючій обробці (загартування + старіння) подвійні сплави вводять добавки магнію та міді окремо або сумісно. Компоненти сплаву утворюють інтерметаліди зі змінною розчинністю в твердому стані, які є ефективними зміцнювачами при термічній обробці [9, 12, 86].

Основним зміцнювачем сплаву типу АК9ч є фаза  $Mg_2Si$  [80, 83]. Для забезпечення максимального ефекту термозміцнюючої обробки, а також збереження оптимальних співвідношень між міцністю та пластичністю рекомендується у сплаві АК9ч мати вміст магнію в межах 0,20...0,25 %. При вмісті магнію менше 0,2% сплав матиме знижену межу міцності, але максимальну пластичність та меншу схильність до утворення пористості. При більшому вмісті магнію сплав матиме підвищену міцність і знижену пластичність [30]. Щоб уникнути зайвої крихкості та для досягнення зміцнення сплаву добавки 0,2...0,4 % магнію проводять з одночасним зниженням вмісту кремнію до 6...10 %. Окрім певного впливу магнію на механічні властивості, слід зазначити позитивний вплив магнію на підвищення опору корозії [48].

Вміст кремнію на верхній межі (до 10,5% для сплавів АК9ч та АЛ4С; до 9,5%) сприяє підвищенню механічних властивостей та поліпшенню технологічних характеристик сплавів. Для зменшення концентрованої усадки та пористості рекомендується шихтувати кремній ближче до нижньої межі (від 8% для сплавів АК9ч та АЛ4С, вказаних у стандартах [87,88]).

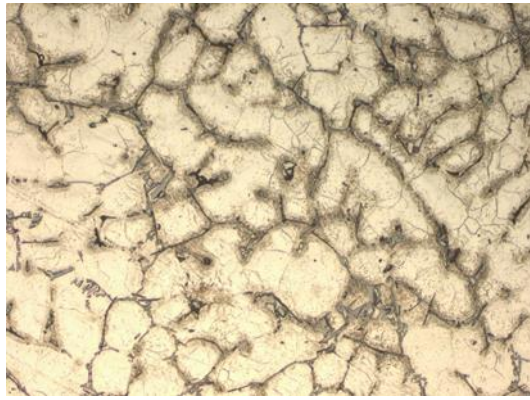
Дослідження мікроструктури сплаву АК9ч, модифікованого силіцидом магнію та карбідом кремнію, показало подрібнення  $\alpha$ -твердого розчину алюмінію. Відстань між дендритними вісями другого порядку після модифікування становила 10 мкм, що у 1,5...2,0 разу менше, ніж до модифікування. Подрібнення евтектики та залізовмісних фаз не виявлено, та їх розміри того ж порядку, як у алюмінієвого сплаву до модифікування. Отже, карбід кремнію можна віднести до модифікаторів 1-го роду для ливарних алюмінієвих сплавів.

Досліджено вплив модифікування на макроструктуру сплавів АК9ч та АЛ4С. Литі та термозміцнюючі зразки піддавали травленню у розчині складу: 11 мл 48-відсоткової HF та 100 мл H<sub>2</sub>O [89, 90] рисунок 4.7. Величину зерна визначали кількісним металографічним аналізом по статистичному методу Джеффріса за кількістю зерен, що припадають на одиницю площі шліфу. Середній розмір зерна до модифікування становив 280 мкм, а після модифікування складав 110 мкм. Таким чином, модифікування частинками Mg<sub>2</sub>Si+SiC призвело до зменшення зерна ливарних сплавів у 2,5 рази.

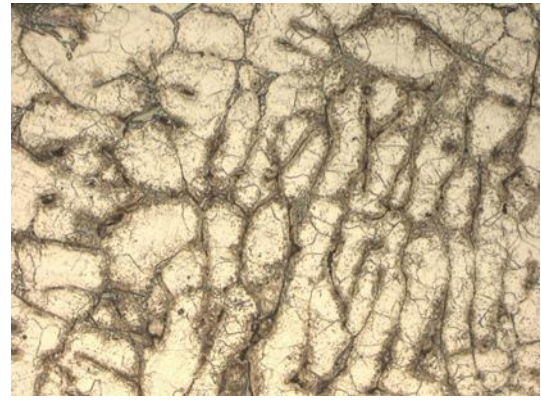
Фрактографічний аналіз зламів проводили на зразках Менаж безпосередньо після випробувань. За типом руйнування та фрактографічним показниками, наприклад, по кроку борознок, ширині втягування та розмірам ямок, руйнування сплаву АК9ч до та після модифікування дисперсними частинками Mg<sub>2</sub>Si+SiC аналогічно. Злами зразків алюмінієвих сплавів мають сірий колір з незначними блискучими ділянками у вигляді плоских поверхонь різної форми та величини.

Механізм зміцнення ливарних алюмінієвих сплавів дисперсними модифікаторами можна надати наступним чином. Подрібнення структури сплавів сприяє зміцненню алюмінієвих сплавів АК9ч та АЛ4С за рахунок збільшення протяжності міжфазових границь. Розрахунок розміру зерна проводили за допомогою програмного середовища C++ методом січних.

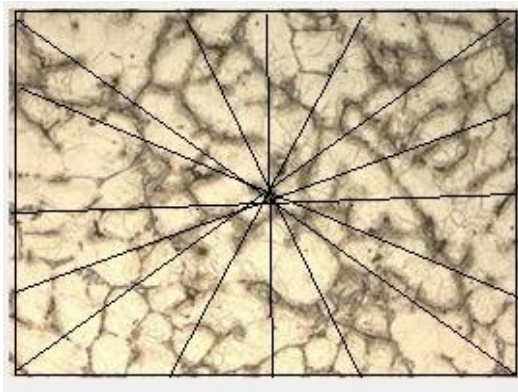
Після визначення розміру зерна було виявлено, що у немодифікованому серійному металі (рисунок 4.7 в) він складає 0,045 мкм, тоді як у модифікованому сплаві він дорівнює 0,03 мкм (рисунок 4.7 в). Тобто, розмір зерна під дією багатофункціональних модифікаторів зменшився.



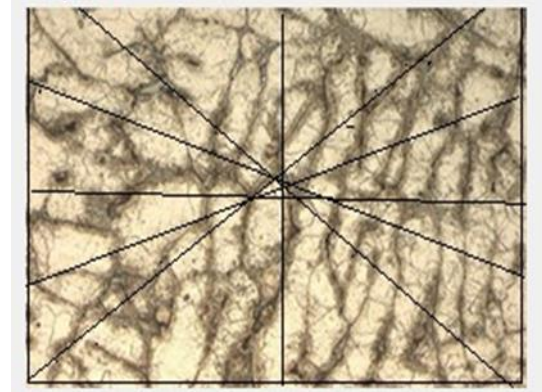
а



б



в



г

а, в – до модифікування, піддавали травленню;

б, г – після модифікування, піддавали травленню

Рисунок 4.7 – Розмір зерна сплаву АК9ч до та після модифікування,  $\times 100$

Визначення фазового складу модифікованого сплаву АК9ч рентгенографічним методом на дифрактометрі ДРОН-00 в К- $\alpha$  випроміненні.

Фазовий склад алюмінієвого сплаву АК9ч до та після модифікування наведено в табл. 4.6.

Таблиця 4.6 – Фазовий склад алюмінієвого сплаву АК9ч

Фаза	Тип кристалічної решітки	Параметри решітки, нм	Джерело ідентифікації
1	2	3	4
Сплав АК9ч			
$\alpha$ -Al	кубічна	a=0,4049	картотека JCPDS, №04-0787
$\beta$ -Si	кубічна	a=0,542	картотека JCPDS, №77-2111
Al <sub>5</sub> SiFe	моноклінна	a=0,612; b=0,612; c=4,150; $\beta=91^\circ$	картотека JCPDS, №20-0031
FeAl <sub>3</sub>	орторомбічна	a=4,743; b=1,545; c=0,807	картотека JCPDS, №01-1265
Mg <sub>2</sub> Si	кубічна	a=0,639	картотека JCPDS, №35-0773
Сплав АК9ч, модифікований Mg <sub>2</sub> Si+SiC			
$\alpha$ -Al	кубічна	a=0,4049	картотека JCPDS, №04-0787
$\beta$ -Si	кубічна	a=0,542	картотека JCPDS, №77-2111
Al <sub>5</sub> SiFe	моноклінна	a=0,612; b=0,612; c=4,150; $\beta=91^\circ$	картотека JCPDS, №20-0031
FeAl <sub>3</sub>	орторомбічна	a=4,743; b=1,545; c=0,807	картотека JCPDS, №01-1265
Mg <sub>2</sub> Si	кубічна	a=0,639	картотека JCPDS, №35-0773
$\beta$ -SiC	кубічна	a=0,436	картотека JCPDS, №22-1319

Дифрактограми вихідного та модифікованого алюмінієвого сплаву АК9ч у координатах «відносна інтенсивність – подвійний кут дифракції» наведено на рис.4.8 та рис.4.9.

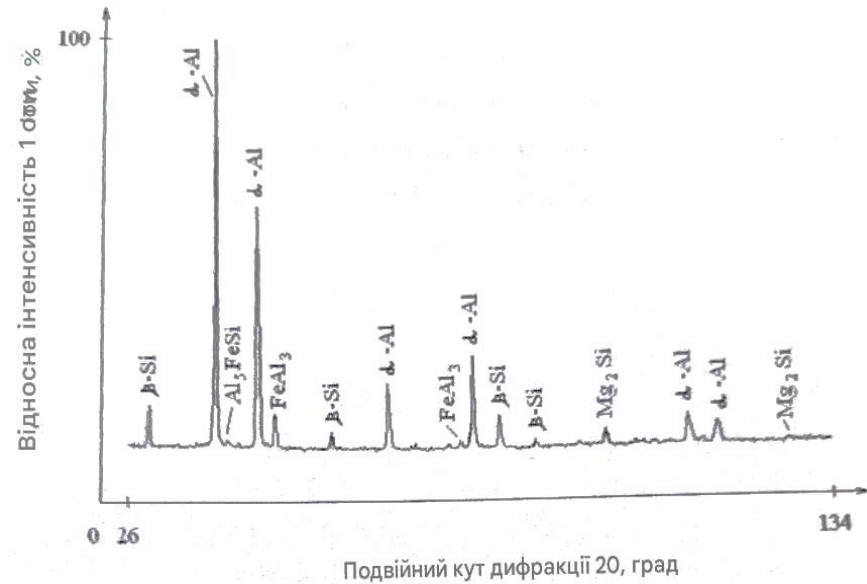


Рисунок 4.8 – Дифрактограма вихідного алюмінієвого сплаву АК9ч

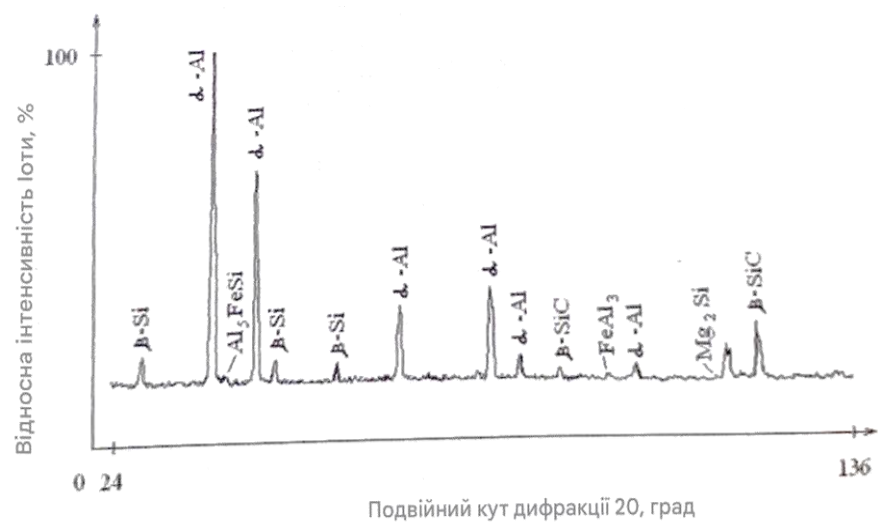


Рисунок 4.9 – Дифрактограма модифікованого алюмінієвого сплаву АК9ч

Результати робіт з дослідження структури, фазового та рентгеноструктурного аналізів, визначення щільності та технологічних

властивостей алюмінієвих сплавів АК9ч та АЛ4С до та після модифікування дозволяють зробити наступні висновки:

- рідкотекучість, визначена методом пруткової проби, модифікованих сплавів АК9ч і АЛ4С підвищується на 8% і 3,5% відповідно в порівнянні з вихідними немодифікованими сплавами;

- модифікування сплавів АК9ч та АЛ4С забезпечує зменшення балу пористості з 2 до 1-го для виливків з алюмінієвих сплавів ДСТУ 2839-94, оскільки кількість газонаповнених пор на 100 мм<sup>2</sup> шліфу зменшується в 1,5 рази, за рахунок чого досягається низький газовміст;

- щільність модифікованих сплавів АК9ч та АЛ4С підвищується на 2,2 ... 3,5%;

- модифікування частинками Mg<sub>2</sub>Si і SiC дозволило зменшити розмір зерна у сплаві АК9ч у 2,5 рази від 280 до 110 мкм порівняно з немодифікованим станом. Розмір зерна в сплавах є визначальним фактором у зміцненні, згідно рівнянню Холла-Петча:

$$\sigma_{02} = \sigma_0 + K \cdot d^{-1/2} \quad (4.1)$$

де  $\sigma_0$  – внутрішня напруга текучості;

K – коефіцієнт Холла-Петча;

d – середній розмір зерна;

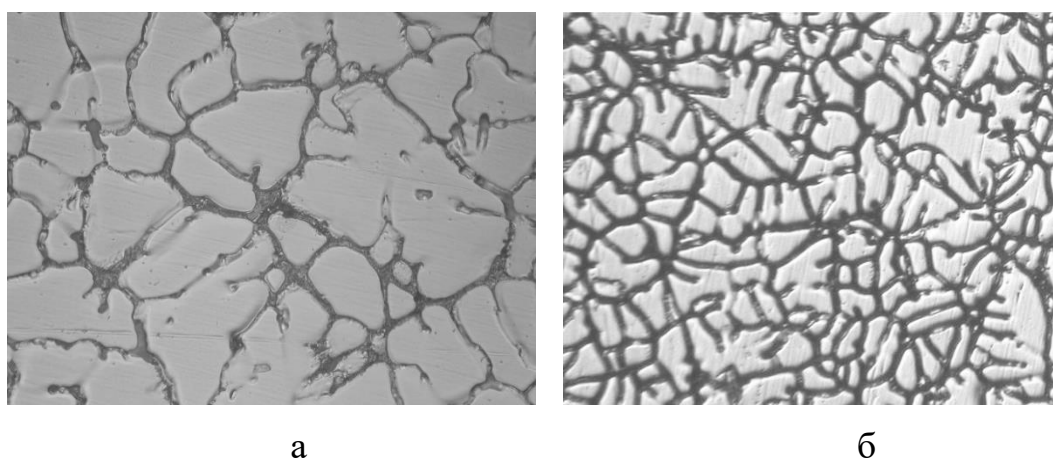
$d^{-1/2}$  – це зворотна величина квадратного кореня з розміром зерна  $1/\sqrt{d}$ ;

- у модифікованому ливарному алюмінієвому сплаві АК9ч виявлено наступні фази:  $\alpha$ -Al,  $\beta$ -Si, Al<sub>5</sub>FeSi, FeAl<sub>3</sub>,  $\beta$ -SiC та Mg<sub>2</sub>Si. Ефект зміцнення модифікованого карбідом кремнію і силіцидом магнію алюмінієвого сплаву АК9ч обумовлений впливом нерозчинених тугоплавких частинок модифікуючої фази  $\beta$ -SiC.

### 4.3 Вплив модифікування на формування структури сплаву 1545 системи Al–Mg–Sc

При кристалізації сплаву 1545 системи Al-Mg-Sc кристалізація починається з виділення інтерметаліду  $Mg_3Sc$  згідно з діаграмою стану, який має структурну відповідність до модифікуючої фази.

Дослідження зразків 1545 системи Al-Mg-Sc. Зеренна структура сплаву 1545 наведена на рис. 4.10.



а – до модифікування; б – після модифікування

Рисунок 4.10 – Мікроструктура деформованого сплаву 1545, х200

Дослідження показали, що у модифікованому сплаві 1545 зменшується розмір зерна з 200 до 100 мкм, тобто в 2,0 рази порівняно з немодифікованим станом.

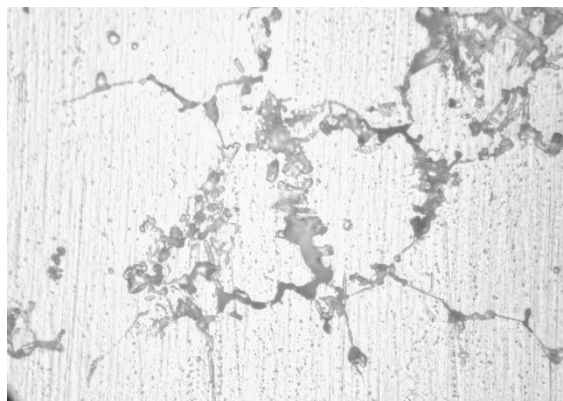
Проведені експерименти з оптимізації часу обробки розплаву 1545 нанодисперсним модифікатором. Методом перерізів визначали відстань між вісями дендритів  $\alpha$ -твердого розчину алюмінію в залежності від часу обробки розплаву на 50 полях зору. Усереднені результати вимірів представлені у табл. 4.7.

Таблиця 4.7 – Відстань між осями дендритів залежно від часу обробки розплаву

Час обробки розплаву, хв	Відстань між вісями дендритів у модифікованому зразку, мкм	Відстань між вісями дендритів у немодифікованому зразку, мкм
0	26...28	42...43
5	24...26	41...42
10	25...27	40...41
15	25...27	40...41

Виходячи з експериментальних даних, для рівномірного розподілу модифікатора в обсязі розплаву, час обробки розплаву модифікатором становить 10 хв. при температурі 750°C.

Мікроструктура вихідних та модифікованих зразків сплаву 1545 у литому стані являє собою дендрити  $\alpha$ -Al твердого розчину (рис.4.11).



а



б

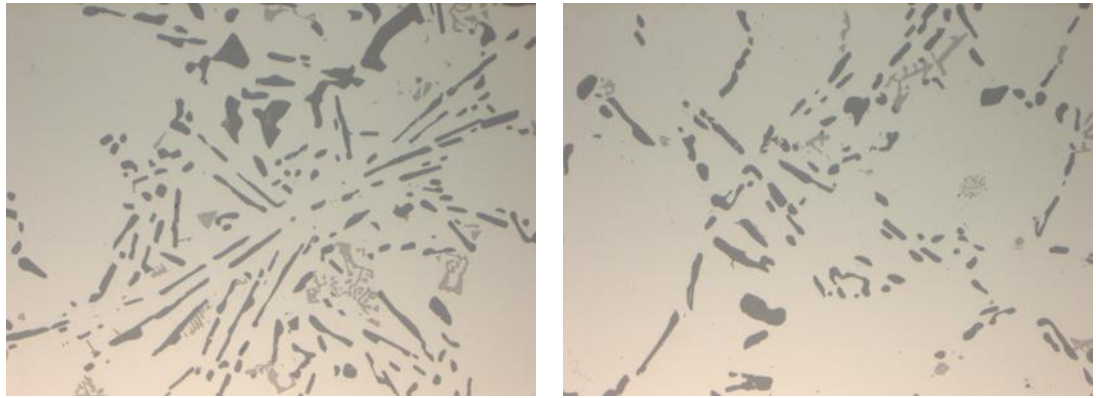
а – до модифікування; б – після модифікування

Рисунок 4.11 – Мікроструктура литого сплаву 1545 після відпалювання,  $\times 500$

На рисунку 4.11, (а) видно глибокі протрави, що свідчить про неметалеві включення по межах зерен та порах у немодифікованих зразках сплаву 1545.

На рисунку 4.12 представлені основні структурні елементи литого сплаву 1545 у вихідному та модифікованому станах.



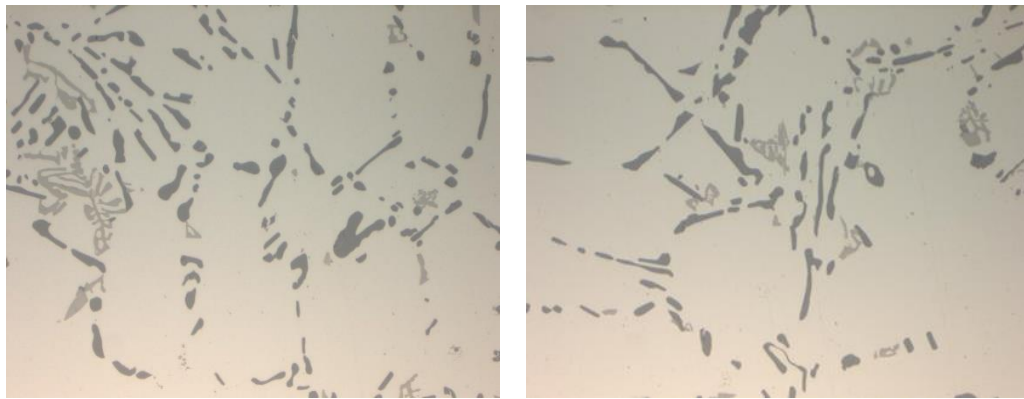


а

б

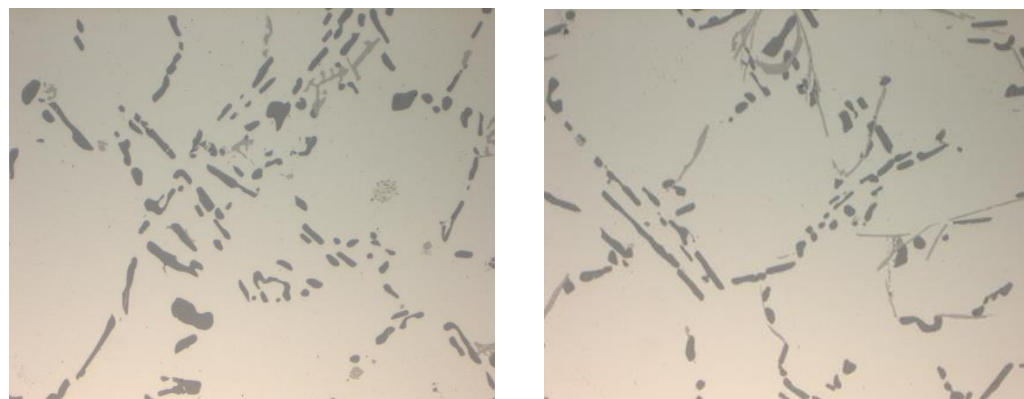
а – до модифікування; б – після модифікування

Рисунок 4.12 – Основні структурні елементи литого сплаву 1545, х500



а

б



в

г

а, в – до модифікування; б, г – після модифікування;

Рисунок 4.13 – Мікроструктура границь зерен деформованого сплаву 1545, х500

На рисунку 4.12, (а) спостерігаються  $\alpha$ -твердий розчин, евтектичні та грубі включення  $\beta$ -фази по межах зерен, які служать концентраторами напруги, що призводить до крихкування сплаву та руйнування зразка по межах зерен. Алумініди скандію та цирконію виділяються у вигляді великих кристалів голчастої форми. У модифікованих зразках на рисунку 4.12, (б) спостерігаються поодинокі дисперсні включення  $\beta$ -фази в тілі зерна. Мікроструктура меж зерен литого сплаву 1545 у вихідному та модифікованому станах представлена на рис. 4.13.

У вихідному стані (рис.4.13, а, в) мікроструктура сплаву має виражену неоднорідність, що виявляється у наявності масивних меж зрощення між гілками дендритів, що спостерігаються у вигляді рівномірно розподілених точкових розтравів.

У модифікованих зразках досягнуто однорідної та стабільної структури по перерізу зразків. Це пов'язано з більш однорідним розподілом легуючих елементів, що входять у сплав (магнію, цирконію, скандію) під дією нанодисперсного модифікатора. У структурі сплаву 1545 присутня також дрібнодисперсна інтерметалідна фаза  $\text{Al}_3\text{Sc}$ , що утворюється при кристалізації сплаву [10].

На рисунку 4.14 представлена структура вихідного та модифікованого сплаву 1545 у відпаленому та деформованому станах.

У ході досліджень проводили гарячу деформацію заготовок. Ступінь деформації становила 40%. Перед деформуванням проводили нагрівання зразків в печі СНОЛ-1,6.2,5.1/9-15 до температури 320...360°C.

Немодифікований сплав 1545 після відпалу (рис. 4.15, а) містить  $\beta$ -фазу, розміщену в основному по межах зерен у кількості ~5...10%, також спостерігаються грубі зрощення дендритів. У відпалених зразках модифікованого сплаву 1545 (рис. 4.15, б) спостерігаються окремі дисперсні включення  $\beta$ -фази в тілі зерна.

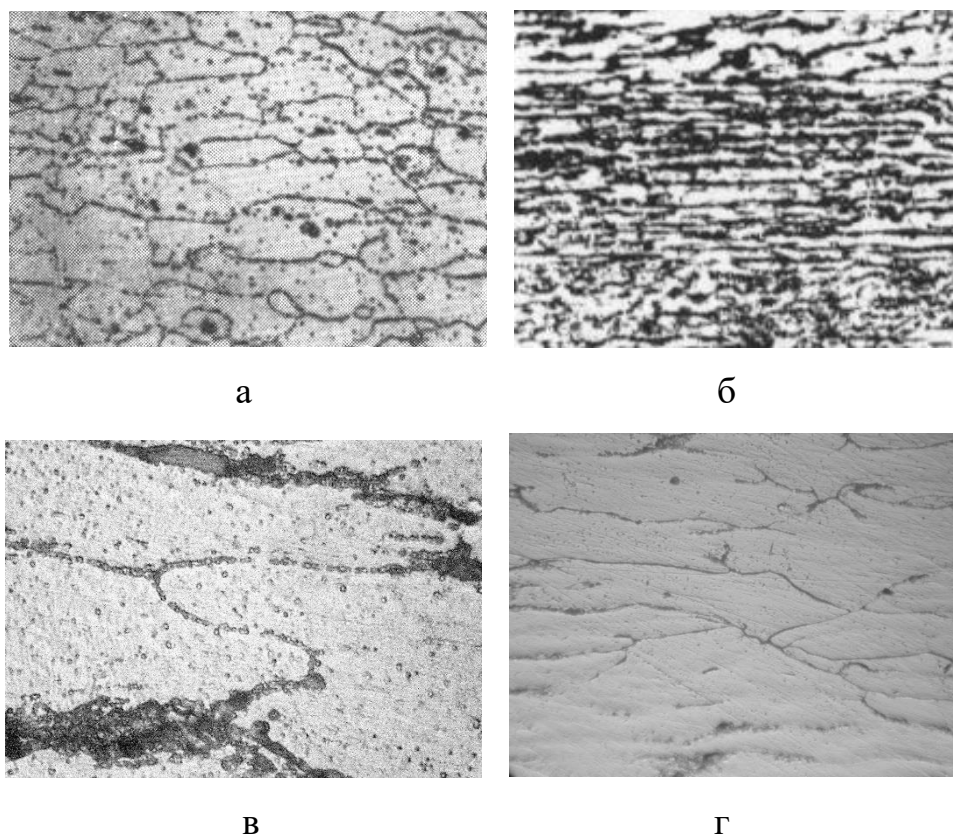


Рисунок 4.14 – Мікроструктура деформованого сплаву 1545

Введений комплексний модифікатор  $Mg_2Si$  і  $SiC$  взаємодіє з розплавом і після кристалізації останнього призводить до того, що дислокації зазнають бар'єрного ефекту не тільки міжфазових границь, а й дендритів  $\alpha$ -твердого розчину, в яких частинки  $Mg_2Si$  і  $SiC$  є підкладкою при кристалізації [34, 91]. Тому подолання цих додаткових бар'єрів дислокаціями при їх русі ускладнюється, для цього необхідна витрата додаткової енергії, що і призводить до підвищення властивостей міцності сплавів.

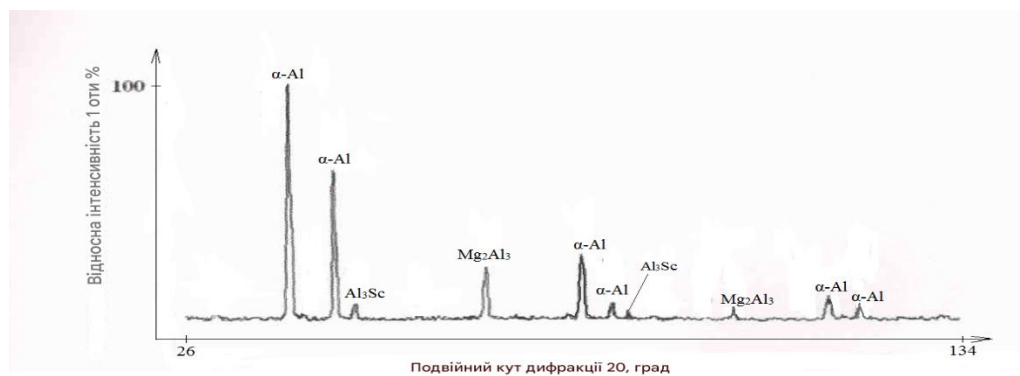
#### 4.4 Вплив модифікування на фазовий склад сплаву 1545

Вихідний сплав 1545 має гетерогенну структуру з рихлою евтектикою, грубими голчастою форми інтерметаліди  $Al_3(Sc, Zr)$  та ланцюжками дисперсної  $\beta$ -фази ( $Mg_2Al_3$ ). Структура модифікованого сплаву 1545 є більш однорідною та стабільною. Отже представляє інтерес розглядати вплив

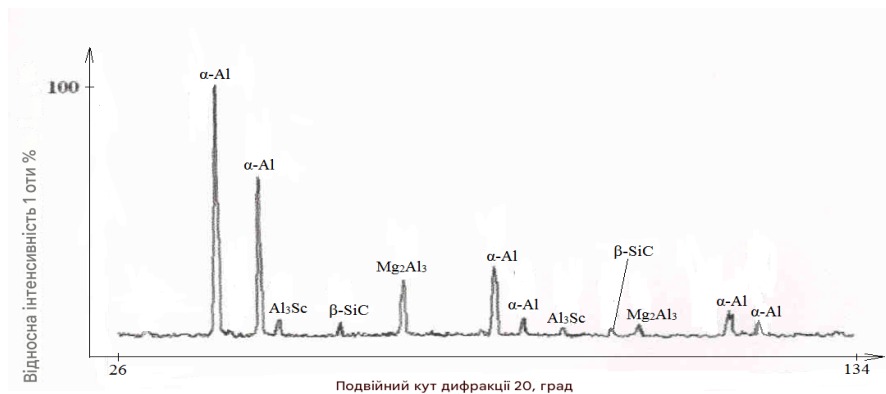
модифікатора на фазовий склад та розподіл легуючих елементів у сплаві 1545 до та після модифікування.

Фазовий склад сплаву 1545 визначався рентгеноструктурним аналізом на дифрактометрі ДРОН-2.0 у  $K\alpha$ -випромінюванні. Значення міжплощинних відстаней визначали за допомогою комп'ютерної програми EXPRESS. Ідентифікація фаз проводилася з використанням даних про міжплощинні відстані в картотеці JCPDS-ICDD.

Отриманні дифрактограми наведено на рис. 4.15.



а



б

а – вихідний сплав; б – модифікований сплав

Рисунок 4.15 – Дифрактограми сплаву 1545

У немодифікованому сплаві 1545 на дифрактограмі виявлено основні фази:  $\alpha$ -Al твердий розчин та  $\beta$ -фаза ( $Mg_2Al_3$ ), а також інтерметалідна фаза  $Al_3Sc$  (рис. 4.15, а).

У модифікованому сплаві 1545 виявлено основні фази:  $\alpha$ -Al твердий розчин і  $\beta$ -фаза ( $Mg_2Al_3$ ), інтерметалідна фаза  $Al_3Sc$ . На дифрактограмі є також фаза  $\beta$ -SiC, що доводить засвоєння модифікатора, таким чином результати рентгеноструктурного аналізу підтверджують наявність складового модифікатора.

## Висновки

1. Визначено технологічні властивості ливарних сплавів. Рідиннотекучість, визначена методом пруткової проби, модифікованих сплавів АК9ч та АЛ4С. Досягнуто підвищення рідиннотекучості для АК9ч з 346 до 376 мм, АЛ4С з 375 до 388 мм на 8% і 3,5%, відповідно порівняно з вихідними немодифікованими сплавами. Модифікування сплавів АК9ч та АЛ4С забезпечує низьке газоутворення, зменшення балу пористості з 2-го до 1-го для виливків з алюмінієвих сплавів, досягнуто підвищення щільності модифікованих сплавів.

2. Модифікування частинками  $Mg_2Si$  і SiC дозволило зменшити розмір зерна в сплаві АК9ч від 280 до 110 мкм у 2,5 рази, що є вирішальним фактором зміцнення сплавів.

3. У модифікованому сплаві АК9ч виявлені наступні фази:  $\alpha$ -Al,  $\beta$ -Si, а також додаткові фази  $Al_5FeSi$ ,  $FeAl_3$ ,  $\beta$ -SiC та  $Mg_2Si$ , що утворилися в результаті модифікуючої обробки.

4. Встановлено, що основними структурними складовими алюмінієвого сплаву 1545 є твердий розчин  $\alpha$ -Al,  $\beta$ -фаза та інтерметаліди  $Al_3(Sc, Zr)$ . У структурі немодифікованого сплаву 1545 присутні включення інтерметаліду  $Mg_2Al_3$ , зосереджені по межах зерен, великими неметалевими включеннями. У модифікованому сплаві 1545 не виявлено евтектичної складової та пор.

Стабілізація структури досягається з допомогою додаткових центрів кристалізації, якими виступають нанодисперсні частинки модифікатора  $\text{Mg}_2\text{Si}+\text{SiC}$ .

5. Модифікування є ефективною обробкою, в результаті якої відбувається активна взаємодія модифікатора з алюмінієвим розплавом, досягається стабілізація структури та утворення дисперсних інтерметалідних фаз, що сприяють зміцненню сплавів.

6. В результаті модифікування сплаву 1545 та термозміцнюючої обробки отримано стабільну структуру перерізу деформованих заготовок, подрібнення  $\beta$ -фази ( $\text{Mg}_2\text{Al}_3$ ) та вторинних інтерметалідів  $\text{Al}_3\text{Sc}$ .

7. Досягнуто подрібнення зеренної структури модифікованого сплаву 1545 від 200 до 100 мкм у 2,0 рази, що є вирішальним фактором зміцнення сплавів.

## 5. РОЗРОБКА СПОСОБУ ОДЕРЖАННЯ МОДИФІКОВАНИХ ЛИВАРНИХ І ДЕФОРМОВАНИХ СПЛАВІВ АК9ч, АЛ4С ТА 1545, З ПІДВИЩЕННИМИ МЕХАНІЧНИМИ, ТЕХНОЛОГІЧНИМИ, ЕКСПЛУАТАЦІЙНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

5.1 Розробка способу отримання модифікованих сплавів досліджуваного складу комплексним модифікатором на основі силіциду магнію  $Mg_2Si$  та карбіду кремнію  $SiC$

Базуючись на результатах досліджень особливостей формування структури і властивостей модифікованих алюмінієвих сплавів, представлених у попередніх розділах, розроблено технологічний процес отримання виливків зі сплавів АК9ч, АЛ4С, 1545.

Технологічна схема процесу модифікування розплавів і виготовлення виливків наведена на рисунку 5.1.

Нанопорошки модифікувального комплексу отримані методом високотемпературного плазмохімічного синтезу [93, 94]. Карбід кремнію існує у двох модифікаціях:  $\beta-SiC$  та  $\alpha-SiC$ . Хімічні властивості та властивості модифікатора  $Mg_2Si$  та  $\beta-SiC$  наведені в таблиці 5.1 та таблиці 5.2 [57,59,71].

Таблиця 5.1 – Хімічний склад нанодисперсного модифікатора  $Mg_2Si$  та  $\beta-SiC$

Найменування з'єднань	Вміст елементів, % мас.							
	Si	Si <sub>вільн</sub>	C	C <sub>вільн</sub>	N	Ti	Ti <sub>вільн</sub>	Mg
SiC	60...65	1,0...2,0	30...32	2,5...3,0	0,5...1,0	—	—	—
Mg <sub>2</sub> Si	33...36	1,0...2,0	—	—	1,0...2,0	—	—	63...65

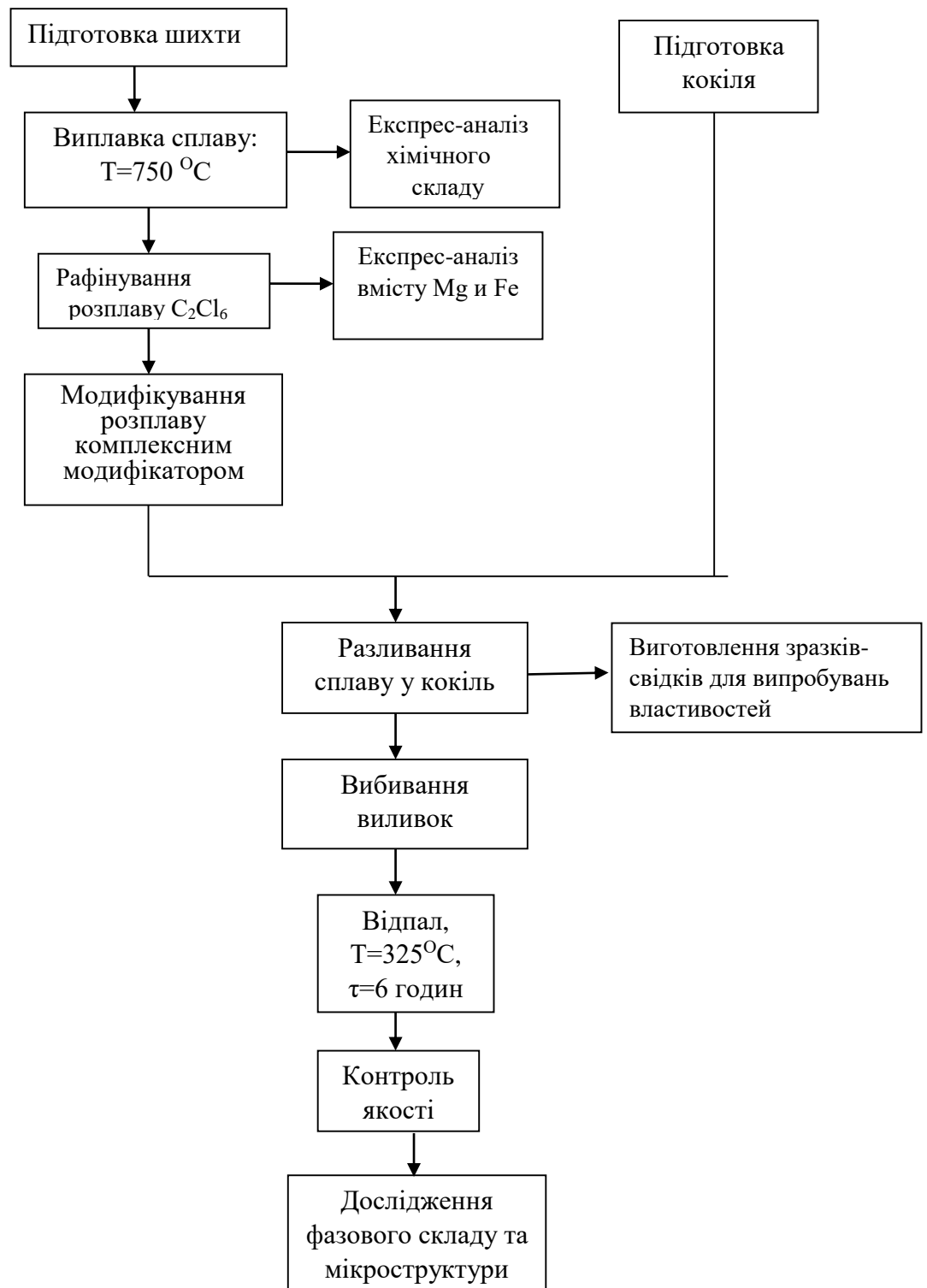


Рисунок 5.1 – Блок-схема вдосконаленого технологічного процесу модифікування алюмінієвих сплавів АК9ч та 1545



Таблиця 5.2 – Властивості нанодисперсного силіциду магнію  $Mg_2Si$  та карбиду кремнію  $\beta-SiC$

Параметр	Силіцид магнію $Mg_2Si$	Карбід кремнію $\beta-SiC$
Щільність, $кг/м^3$	2920	3220
$T_{пл}, ^\circ C$	1170	2830
Тип фази	заміщення	впровадження
Твердість за Віккерсом, HV	4500	2800...3600
Кількість частинок 1 г модифікатора	$12 \cdot 10^{12}$	$7,5...8 \cdot 10^{12}$
Питома поверхня, $S, м^2/г$	70,5	32,5

Технологічний процес модифікування алюмінієвих сплавів складається з наступних операцій:

1. Підготовка шихти і отримання розплаву.
2. Модифікування сплавів дисперсним порошком силіциду магнію  $Mg_2Si$  карбідом кремнію  $SiC$  проводити в тиглях роздаткових печей:

$$(SiC+Mg_2Si): Al = 1:3$$



$$SiC+Mg_2Si=1:3$$

3. Таблетки для модифікування в кількості 0,1% від ваги рідкого металу загорнути в алюмінієву фольгу, потім помістити в дзвіночок.
4. Температура розплаву у тиглі перед початком модифікування повинна становити  $750^\circ C$  (за показником приладу).
5. Видалити шлак із поверхні розплаву. Дзвіночок опустити у розплав на відстані 50... 100 мм від дна тигля.
6. Перемішати розплав за допомогою дзвіночка протягом 8...10 хв, при цьому включаючи цикли реверсного перемішування по 3...4 хв. та періодичні

зупинки перемішування на час не більше 1 хв. Витримати розплав 5...6 хв. Видалити шлак із поверхні розплаву.

7. Відібрати проби для хімічного аналізу та механічних випробувань.

Основними відмінностями запропонованого технологічного процесу від традиційно використовуваного є : забезпечення рівномірного розподілу легуючих елементів та модифікатора в об'ємі розплаву, при цьому не спостерігається вигоряння магнію, зменшення часу витримки до 5 хвилин зумовлювало нерівномірний розподіл комплексного модифікатора, більшення часу витримки до 15 хвилин – рівномірний розподіл підвищується незначно, але значні енерговитрати.

Спосіб отримання модифікованих сплавів захищено патентом України на корисну модель № 157286, С22С 1/06 (2006.01) «Спосіб одержання виливків з силумінів».

## 5.2 Розробка режиму термозміцнюючої обробки сплавів АК9ч та АЛ4С

Ливарні алюмінієві сплави АК9ч та АЛ4С відносяться до систем Al-Si-Mg-Mn та Al-Si-Mg-Mn-Sb, утворюють діаграми стану з евтектикою та змінною розчинністю у твердому стані. Крім того, сплави АК9ч та АЛ4С мають підвищену сприйнятливості до термозміцненої обробки при наявності фази  $Mg_2Si$  як основного зміцнювача. Сплави АК9ч і АЛ4С утворюють потрібну евтектику  $\alpha + Mg_2Si + Si$  з температурою плавлення 550°C. Тому відповідно до діаграми стану системи Al-Si (як видно з рис.5.2) температуру нагрівання під загартування цих сплавів слід обмежити вузьким інтервалом 530 °C. Для алюмінієвого сплаву АЛ4С застосовують режим термічної обробки Т6, а сплаву АК9ч рекомендуються режими термічної обробки Т1 та Т6 [95, 96], наведені в табл. 5.3. Відповідно до ДСТУ ливарні сплави піддають загартуванню та старінню за режимом Т6.

Виливки та деталі невідповідального призначення зі сплаву АК9ч, які не несуть великих навантажень, можна обробляти лише за режимом штучного

старіння Т1 [9]. Такий процес охолодження виливки після кристалізації можна розглядати як часткове загартування. Для максимального підвищення характеристик міцностних характеристик виливків зі сплавів АК9ч та АЛ4С застосовують режим термічної обробки Т6, при цьому виливки до температури загартування слід нагрівати повільно протягом 1...2 год, щоб уникнути короблення. Дані заводської практики показують, що оскільки швидкість розчинення фази  $Mg_2Si$  в  $\alpha$ -твердому розчині при температурі загартування велика, то витримка при цій температурі протягом 2...6 год для сплаву АК9ч та 5...6 год для сплаву АЛ4С забезпечує високі показники механічних властивостей, і збільшувати час витримування недоцільно.

Таблиця 5.3 – Існуючі режими термічної обробки сплавів АК9ч і АЛ4С

Сплав	Режим	Загартування			Старіння		
		Температура нагріву, °С	Витримка, год	Охолоджувальне середовище	Температура нагріву, °С	Витримка, год	Охолоджувальне середовище
АК9ч	Т1	-	-	-	175...185	15...25	повітря
	Т6	530	2..6	вода при температурі 20...100°С	170...180	10...15	повітря
АЛ4С	Т6	530	5...6	вода при температурі 20...100°С	170...180	8	повітря

У загартованому стані ливарні алюмінієві сплави АК9ч і АЛ4С мають високу пластичність ( $\delta=5...6\%$ ) при значенні межі міцності  $\sigma_b=160...180$  МПа. Подальше штучне старіння виливків забезпечує додаткове збільшення меж міцності та текучості, а також твердості, але призводить до зниження відносного подовження. Результати рентгенофазового і мікроструктурних досліджень структури сплаву АК9ч доводять [9], що штучне старіння

загартованого алюмінієвого сплаву при температурі 175°C і витримці 10 годин супроводжується виділенням фази  $\beta$  -  $Mg_2Si$  і великої кількості частинок кремнію, рівномірно розподілених в зернах твердого розчину алюмінію [15].

Запропоновано механізм старіння модифікованих алюмінієвих сплавів АК9ч і АЛ4С [30]. Процеси розпаду твердого розчину магнію та кремнію в алюмінії протікають за наступною схемою. Спочатку в кристалічній решітці твердого розчину з'являються зони Гін'є-Престона, тобто відбувається перегрупування атомів у напрямку зближення атомів кремнію та магнію для утворення проміжної фази  $\beta'$ . Потім утворюються одномірні та двомірні зародки проміжної  $\beta'$ -фази, яка має гексагональну решітку і когерентно не пов'язана з решіткою матриці. Далі утворюється стабільна фаза  $\beta$  -  $Mg_2Si$  з гексагональною решіткою. Частки фази  $Mg_2Si$ , що виділяються, мають надзвичайно малі розміри, які можна спостерігати за допомогою електронного мікроскопа. Ці утворення представляють собою пластинки, орієнтовані паралельно вісям куба. Розмір частинок фази  $Mg_2Si$  становить 0,1...0,5 мкм, а їх поперечні розміри становлять 0,05...0,30 мкм.

У промислових умовах ливарного цеху Державного підприємства виробничого об'єднання південно машинобудівного заводу імені О. М. Макарова проведено серію експериментальних робіт з апробації технології термічної обробки та визначення оптимальних режимів термічної обробки сплаву АК9ч, модифікованого силіцидом магнію та карбідом кремнію, та вихідного сплаву АК9ч. Роботи проводили в камерній електропечі опору СНО-3.4.3/6. Проведено 7 режимів термозміцненої обробки на зразках із варіюванням температури та часу старіння після загартування від температури 530 °C (табл. 5.4).

Таблиця 5.4 – Механічні властивості модифікованого сплаву АК9ч залежно від режимів старіння

Номер режиму	Режим старіння				$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
	1-а ступінь		2-а ступінь				
	температу ра нагріву, °С	час витрим ки, год	температу ра нагріву, °С	час витримки, год			
1	175	10	-	-	260,0	215,0	6,0
2	175	15	-	-	261,0	216,0	5,9
3	175	1	160	4	272,0	230,0	5,6
4	200	1	160	4	276,0	235,0	5,0
5	190	1	160	4	276,0	235,0	5,0
6	190	1	160	5	276,0	235,0	5,0
7	190	0,5	160	4,5	275,0	234,0	5,0

На підставі результатів проведених експериментів запропоновано наступний режим термозміцненої обробки модифікованого сплаву АК9ч: нагрівання під загартування до температури 530 °С, витримка при температурі загартування 2 години з наступним загартуванням у підігріту воду; нагрівання до температури 190 °С та витримка 1 годину на першому ступені старіння; витримка 4 години при температурі 160 °С на другому ступені старіння з подальшим охолодженням деталей на повітрі. Розроблений режим Т6 для вихідного алюмінієвого сплаву АК9ч. При температурі загартування 530 °С сплав АК9ч фаза  $Mg_2Si$  має високу швидкість розчинення в  $\alpha$ -твердому розчині, і протягом 30 хвилин фаза  $Mg_2Si$  повністю переходить в  $\alpha$ -твердий розчин [30,99]. Тому час витримки під загартування модифікованого сплаву АК9ч можна звести до 2 годин замість 5...6 годин, тобто скоротити в 2...3 рази порівняно з існуючими режимами загартування сплаву АК9ч.

Запропоновано застосування двоступінчастого старіння загартованого алюмінієвого сплаву АК9ч з комплексним модифікатором  $Mg_2Si$  і  $SiC$ , що забезпечує досягнення оптимальних механічних властивостей за короткий час і, отже, є економічно вигідним [88]. Попереднє короткочасне

високотемпературне нагрівання на першому ступені старіння при температурі 190°C протягом 1 години загальмовує процес виділення кремнію. Це, ймовірно, пов'язано зі зменшенням кількості вакансій, що збереглися в процесі загартування та необхідні локалізації атомів кремнію, що попереджає його виділенню. Нагрів на першому ступені старіння сприяє рівномірному розподілу голчастих виділень метастабільної  $\beta'$ -фази при більш низьких температурах і призводить до подрібнення структури, що отримується після нагрівання на другому ступені старіння при температурі 160°C. Порівняльні дані механічних властивостей зразків зі сплаву АК9ч, модифікованого комплексним модифікатором  $Mg_2Si$  і  $SiC$ , та вихідного при одно- та двоступінчастому старінні наведені в табл. 5.5.

Таблиця 5.5 – Механічні властивості алюмінієвого сплаву АК9ч при різних режимах старіння

Сплав	Режим старіння	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
АК9ч, вихідний	одноступінчастий	240,0	205,0	3,0
АК9ч, модифікований $Mg_2Si$ + $SiC$	одноступінчастий	260,0	225,0	3,1
	двоступінчастий	265,0	230,0	3,2

Аналіз результатів експериментальних робіт із удосконалення режимів термозміцнюючої обробки показує, що ефективним режимом обробки модифікованого сплаву АК9ч є режим Т6 (табл. 5.6).

Таблиця 5.6 – Режим термозміцнюючої обробки виливків із модифікованого сплаву АК9ч

Сплав	Режим	Загартування			Старіння		
		Температура нагрівання, °C	Витримка, год	Охолоджуване середовище	Температура нагрівання, °C	Витримка, год	Охолоджуване середовище
АК9ч+ Mg <sub>2</sub> Si + SiC	Т6	530	2	вода при температурі 20...100°C	перша ступінь		
					190	1	-
					друга ступінь		
					160	4	повітря

Застосування двоступінчастого режиму старіння ливарного алюмінієвого сплаву АК9ч, модифікованого силіцидом магнію та карбідом кремнію, забезпечує незначне підвищення значень межі міцності на 5% та межі текучості на 4% при незначному зниженні подовження на 9 відсотних відсотка порівняно з одноступінчастим режимом.

В результаті розробки технології термозміцненої обробки ливарних алюмінієвих сплавів було зменшено час операції термозміцненої обробки деталей з модифікованого сплаву АК9ч з 23 до 9 годин, тобто у 2,5 рази порівняно з існуючим режимом. Зменшення часу витримки під загартування та застосування двоступінчастого старіння загартованого сплаву, запропоноване в даній роботі, суттєво підвищує економічні показники операції термозміцненої обробки деталей крильчатки турбонасосного агрегату.

Запропоновано модифікований алюмінієвий сплав АЛ4С, а також технологічний процес його модифікування та виготовлення виливків [97]. Технологічні операції аналогічні одержанню модифікованого сплаву АК9ч.

Додатково на операції приготування сплаву АЛ4С в плавильно-роздавальну піч завантажують лігатуру алюміній - сурьма після чого виконують наступні операції.

Термічна обробка виливків.

Схема запропонованого режиму термозміцнюючої обробки наведено на рисунку 5.2.

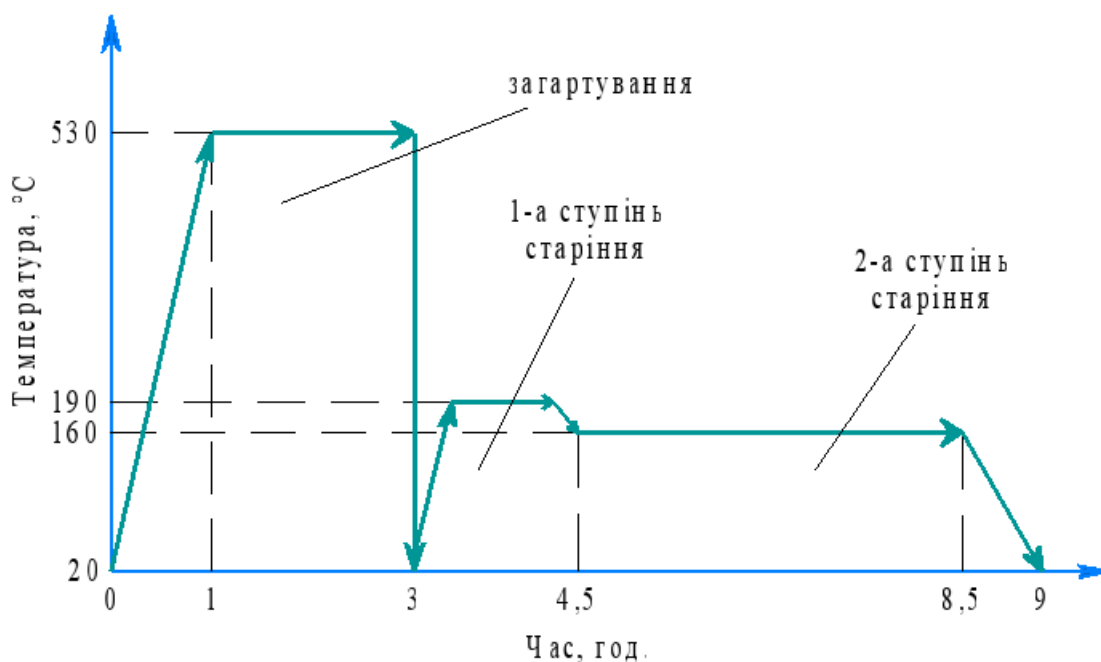


Рисунок 5.2 – Схема запропонованої термозміцнюючої обробки алюмінієвого сплаву АК9ч, модифікованого  $Mg_2Si + SiC$

В камерну піч завантажували садку з виливками. Загартування та двоступінчасте старіння проводили за режимом Т6: нагрівання під загартування до температури 530 °С, витримка при температурі загартування 2 години з наступним гартуванням у підігріту воду; нагрівання до температури 190°С та витримка 1 годину на першому ступені старіння; витримка 4 години при температурі 160°С на другому ступені старіння з подальшим охолодженням виливків на повітрі.



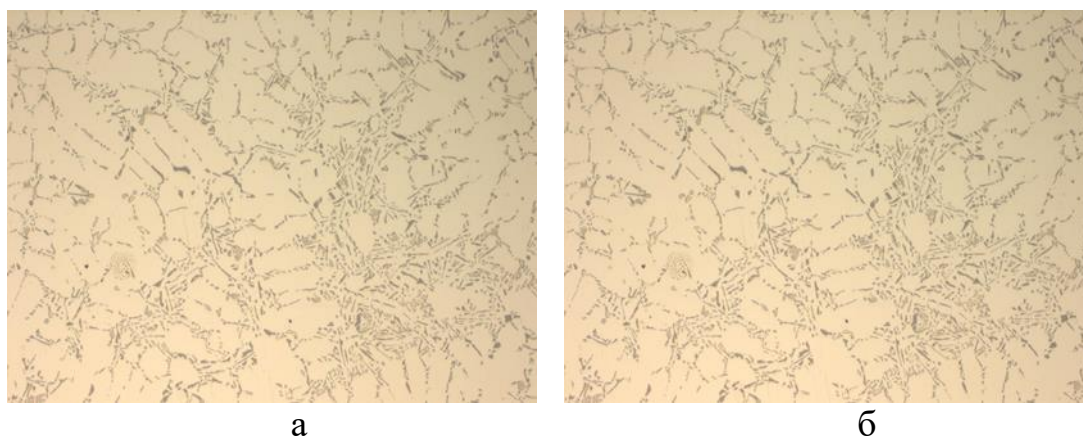
### 5.3 Розробка режиму термозміцнюючої обробки сплаву 1545

Сплави системи Al-Mg відносяться до термічно незміцнених [14], оскільки на діаграмі стану відсутня змінна розчинність магнію в алюмінії при вмісті Mg <10%. Виділення  $\beta$ -фази ( $Mg_2Al_3$ ) пов'язане з дифузійним перерозподілом компонентів. При збільшенні швидкості охолодження дифузійний перерозподіл, необхідний для утворення  $\beta$ -фази, не протікає – структура сплаву складається лише з  $\alpha$ -Al твердого розчину. Мікролегуєчий елемент – скандій має змінну розчинність  $\alpha$ -Al, яка зменшується зі зниженням температури. З діаграми стану Al-Sc випливає, що в сплавах системи Al-Sc можлива зміцнююча термічна обробка при вмісті скандію більше 0,23% мас. [42].

При введенні в розплав тугоплавких мікролегуєчих елементів: скандію, а також комплексного модифікатора на основі тугоплавких карбідів кремнію та силіциду магнію, підвищується температура початку плавлення алюмінієвих сплавів системи Al-Mg-Sc до 560 °C [24].

На підставі вищевикладеного була запропонована термозміцнювальна обробка сплаву 1545: загартування з наступним штучним старінням.

За діаграмою стану Al-Sc найбільш пересичений твердий розчин утворюється за температури 580°C. Проведені експерименти із загартування зразків вихідного та модифікованого сплаву 1545 від температури 580±5°C, що приблизно на 30°C нижче температури плавлення. Щоб уникнути розпаду твердого розчину з виділенням великих інтерметалідних фаз, охолодження проводили в холодній воді, швидкість охолодження при цьому становить 90...100 °C/с. Досліджено структуру модифікованого сплаву 1545 після загартування (рис. 5.3).



а

б

а – вихідний; б – модифікований

Рисунок 5.3 – Структура сплаву 1545 після загартування  
від  $560 \pm 5$  °C,  $\times 100$

Після загартування структура сплаву при кімнатній температурі складається переважно з пересиченого  $\alpha$ -твердого розчину алюмінію і рівномірно розподілених дрібнодисперсних інтерметалідних фаз  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  та  $\text{Al}_3\text{Sc}$ . З рисунка 5.3 виходить, що в модифікованих зразках після загартування утворюється дрібнозерниста структура. Середній розмір зерна  $\alpha$ -твердого розчину алюмінію у вихідному стані становить 200 мкм, модифікованому – 100 мкм, значить, можна очікувати підвищення механічних властивостей сплаву.

Вибір температури старіння.

При високих швидкостях охолодження в гартувальних середовищах у заготовках виникають внутрішні напруги, які можуть призвести до руйнування готової продукції [98, 99]. Тому після загартування проводять старіння, метою якого є додаткове дисперсне зміцнення, пов'язане з виділенням з пересиченого твердого розчину вторинних інтерметалідних фаз. Також відбувається зменшення внутрішніх напруг, підвищення пластичності та в'язкості матеріалу. Для алюмінієвих сплавів згідно з режимом Т6 застосовують штучне старіння. В процесі старіння пересиченого твердого розчину загартованих сплавів виділяються вторинні частинки інтерметаліду  $\text{Al}_3\text{Sc}$ .

Старіння проводили безпосередньо після загартування, тобто в «свіжозагартованому» стані, щоб уникнути виділення грубих інтерметалідів з  $\alpha$ -твердого розчину алюмінію. У данній роботі під час дослідних плавів варіювали температуру старіння від 280 °С, а також час витримки від 5 до 12 годин [100]. Схема запропонованого режиму термозміцнюючої обробки деформованих заготовок сплаву 1545 представлена на рисунку 5.4. Мікроструктура модифікованого сплаву 1545 за різних температур старіння представлена на рисунку 5.5.

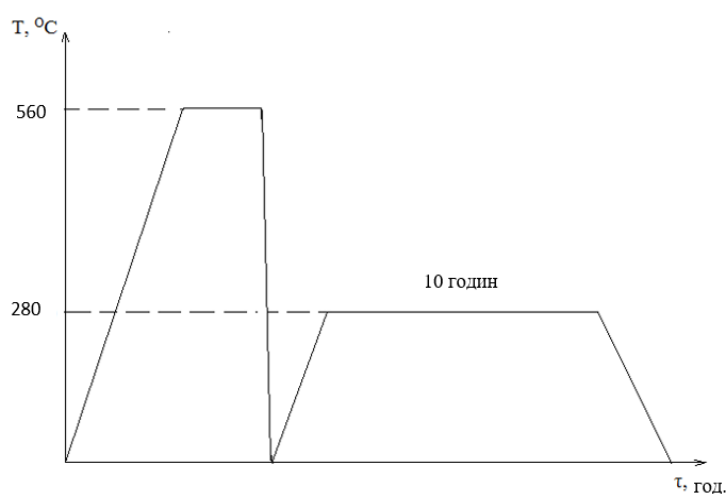
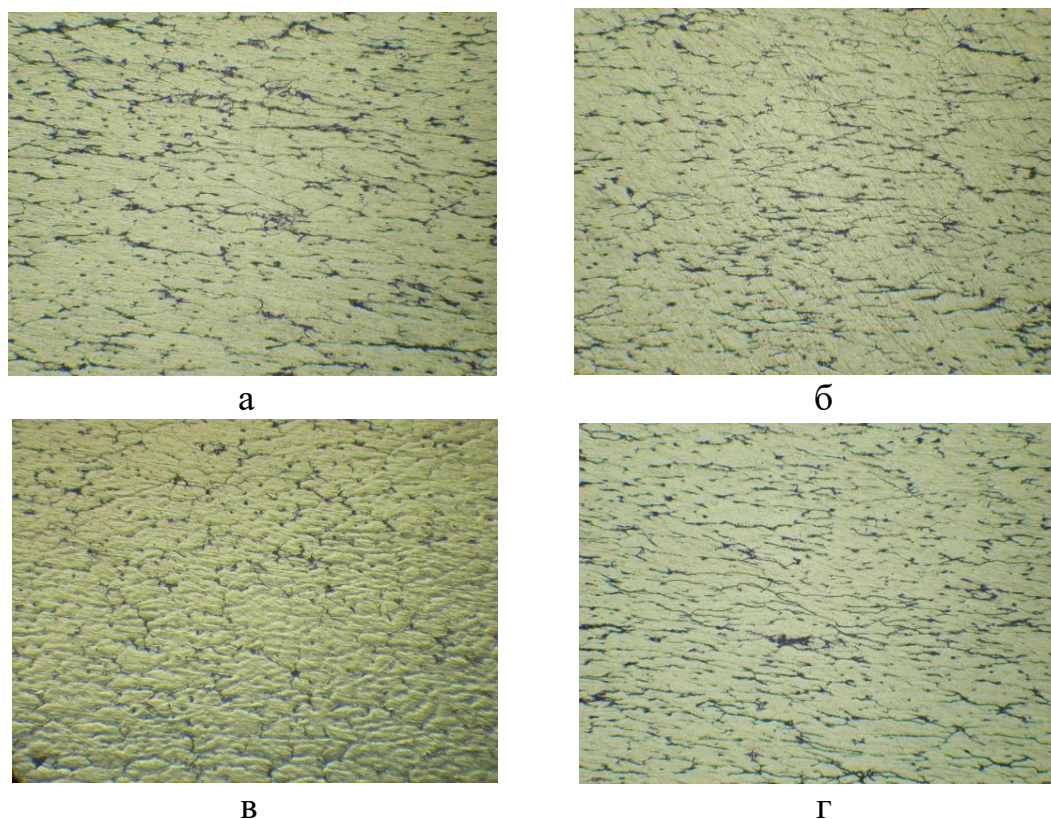


Рисунок 5.4 – Схема розробленого режиму термозміцнюючої обробки деформованих заготовок сплаву 1545

Таким чином, запропоновано режим термозміцнюючої обробки заготовок сплаву 1545, який полягає в загартуванні від температури  $560 \pm 5^\circ\text{C}$  з охолодженням у холодній воді та штучному старінні сплаву 1545 при температурі  $280 \pm 5^\circ\text{C}$  протягом 10 годин. Термічна обробка за розробленим режимом забезпечує утворення дрібнозернистої структури, середній розмір зерна становить від 200 до 100 мкм.



а – 200 °C; б – 250 °C;

в – 300 °C; г – 350 °C

Рисунок 5.5 – Мікроструктура модифікованого сплаву 1545 при різних температурах старіння, х 100

#### 5.4 Визначення технологічних властивостей сплаву 1545 до та після модифікування

Найбільш важливою технологічною властивістю алюмінієвих сплавів, що деформуються, для виготовлення деталей типу шпангоут ракет-носіїв, трубопроводів є зварюваність.

Зварюваність оцінювали коефіцієнтом міцності ( $K_m$ ). Випробування сплавів 1545 проводили у 2-х станах: після відпалу та загартування з наступним старінням. Проведені випробування зварних з'єднань листів сплаву 1545 при кімнатній температурі показали, що шви зварні практично рівномічні основному металу ( $K_m \geq 0,9$ ). Результати випробувань представлені у табл. 5.7

де  $\sigma_B^{3/п}$  – міцність зварного шва з потовщенням;  $\sigma_B^{6/п}$  – міцність зварного шва без потовщення;  $K_M$  – коефіцієнт міцності зварного з'єднання.

Таблиця 5.7 – Міцнісні властивості зварних з'єднань листів товщиною 3 мм сплаву 1545

Сплав	Стан матеріалу	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_B^{3/п}$ , МПа	$\sigma_B^{6/п}$ , МПа	$K_M$ ( $\sigma_B^{3/п} / \sigma_B$ )
1545	відпалене	433	402	334	0,93
1545	гартування + старіння	458	423	332	0,92
1545+Mg <sub>2</sub> Si+SiC	відпалене	474	449	359	0,95
1545+Mg <sub>2</sub> Si +SiC	гартування + старіння	493	473	367	0,96

Примітка:  $\sigma_B^{3/п}$  – міцність зварного шва з потовщенням;  $\sigma_B^{6/п}$  – міцність зварного шва без потовщення;  $K_M$  – коефіцієнт міцності зварного з'єднання

В структурі зварного шва сплаву 1545 (рис. 5.6) спостерігається подрібнення зерна. В результаті цього знижується схильність до утворення гарячих тріщин при зварюванні, спостерігається підвищення міцносних властивостей зварного з'єднання.

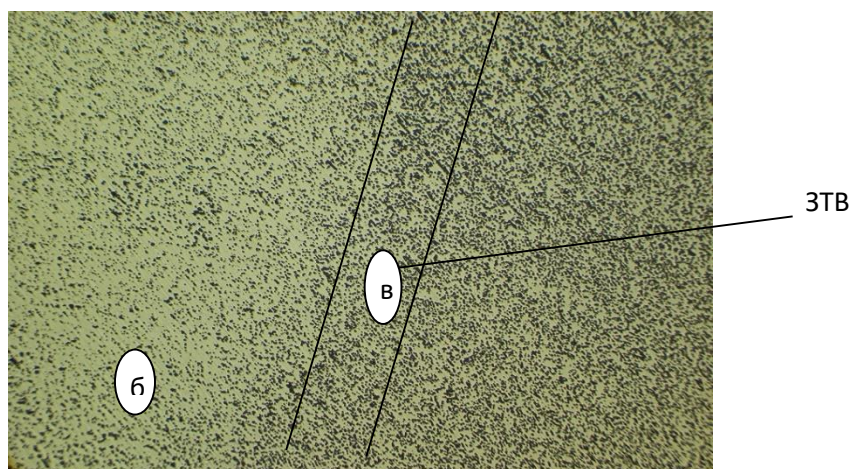
Мікроструктура навколошовної зони основного металу та зварного шва алюмінієвого сплаву 1545 (рис. 5.6, а) представляють однорідну структуру з рівномірно розподіленими структурними складовими. Зона термічного впливу незначна, що призводить до зміцнення зварних конструкцій.

Міцність зварних з'єднань залежить від зварювальних матеріалів, присаджувального дроту та посилення шва за допомогою потовщення [101, 102]. Вплив зазначених параметрів на властивості зварних з'єднань наведено в таблиці 5.8.

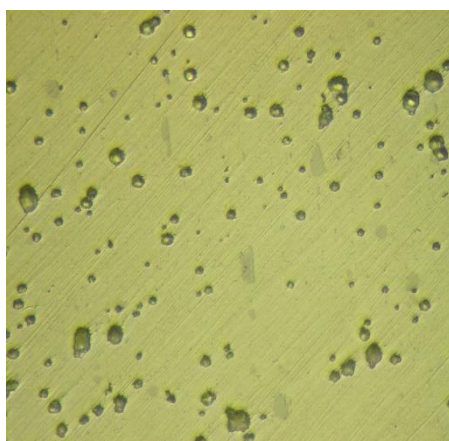
Мікроструктурний аналіз зварного шва показав подрібнення зерна, що знижує ризик утворення гарячих тріщин та сприяє підвищенню механічних властивостей. Зона термічного впливу є незначною, а структура шва та основного металу залишається однорідною з рівномірно розподіленими



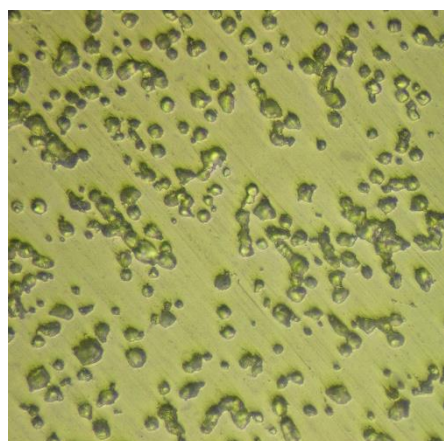
структурними складовими, що додатково підвищує надійність та міцність зварних конструкцій.



а



б



в

а – загальний вигляд зварного шва, х100; б – основний метал, х500;

в – зона термічного впливу, х500

Рисунок 5.6 – Мікроструктура зварного шва сплаву 1545

Таким чином, модифікування сплаву 1545 дозволяє досягти кращого поєднання технологічних та міцнісних характеристик, що особливо важливо при створенні відповідальних зварних виробів для ракетно-космічної техніки.

Таблиця 5.8 – Механічні властивості зварних з'єднань листів товщиною 3 мм сплаву 1545

№ випробування	Зварювальні сплави	Присаджувальний дріт	$\sigma_{\text{в}}$ з потовщенням, МПа	$\sigma_{\text{в}}$ без потовщенням, МПа	Коефіцієнт утворення кристалізаційних тріщин, %
1	1545 <sub>Mg2Si+SiC</sub> +1545 <sub>Mg2Si+SiC</sub>	1545	497	453	0,5
2	1545+1545	1545	402	354	1,5

#### 5.5 Дослідно-промислове опробування технології отримання модифікованих сплавів АК9ч, АЛ4 та 1545

Апробація результатів дисертаційної роботи проводились на Державному підприємстві Виробниче об'єднання Південно машинобудівний заводі імені О. М. Макарова. На базі підприємства були проведені дослідно-промислові плавки алюмінієвих сплавів АК9ч, АЛ4С та 1545 систем Al-Si, Al-Mg-Sc з використанням таблетованого комплексного дисперсного модифікатора на основі силіциду магнію і карбіду кремнію (патент України на корисну модель № 157286, С22С 1/06 (2006.01) «Спосіб одержання виливків з силумінів»). Комплексний нанодисперсний модифікатор який містить порошки нанодисперсного силіциду магнію, карбіду кремнію використовували у виді суміші, отриманої механічним перемішуванням у герметичній тарі. Отриману суміш пресували на прес автоматі ТА-3 у таблетки, які додавали при перемішуванні у рідкий розплав. Проводили термочасову обробку розплаву при додатковому нагріванні 750 °С на протязі 10 хвилин, що забезпечує однорідний розподіл легуючих елементів та компонентів модифікаторів розплавів. У всіх експериментальних плавках

кількість введеного дисперсного модифікатора в 10...15 разів менше, ніж при використанні класичних модифікаторів - солей.

Аналіз результатів показав, що використання модифікуючої обробки сплаву забезпечує отримання дрібнодисперсної структури з рівномірним розподілом легуючих елементів та інтерметалідних фаз і, як наслідок, можна очікувати підвищення комплексу механічних та технологічних властивостей.

Результати механічних випробувань показали, що раціональна кількість модифікуючого комплексу на основі нанодисперсного силіциду магнію і карбіду кремнію при якому досягаються найбільш високі властивості, становить 0,1% мас.

На рисунках 5.7–5.20 наведено результати досліджень механічних властивостей немодифікованих та модифікованих сплавів. Обробку експериментальних результатів виконано за допомогою Microsoft Office. Основні статистичні параметри, що застосовуються в цій дисертаційній роботі, включають середнє значення, середньоквадратичне (стандартне) відхилення та коефіцієнт варіації. Всі ці величини обчислювалися частково в OpenOffice 3, а також за допомогою мов програмування C++ в середовищах Embarcadero та Microsoft Visual Studio Code. Коефіцієнт варіації характеризує стабільність системи: що він вище, то більше нестабільна система. За допомогою цієї функції визначали, наскільки стабільні механічні властивості.

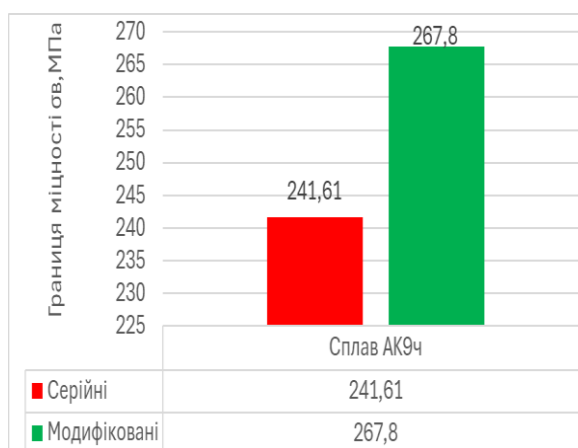


Рисунок 5.7 – Середні значення границі міцності сплаву АК9ч



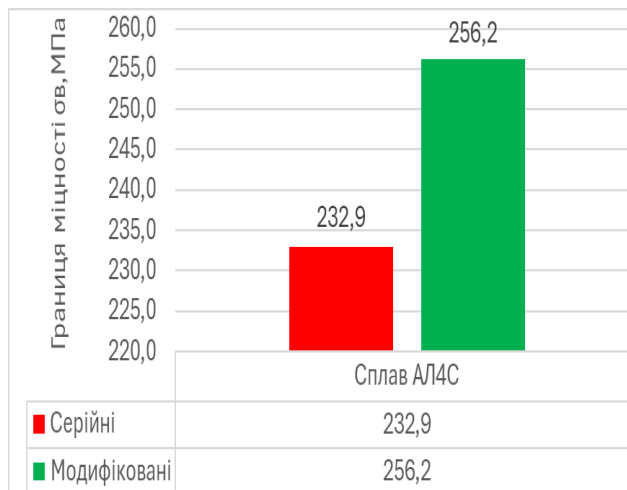


Рисунок 5.8 – Середні значення границі міцності сплаву АЛ4С

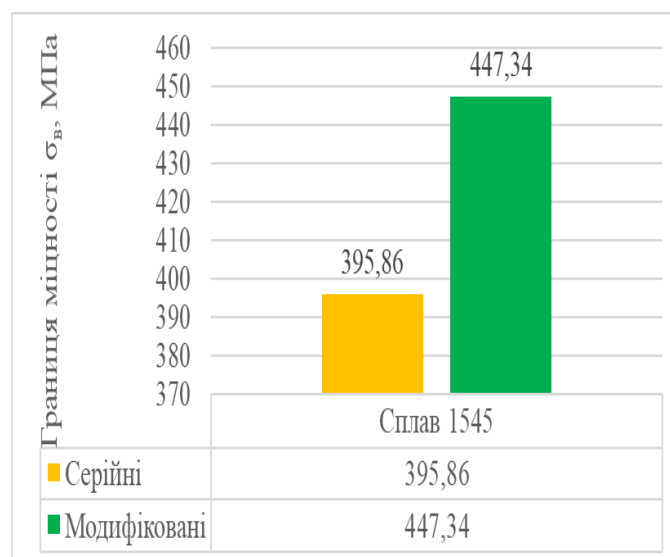


Рисунок 5.9 – Середні значення границі міцності сплаву 1545

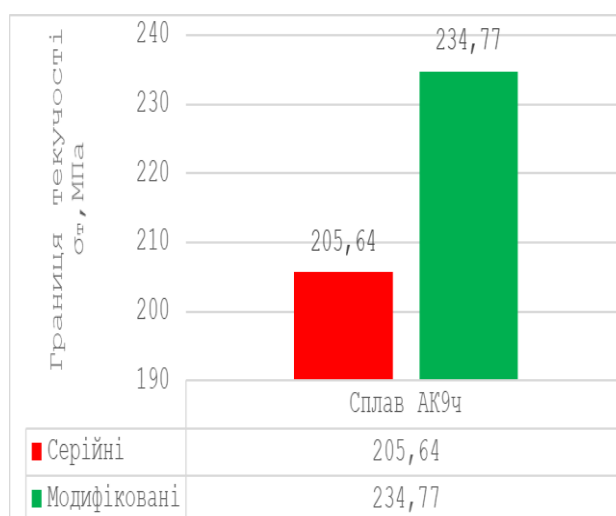


Рисунок 5.10 – Середні значення границі текучості сплаву АК9ч

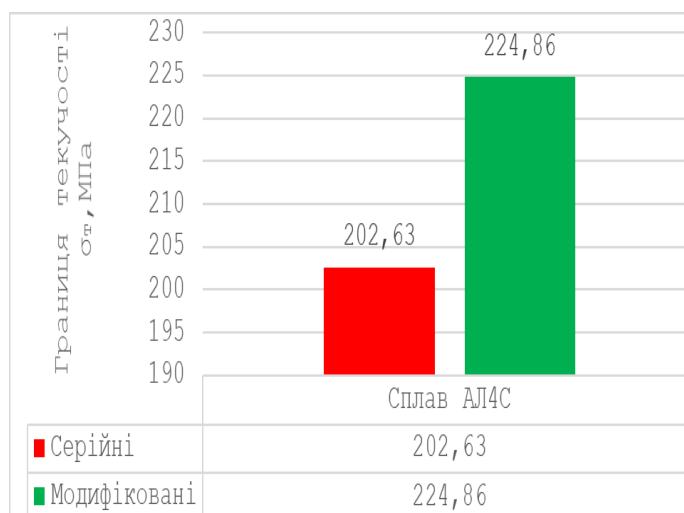


Рисунок 5.11 – Середні значення границі текучості сплаву AL4C

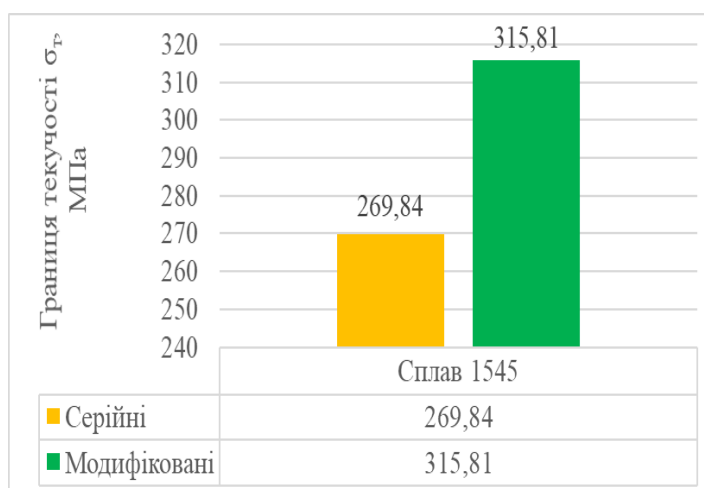


Рисунок 5.12 – Середні значення границі текучості сплаву 1545

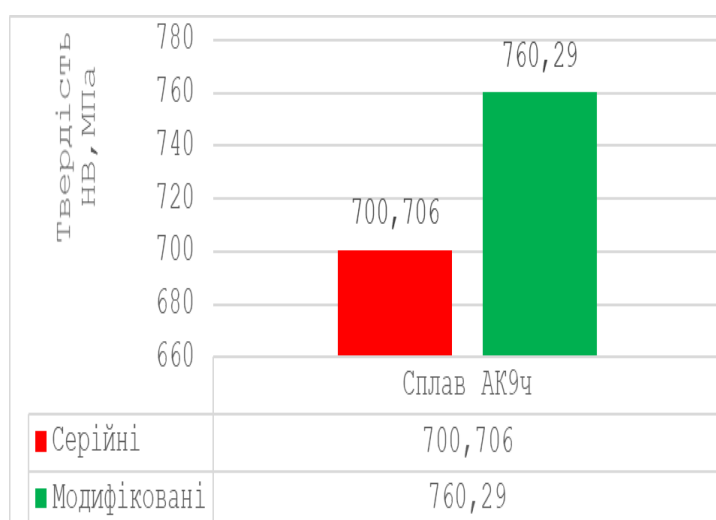


Рисунок 5.13 – Середні значення твердості сплаву AK9ч

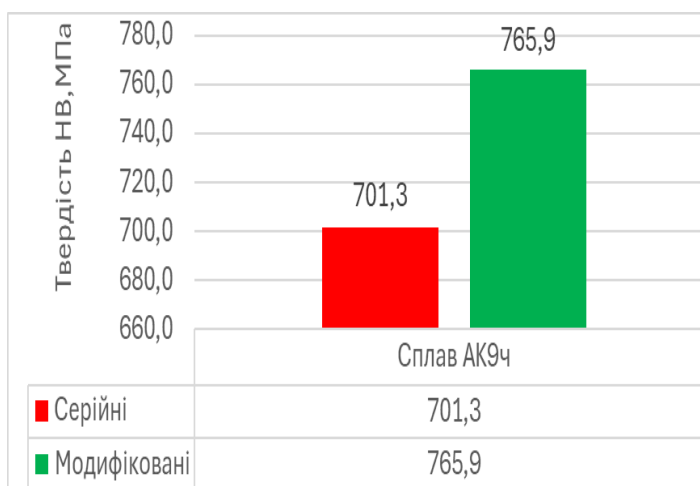


Рисунок 5.14 – Середні значення твердості сплаву АЛ4С

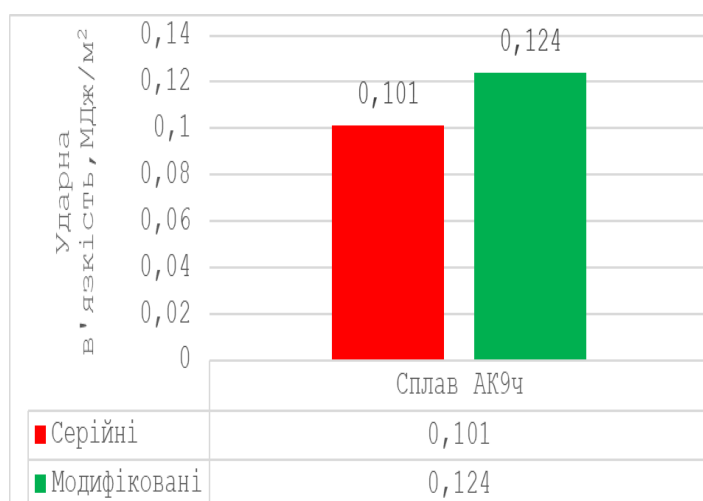


Рисунок 5.15 – Середні значення ударної в'язкості сплаву АК9ч

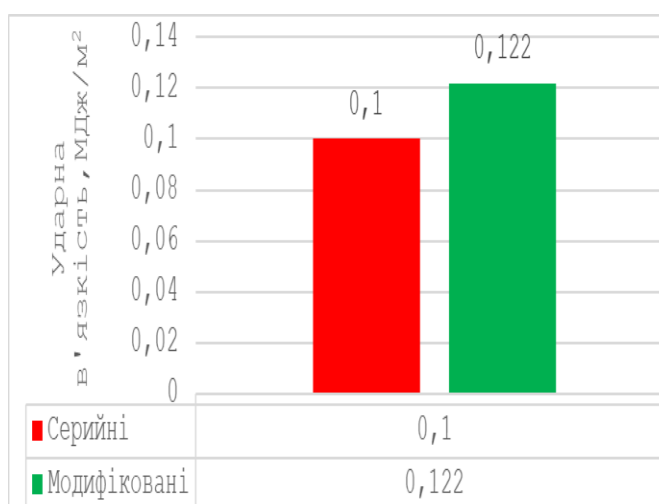
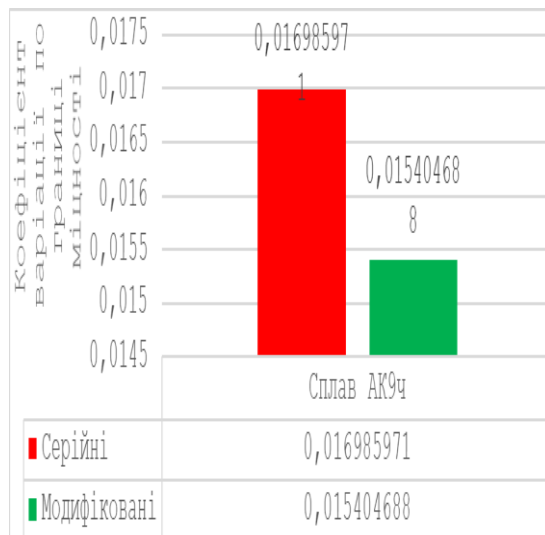
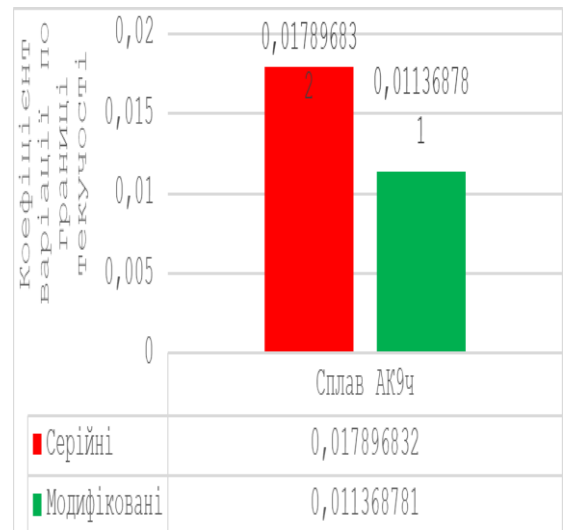


Рисунок 5.16 – Середні значення ударної в'язкості сплаву АЛ4С



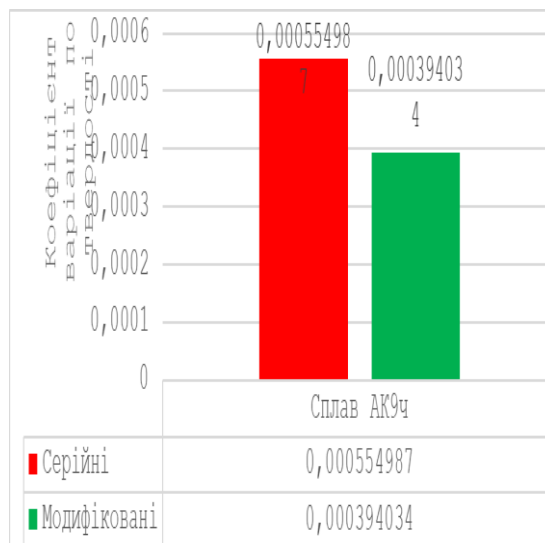
а



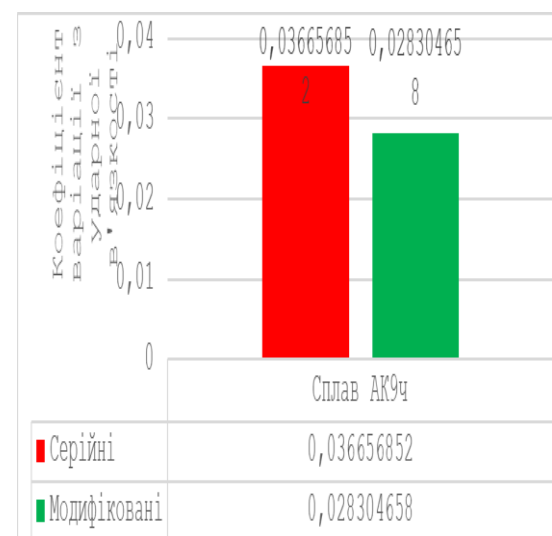
б

а - границя міцності; б - границі текучості;

Рисунок 5.17 – Коефіцієнти варіації сплаву АК9ч



в



г

а – твердості; б - ударної в'язкості

Рисунок 5.18 – Коефіцієнти варіації сплаву АК9ч

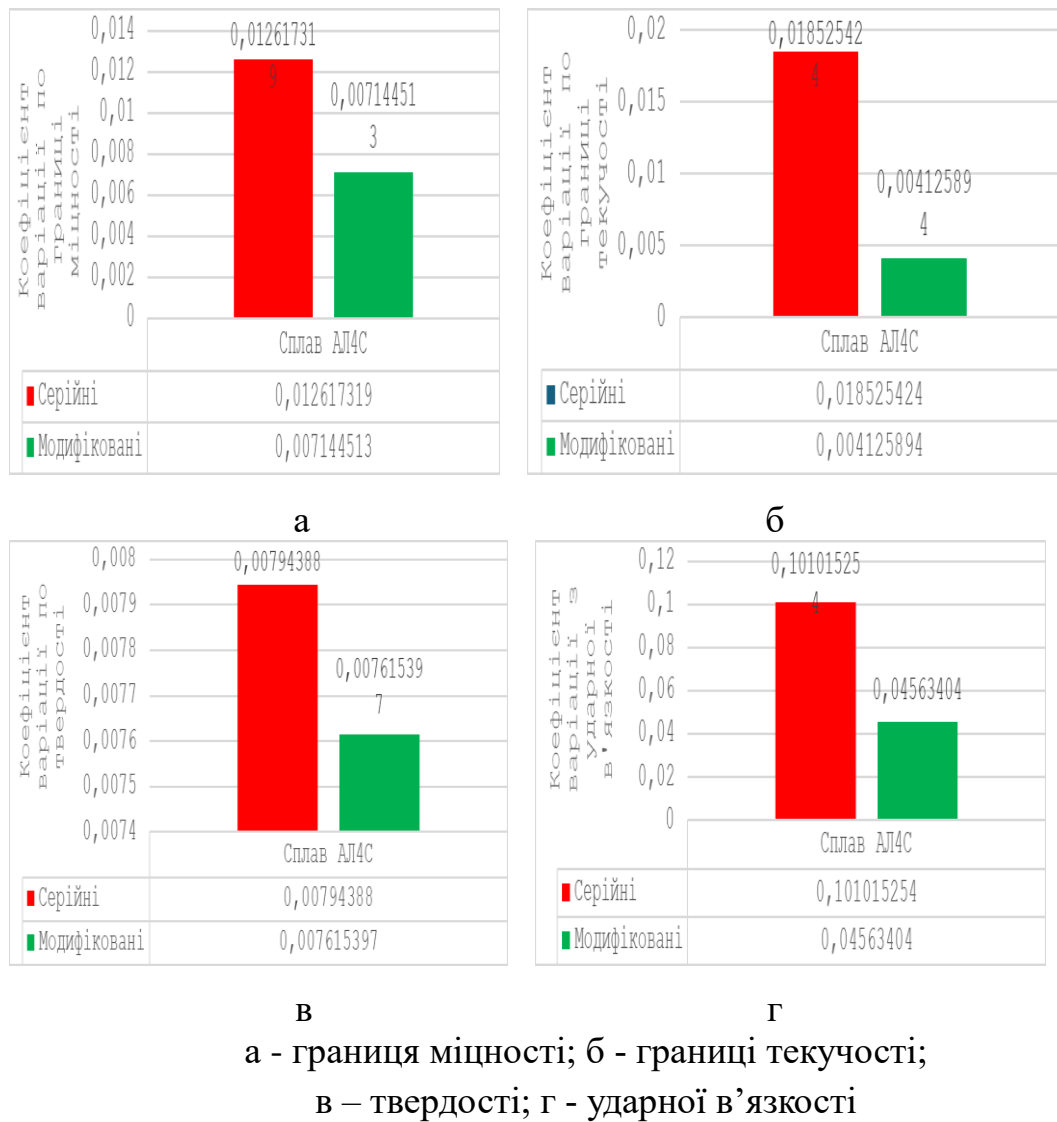


Рисунок 5.19 – Коефіцієнти варіації сплаву АЛ4С

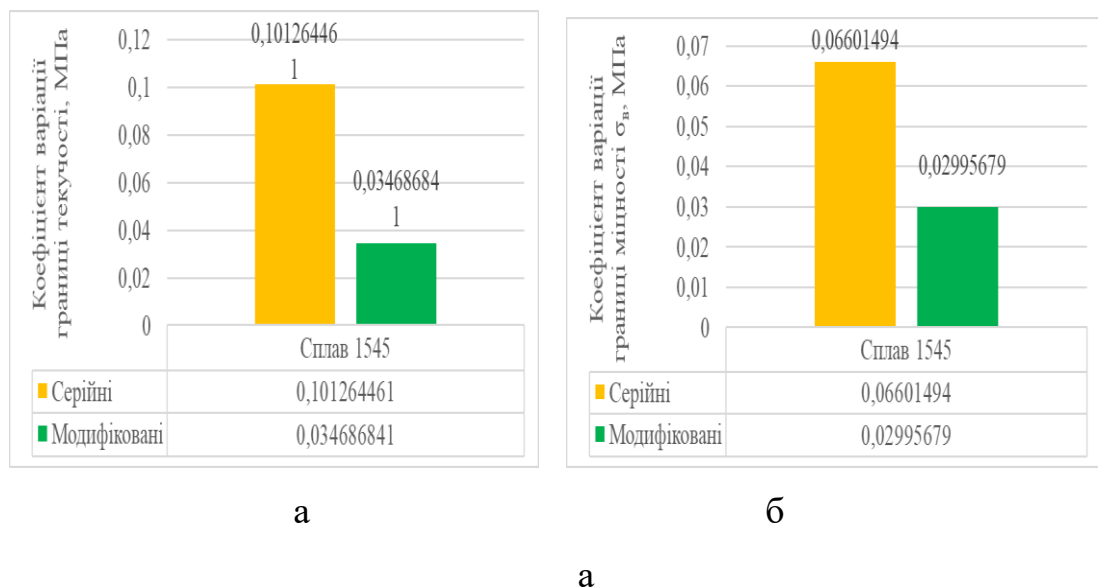


Рисунок 5.20 – Коефіцієнти варіації сплаву 1545

а - границі текучості; б - границя міцності;

Результати випробувань показують, що використання багатофункціонального модифікатора на основі кремнію дозволяє отримати сплави з високим комплексом механічних властивостей. У сплаві АК9ч середні значення межі міцності в серійному та модифікованому сплаві становив  $\sigma_b=241,61$  і  $267,8$  Мпа, відповідно. У АЛ4С такі показники склали  $202,8$  і  $209,5$  Мпа, відповідно. У 1545 такі показники склали  $395,86$  до  $447,34$  Мпа, відповідно. Це результат модифікування алюмінієвого розплаву комплексним наномодифікатором на основі тугоплавких сполук  $Mg_2Si$  і  $SiC$  розміром від  $50$  до  $100$  нм.

Показники твердості також різняться у різних сплавах. У АК9ч середні значення в серійному і модифікованому металі становив  $700,706$  і  $760,29$  Мпа, відповідно. У АЛ4С такі показники склали  $700,706$  та  $760,26$  Мпа, відповідно. Модифікування має позитивний ефект тому, що дисперсний порошок силіциду магнію  $Mg_2Si$  та карбіду кремнію  $SiC$ , доданий у тиглі роздавальних печей у концентрації  $(SiC+Mg_2Si): Al = 1:3$  дозволив підвищити цю властивість матеріалу.

Значення ударної в'язкості також виявилися вищими саме в модифікованому сплаві, в порівнянні з серійним. У АК9ч середні значення в серійному і модифікованому металі становлять  $0,101$  і  $0,124$  МДж/м<sup>2</sup>, відповідно. У АЛ4С такі показники склали  $0,10$  та  $0,122$  МДж/м<sup>2</sup>, відповідно.

Підвищення межі міцності, твердості та ударної в'язкості сплавів при використанні модифікаторів на основі силіциду магнію  $Mg_2Si$  та карбіду кремнію  $SiC$  пов'язане з мікроструктурними змінами, які обумовлені зміною механізму кристалізації.

При використанні модифікаторів, таких як  $Mg_2Si$  і  $SiC$ , з нанорозмірними частинками в розплаві утворюється велика кількість центрів кристалізації, що обумовлює як більш рівномірний розподіл легуючих елементів та інтерметалідних фаз, так і отримання більш дрібнозернистої структури. Зниження середнього розміру зерна, як показано в розділі 4, для

АК9ч, АЛ4С від 280 до 110 мкм та 1545 від 200 до 100 мкм, що сприяє підвищенню міцності та ударної в'язкості.

Додатковим ефектом, що сприяє підвищенню механічних характеристик, є рівномірний розподіл та стабілізація вторинних фаз. Комплексний наномодифікатор  $Mg_2Si$  та  $SiC$  сприяє рівномірному розподілу інтерметалідів, таких як  $Al_3Sc$  та  $Mg_2Si$ , які зміцнюють матрицю алюмінієвого сплаву. Ці інтерметалідні фази мають високу твердість і стабілізують матрицю та границі зерен алюмінію, запобігаючи їх росту під час термочасової обробки.

Слід зазначити реалізацію механізму дисперсійного зміцнення, оскільки рівномірно розподілені наночастинки  $Mg_2Si$  і  $SiC$  є ефективними бар'єрами для дислокацій, що рухаються.

Ще відбувається модифікація поверхні зерен. При цьому наночастинки кремнію та магнію взаємодіють з алюмінієм на міжфазній границі, змінюючи поверхневі характеристики зерен. Це може сприяти зменшенню внутрішніх напруг та збільшенню адгезії між зернами та вторинними фазами [4, 13, 23].

Звичайно механізми діють спільно, забезпечуючи значне поліпшення властивостей металу. В результаті межа міцності зростає за рахунок зміцнення міжзеренних границь та дисперсійного зміцнення, твердість підвищується завдяки наявності твердих інтерметалідів та вторинних фаз, а ударна в'язкість покращується за рахунок усунення макродефектів та зміцнення міжфазних границь.

## 5.6 Корозійна стійкість алюмінієвих сплавів

Враховуючи головну роль структурних факторів при визначенні методик випробування, на перше місце можна висунути способи оцінки структурних видів корозії: міжкристалітної, розшаровуючої, корозійного розтріскування.

Розвиток корозійного розтріскування може бути обумовлено внутрішніми напругами у виливку, виникненням напруг під дією вторинних продуктів корозії, що утворюються, і рядом інших додаткових процесів.

Сумарний ефект всіх можливих видів корозії при такому випробуванні зазвичай називають загальною корозією. Для оцінки загальної корозійної стійкості найпростіше визначають відносні втрати характеристик міцності та пластичності. Більш універсальним способом є визначення максимальної глибини та характеру корозійних уражень [103, 104].

Для визначення корозійної стійкості ливарних алюмінієвих сплавів АК9ч та АЛ4С, модифікованих силіцидом магнію та карбідом кремнію, проведено випробування на загальну та міжкристалітну корозію [69,76].

Випробування на загальну корозію. Для отримання порівняльних даних щодо корозійної стійкості сплавів проводили випробування на загальну корозію згідно з діючими технологічними інструкціями підприємства. Для імітації жорстких умов експлуатації був обраний метод випробувань в умовах 100-відсоткової відносної вологості, а також метод періодичного впливу 3-відсоткового розчину NaCl при кімнатній температурі. Тривалість випробувань в обох випадках становила 30 діб. Для досліджень на загальну корозію з відлитої та після термічної обробки за режимом Т6 сплавів АК9ч і АЛ4С були виготовлені по 5 плоских зразків прямокутної форми розмірами 70x30x5 мм для кожного з методів.

Випробування в умовах 100-відсоткової відносності вологості проводили в камері вологості Г-4 за двоступеневим наступним циклом:

- а) 1-й ступінь – відносна вологість від 98 до 100%, температура випробування 40°C, тривалість 8 год;
- б) 2-й ступінь – відносна вологість від 98 до 100%, температура випробування 40°C, тривалість 16 год.

Оцінку корозійної стійкості алюмінієвих сплавів згідно з діючими технологічними інструкціями підприємства, проводили щодо зміни зовнішнього вигляду зразків та зміни маси. Усереднені результати випробувань на загальну корозію для кожного зі сплавів наведено у таблиці 5.9.



Таблиця 5.9 – Результати випробувань на загальну корозію

Сплав	Середовище випробування	Швидкість корозії, $\text{кг}/(\text{м}^2 \cdot \text{діб})$	Зовнішній вигляд зразків
АК9ч	100-відсоткова відносна вологість	$11,04 \cdot 10^{-6}$	без змін
АК9ч, модифікований		$9,84 \cdot 10^{-6}$	без змін
АЛ4С		$13,97 \cdot 10^{-6}$	без змін
АЛ4С, модифікований		$13,12 \cdot 10^{-6}$	без змін
АК9ч	періодична дія 3-відсоткового розчину NaCl	$5,52 \cdot 10^{-6}$	на поверхні є легкий наліт, після зняття якого спостерігаються окремі дрібні цятки
АК9ч, модифікований		$5,04 \cdot 10^{-6}$	
АЛ4С		$7,65 \cdot 10^{-6}$	
АЛ4С, модифікований		$7,24 \cdot 10^{-6}$	

Аналіз результатів випробувань показав, що досліджувані алюмінієві сплави, незалежно стану поверхні, мають досить високу корозійну стійкість при випробуванні в умовах 100-відсоткової відносної вологості, корозійні ураження практично відсутні. Після 3-х циклів випробувань на всіх зразках відзначено потемніння поверхні у вигляді одиничних плям і цяток. Через 10 циклів випробувань у камері вологості на зразках з алюмінієвого сплаву АК9ч до і після модифікування  $\text{Mg}_2\text{Si}$  і  $\text{SiC}$  відзначено потемніння поверхні у вигляді плям, що займають від 40 до 80% площі поверхні. Аналогічне потемніння поверхні характерне також для сплаву АЛ4С до та після модифікування  $\text{Mg}_2\text{Si}$  та  $\text{SiC}$ .

Швидкість корозії зразків з вихідних і модифікованих сплавів АК9ч і АЛ4С склала від  $9,84 \cdot 10^{-6}$  до  $13,97 \cdot 10^{-6}$   $\text{кг}/(\text{м}^2 \cdot \text{діб})$ , що дало можливість відповідно до шкали корозійної стійкості віднести зазначені сплави до групи «високої стійкості». Після випробувань в умовах періодичного впливу 3-

відсоткового розчину хлористого натрію на поверхні вихідних і модифікованих сплавів АК9ч і АЛ4С спостерігалися корозійні ураження у вигляді окремих дрібних цяток, проте швидкість корозії при цьому також незначна - від  $5,04 \cdot 10^{-6}$  до  $7,65 \cdot 10^{-6}$  кг/(м<sup>2</sup>·діб).

Результати випробувань на загальну корозію показують, що модифікування частинками  $Mg_2Si$  і  $SiC$  призводить до підвищення корозійної стійкості сплавів за рахунок зниження швидкості корозії: сплаву АК9ч на 9,5...12,2%, сплаву АЛ4С - на 5,7... 6,5%. Підвищення корозійної стійкості можна пояснити подрібненням структури алюмінієвих сплавів. При модифікуванні збільшується протяжність міжфазних границь, кількість інтерметалідів та домішкових атомів, які розташовувалися в міжфазних границях у сплаві до модифікування, розподіляються після модифікування на більш значній площі. Відповідно, вони менш негативно впливатимуть на корозійну стійкість алюмінієвих сплавів. Важливу роль має і напружений стан модифікованої структури. При введенні дисперсних частинок  $Mg_2Si$  і  $SiC$  мікрооб'єми сплавів АК9ч і АЛ4С стають більш енергетично напруженими, що підвищує корозійну стійкість.

Випробування на міжкристалітну корозію. Міжкристалітна корозія (МКК) характерна для алюмінієвих сплавів. Чутливість до МКК з'являється внаслідок структурної неоднорідності границь зерен, виділення вторинних фаз, збіднення або збагачення прилеглих ділянок  $\alpha$ -твердого розчину легуючими елементами. Дослідження схильності алюмінієвих сплавів до міжкристалітної корозії проводили згідно ТІ підприємства у розчині, що містить: 3-відсотковий розчин хлористого натрію та 1% соляної кислоти  $HCl$ . Температура розчину становила 18...25°C, тривалість випробування 24 год. Дослідження показали, що сплави АК9ч та АЛ4С, як вихідні, так і модифіковані, не виявляють схильності до міжкристалітної корозії.

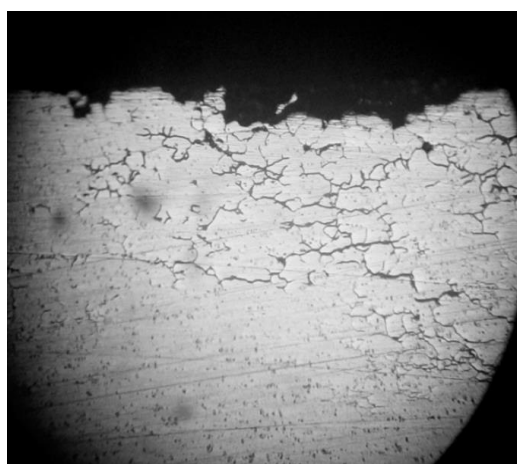
Корозійні властивості сплаву 1545 оцінювали при трьох видах випробувань: загальну корозію, корозійне розтріскування і міжкристалітну

корозію основного металу і зварних швів [105]. Дані досліджень міжкристалітної корозії наведено у таблиці 5.10.

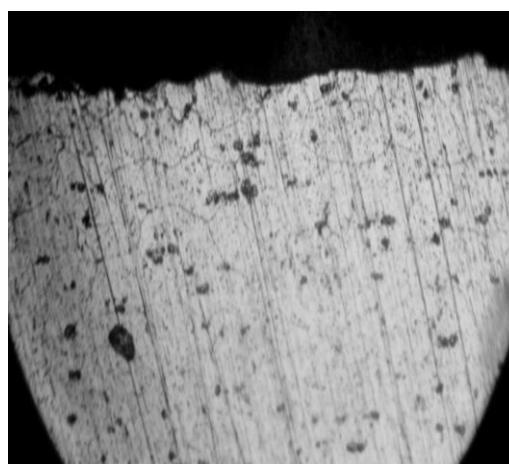
Чутливість до МКК з'являється внаслідок структурної неоднорідності границь зерен, виділення вторинних фаз, збіднення або збагачення прилеглих ділянок  $\alpha$ -твердого розчину легуючими елементами, утворення субмікро- та мікропустот через стік та коагуляцію вакансій. У вихідному сплаві 1545 МКК йде від піттингу по  $\beta$ -фазі (рис. 5.21, а). У модифікованому сплаві 1545 при модифікуванні силіцидом магнію та карбідом кремнію за рахунок зменшення виділень  $\beta$ -фази та їх рівномірного розподілу по об'єму заготовки схильність до МКК відсутня (рис. 5.21, б).

Таблиця 5.10 – Результати випробувань на міжкристалітну та розшаровуючу корозію листів сплаву 1545

Сплав	МКК	Розшаровуюча корозія
1545	відсутня	Газові бульбашки діаметром 2-3 мм на площі 10%. Бал 4.
1545, модифікований	відсутня	Газові бульбашки відсутні. Бал корозії 2.



а



б

а – вихідний сплав, х100; б – модифікований сплав, х200

Рисунок 5.21 – Мікроструктура поверхні зразків сплаву 1545 після випробування на міжкристалітну корозію

Тому, що сплав 1545 використовується в зварних конструкціях, важливим показником є корозійне розтріскування. Корозійне розтріскування оцінювалося на основному металі та зварному шві, виконаному аргонно-дуговим зварюванням. Результати випробувань наведено у таблиці 5.11.

МКК у немодифікованому сплаві 1545 відсутня, бал розшаровуючої корозії 4, розтріскування основного металу через 45 діб відсутнє, руйнування зварного шва сплаву 1545 відбувається через 50 діб. У модифікованому сплаві 1545 МКК також не виявлена, бал розшаровуючої корозії знижується до 2, розтріскування основного металу через 45 діб відсутнє, руйнування зварного шва модифікованого сплаву 1545 відбувається через 70 діб.

Таблиця 5.11 – Корозійне розтріскування основного металу та зварних швів листів сплаву 1545 товщиною 3 мм.

Сплав	Корозійне розтріскування			
	основний метал		зварний шов	
	напруга	тривалість випробування до розтріскування, діб	напруга, МПа	тривалість випробування до розтріскування, діб
1545	$0,9\sigma_B$	45	200	50
1545, модифікований	$0,9\sigma_B$	45	200	65

Алюмінієвий сплав 1545 має високі корозійні властивості. Модифікування  $Mg_2Si$  і  $SiC$  дозволило знизити показник розшаровуючої корозії з четвертого до другого балу.

Таким чином, введення в розплав комплексного модифікатора на основі нанодисперсного силіциду магнію і карбіду кремнію надає ефективний вплив на підвищення корозійних властивостей алюмінієвого сплаву 1545.

## Висновки

Розроблено технології модифікування та термозміцнюючої обробки, які дозволяють створити нове покоління високоякісних алюмінієвих сплавів з покращеними механічними, технологічними та експлуатаційними властивостями. Це відкриває широкі перспективи для використання даних сплавів у конструкціях відповідного призначення:

1. Введення в алюмінієві розплави нано дисперсних порошоків силіциду магнію і карбіду кремнію у вигляді таблеток при ваговому співвідношенні порошоків  $\text{SiC} + \text{Mg}_2\text{Si} = 1:3$  дозволяє полегшити розрахунки необхідної кількості модифікатора в процесі плавки і не вимагає додаткового технологічного ливарного оснащення;

2. Модифікування ливарних алюмінієвих сплавів АК9ч і АЛ4С нано дисперсними частинками силіциду магнію і карбіду кремнію дозволило усунути дефекти лиття: тріщини, усадкові раковини та пористість по перерізу виливків для деталей крильчатки турбонасосного агрегату.

3. Розроблений режим термозміцнюючої обробки ливарного алюмінієвого сплаву АК9ч, модифікованого силіцидом магнію і карбідом кремнію, що полягає в нагріванні деталей до температури  $530^\circ\text{C}$ , витримці 2 год і загартуванні в підігріту воду, а також двоступінчастому старінні по режиму: нагрівання до температури  $160^\circ\text{C}$  витримка протягом 4 год. з подальшим охолодженням на повітрі. Удосконалення технології термічної обробки забезпечило підвищення межі міцності з 260 до 275 МПа, межі текучості - з 215 до 235 МПа за незначного зниження відносного подовження порівняно із застосуванням одноступеневого старіння деталей;

4. час операції удосконаленої термічної обробки деталей із модифікованого сплаву АК9ч зменшено з 23 до 9 год, тобто. в 2,5 рази, за рахунок зменшення часу витримки під загартування та застосування двоступінчастого старіння, що дозволило суттєво підвищити економічні

показники операції термічної обробки деталей крильчатки турбонасосного агрегату.

5. Розроблено режим термозміцнювальної обробки литих заготовок сплаву 1545, що полягає у загартуванні від  $580 \pm 5^{\circ}\text{C}$  охолодженням в охолодженій воді і штучному старінні при температурі  $260 \pm 5^{\circ}\text{C}$  протягом 10 годин.

## ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

У роботі вирішені важливі науково-технічні задачі підвищення механічних, технологічних та експлуатаційних властивостей ливарних та деформованих алюмінієвих сплавів систем Al–Si та Al–Mg–Sc для виготовлення виробів ракетно-космічної техніки. Проведені теоретичні та експериментальні дослідження з впливу комплексного модифікування на основі нанодисперсного силіциду магнію та карбіду кремнію на структуру та властивості сплавів системи Al–Si АК9ч, АЛ4С для виготовлення деталей турбонасосного агрегату, а також деформований сплав системи Al–Mg–Sc 1545 для силових елементів авіаційної та ракетно-космічної техніки, дозволяють зробити наступні висновки:

1. Для обробки ливарних та деформованих алюмінієвих сплавів систем Al–Si та Al–Mg–Sc розроблено і обґрунтовано спосіб введення комплексного модифікатора на основі нанодисперсного силіциду магнію  $\text{Mg}_2\text{Si}$  та карбіду кремнію  $\beta\text{-SiC}$  з розміром частинок 50...100 нм. Комплексний модифікатор має наступний склад, % мас.:  $\text{Mg}_2\text{Si}$  – 15...20;  $\text{SiC}$  – 20 ... 30; алюмінієвий порошок розміром частинок до 1 мкм – решта. Розроблено термочасові параметри модифікування алюмінієвих сплавів АК9ч, АЛ4С і 1545. Для рівномірного розподілу модифікатора в об'ємі розплаву, час обробки розплаву модифікатором 10 хвилин при температурі 750°C. Кількість модифікатора, що вводиться, становить 0,1% від маси розплаву.

2. Модифікування комплексним наномодифікатором дозволило зменшити середній розмір зерна литих заготовок сплавів АК9ч, АЛ4С у 2,5 рази від 280 до 110 мкм, у модифікованому сплаві 1545 зменшується розмір зерна з 200 до 100 мкм, тобто в 2,0 рази порівняно з немодифікованим станом.

3. Доведено можливість застосування термозміцнюючої обробки для ливарних алюмінієвих сплавів АК9ч, АЛ4С. На основі експериментальних даних запропонована термозміцнююча обробка, що складається із

загартування від температури 530°C, охолодження у холодній воді; старіння при температурі 170...180°C протягом 2 годин, охолодження на повітрі.

4. Вперше запропоновано комплексний механізм зміцнення ливарних та деформованих алюмінієвих сплавів при модифікуванні нанодисперсним силіцидом магнію і карбідом кремнію, що полягає в контролюючому зеренному зміцненні при значному вкладі дисперсійного зміцнення, що дозволяє активно впливати на механічні властивості. У ливарному модифікованому сплаві АК9ч підвищено комплекс механічних властивостей сплаву у порівнянні з не модифікованим станом:  $\sigma_b$  з 240 до 265 МПа (на 8...10%),  $\sigma_T$  з 205 до 230 МПа (на 10...12%),  $\delta$  з 3,0 до 3,2 відсотків (на 3...6%), КСУ з 0,10 до 0,12 МДж/м<sup>2</sup> (на 10...20%), НВ з 700 до 760 Мпа (на 8...9%). У ливарному модифікованому сплаві АЛ4С підвищено комплекс механічних властивостей сплаву у порівнянні з не модифікованим станом:  $\sigma_b$  з 230 до 250 МПа (на 7...9%),  $\sigma_T$  з 200 до 222 МПа (на 9...11%),  $\delta$  з 2,9 до 3,1 відсотків (на 3...6%), КСУ з 0,10 до 0,12 МДж/м<sup>2</sup> (на 10...20%), НВ з 695 до 750 Мпа (на 7...8%). У деформованому модифікованому сплаві 1545 підвищено комплекс механічних властивостей сплавів у порівнянні з не модифікованим станом:  $\sigma_b$  з 396 до 447 МПа (на 12...13%),  $\sigma_T$  з 269 до 315 МПа (на 16...17%),  $\delta$  з 15,0 до 17,0 відсотків (на 12...13%).

5. При вивченні корозійних властивостей ливарних та деформованого алюмінієвих сплавів (міжкристалітної, розшаровуючої корозії та корозійного розтріскування) встановили, що модифіковані алюмінієві сплави АК9ч та АЛ4С мають високу корозійну стійкість при випробуванні в умовах 100% відносної вологості і не виявляють схильності до міжкристалітної корозії. При випробуваннях на загальну корозію модифікування частками Mg<sub>2</sub>Si і SiC призводить до зниження швидкості корозії: сплаву АК9ч – на 9,5...12,2 %, сплаву АЛ4С – на 5,7...6,5%; відповідно до шкали корозійної стійкості алюмінієві сплави АК9ч і АЛ4С після модифікування відносяться до групи «високої стійкості». При експлуатації



модифікованого сплаву 1545 виявлено відсутність міжкристалітної корозії в модифікованому сплаві, зниження бала розшаровуючої корозії з 4 бала для вихідного сплаву 1545 до бала 2 в модифікованому сплаві 1545, зниження корозійного розтріскування зварних швів модифікованого сплаву.

6. Розроблені «Технологічна інструкція ТІ № 102.25210.00377 з приготування алюмінієвого сплаву АЛ4, модифікованого комплексним наномодифікатором на основі силіциду магнію та карбіду кремнію» та «Технологічна інструкція ТІ № 102.25210.00376 з приготування алюмінієвого сплаву 1545 системи Al-Mg-Sc, модифікованого комплексним наномодифікатором на основі силіциду магнію та карбіду кремнію», які впроваджені у ливарному виробництві Державного підприємства «Виробниче об'єднання Південно машинобудівний завод імені О. М. Макарова». Результати роботи впроваджені при отриманні ливарних алюмінієвих сплавів АК9ч, АЛ4С та деформованого сплаву 1545 у промислових умовах Державного підприємства «Виробниче об'єднання Південно машинобудівний завод імені О. М. Макарова» та навчальний процес Дніпровського національного університету імені Олеся Гончара. Отримано Патент України на корисну модель № 157286, С22С 1/06 (2006.01) «Спосіб одержання виливків з силумінів».

## ПЕРЕЛІК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Куцова В. З., Погребна Н. Е., Хохлова Т. С. та ін. Алюміній та сплави на його основі. Дніпропетровськ: Пороги, 2004. 136 с.
2. Мільман Ю. В., Коржова Н. П., Сірко А. І. Алюміній та його сплави // Неорганічні матеріали. Метали і технології. Київ: Наукова думка, 2008. Т. 2., кн. 1. С. 52–68.
3. Технологія виробництва ракетно-космічних літальних апаратів: підручник / Ю. С. Алексєєв, Є. О. Джур, О. В. Кулик, Л. Д. Кучма, Є. Ю. Ніколенко, В. В. Хуторний; за ред. д-ра техн. наук Є. О. Джура. Дніпро: АРТ-ПРЕС, 2007. 480 с.
4. Таран Ю. М., Куцова В. З., Спірідонова І. М., Хохлова Т. С. Матеріалознавство та термічна обробка металів. Дніпропетровськ: Пороги, 1990. Т. 2. 420 с.
5. Іщенко А. Я., Лабур Т. М. Сварка современных конструкций из алюминиевых сплавов. Київ: Наукова думка, 2013. 414 с.
6. Калініна Н. Є., Никифорчин Г. М., Калінін О. В. та ін. Структура, властивості та використання конструкційних наноматеріалів: монографія. Львів: Простір, 2017. 304 с.
7. Розвиток титанової та алюмінієвої промисловості України на інноваційній основі: перспективи та обмеження: колективна монографія / за ред. д-ра екон. наук, ст. н. с. В. В. Венгера; НАН України, ДУ «Ін-т екон. та прогноз. НАН України». Електрон. дані. Київ, 2024. 286 с.
8. Прогресивні матеріали і технології: у 2-х т. Київ: Академперіодика, 2003. Т. 1. XXVI с. + 421 с.
9. Кузін О. А., Яцюк Р. А. Металознавство та термічна обробка металів: підруч. [для студ. вищ. навч. закл.]. Львів: Афіша, 2002. 304 с.
10. Костін В. А., Григоренко Г. М., Жуков В. В. Модифіковані структури зварних з'єднань високоміцних низьколегованих сталей

наночастинками тугоплавких металів // Будівництво, матеріалознавство, машинобудування. 2016. Вип. 89. С. 93–98.

11. Лякишев Н. П. Конструкційні та деякі функціональні матеріали. Теперішнє та майбутнє // Сучасне матеріалознавство XXI століття / відп. ред. І. К. Походня. Київ: Наукова думка, 1998. 657 с.

12. Металознавство і термічна обробка металів і сплавів із застосуванням комп'ютерних технологій навчання: підручник / Ю. М. Таран, Є. П. Калінушкін, В. З. Куцова [та ін.]; за ред. Ю. М. Тарана. Дніпропетровськ: Дніпрокнига, 2002. 360 с.

13. Актуальні проблеми сучасного матеріалознавства: у 2-х т. Т. 1. Київ: Академперіодика, 2008. 656 с.

14. Солнцев Ю. П., Беліков С. Б., Волчок І. П., Шейко С. П. Спеціальні конструкційні матеріали: підручник для вищих навчальних закладів. Запоріжжя: ВАЛПІС-ПОЛІГРАФ, 2010. 536 с.

15. Мазур В. І., Пригунова А. Г., Таран Ю. Н. Модели расплавов в системе Al-Si по результатам структурного анализа продуктов закалки из жидкого состояния // ФММ. 1980. Т. 50. Вип. 1. С. 123–129.

16. Большаков В. І., Куцова В. З., Котова Т. В. Наноматеріали і нанотехнології. Дніпропетровськ: ПДАБА, 2016. 220 с.

17. Лякишев Н. П., Банных О. А. Диаграммы состояния двойных металлических систем: в 3 т. М.: Машиностроение, 1996. Т. 1. 992 с.

18. Чернега Д. Ф., Могилатенко В. Г. Влияние дисперсных тугоплавких частиц в расплаве на кристаллизацию алюминия и силумина // Литейное производство. 2002. № 12. С. 6–8.

19. Санін А. Ф., Єлькаді М. М., Хорольський М. С. Нанотехнології – одне з перспективних напрямків створення нових конструкційних еластомерних матеріалів // Косм. наука технол. 2018. 24(1). С. 71–75.

20. Калініна Н. Є. Модифицирование высокопрочных алюминиевых сплавов дисперсными композициями // Системні технології. 1998. № 2. С. 150–154.

21. Мітяєв А. А., Волчок І. П., Повзло В. Н., Лоза К. Н. Фізико-механічні та корозійні властивості інтерметалідної фази  $\text{Al}_5\text{SiFe}$  // Стародубовські читання. 2009. Вип. 48, ч. 1. С. 5–7.
22. Гзовський К. Ю., Гаврилюк В. П., Ласковець В. В. Влияние микродобавок углерода и титана на процесс кристаллизации сплава АК9М // Металлы и литье Украины. 2004. № 1–2. С. 52–55.
23. Іщенко А. Я. Алюминиевые высокопрочные сплавы для сварных конструкций // Прогресивні матеріали і технології. Київ: Академперіодика, 2003. Т. 1. С. 50–82.
24. Milman Yu. V., Grinkevich K. E., Korzhova N. P. et al. Cast piston alloys based on ternary Al–Mg–Si system with increased mechanical characteristics for automobile industry // Aluminium Alloys. Their Phys. And Mechan. Properties. DGM, Germany, 2008. 1. P. 229–233.
25. Іщенко А. Я., Чапор В. О., Яворська М. Р. Влияние добавок скандия на свариваемость сплава системы Al–Zn–Mg // Автомат. Сварка. 2000. № 11. С. 15–17.
26. Сплави алюмінієві ливарні. Технічні умови: ДСТУ 2839-94. [Чинний від 1996-01-01]. Київ: Держспоживстандарт України, 1996. 49 с.
27. Богуслаєв В. О., Качан О. Я., Калініна Н. Є. та ін. Наноматеріали і нанотехнології: підруч. для студентів ВНЗ / за заг. ред. В. О. Богуслаєва. Запоріжжя: АТ "Мотор Січ", 2015. 202 с.
28. Єфімов М. О., Мільман Ю. В. Матеріали квазікристалічні // Енциклопедія Сучасної України. Київ: Інститут енциклопедичних досліджень НАН України, 2018. Т. 19.
29. Dahlborg U., Kramer M. J., Besser M., Marris J. R., Calvo-Dahlborg M. Structure of molten Al and eutectic Al–Si alloy studied by neutron diffraction // J. Non-Cryst. Solids. 2013. 361. P. 63–69.
30. Tkachenko V. G. Dislocation mechanisms and strengthening methods in metal crystals. Kyiv: Akademperiodyka, 2021. 298 p.

31. Пригунова А. Г., Кошелєва М. В., Борисова А. Г. Вплив обробки уніполярним імпульсним електричним струмом розплаву сплаву Al – 8 мас.% Si – 0,7 мас.% Fe на утворення залізовмісних фаз та механічні властивості виливків // Матеріалознавство і технологія. 2022. Т. 38. Вип. 4.
32. Neikov O. D. Water atomized powder technologies for advanced aluminium alloy production // Proc. of 2000 Powder Metallurgy World Congress, Publ. Japan Society of Powder Metallurgy, Kyoto, 2000. P. 464–466.
33. Young-Dong K., Zin-Hyoung L. The effect grain refining and oxide inclusion on the fluidity of Al-4,5 Cu-0,6 Mn and A356 alloys // Mater. Sci. and Eng. 2003. № 1–2. P. 372–376.
34. Могилатенко В. Г. Исследование влияния фторцирконата калия и нитрида титана на морфологию кремния в заэвтектическом силумине KC470 // Металл и литье Украины. 2015. № 10 (269). С. 22–24.
35. Рафінувально-модифікувальний комплекс для алюмінієвих сплавів: пат. України на корисну модель № 69720, C22C 1/06. 2012.
36. Спосіб виробництва силумінів: пат. України на винахід № 101208, B22D 1/00, C22B 9/00, C22F 3/00. 2013.
37. Ласковець В. О., Гаврилюк В. П., Гзовський К. Ю. Взаимосвязи кристаллизации, структуры и свойств сплава AlCu<sub>6,8</sub>Mn<sub>0,65</sub>, микролегированного титаном // Процессы литья. 2013. № 1. С. 50–53.
38. Судавацова В. С., Шевченко М. О., Іванов М. І., Кудін В. Г. Термодинамічні властивості сплавів подвійних і потрійних систем, утворених алюмінієм, перехідними та рідкісноземельними елементами: монографія. Київ: Наук. думка, 2021. 200 с.
39. Богуслаєв В. А., Качан А. Я., Калініна Н. Є. Материалы и технологии в РКТ. Запорожье: Мотор-Січ, 2007. 342 с.
40. Заячук Д. М. Нанотехнології і наноструктури: навч. посібник. Львів: Видавництво Національного університету «Львівська політехніка», 2009. 580 с.

41. Скороход В. В., Уварова І. В., Рагуля А. В. Фізико-хімічна кінетика в наноструктурних системах. Київ: Академперіодика, 2001. 180 с.
42. Milman Yu. V. Scandium-effect on increasing mechanical properties of aluminum alloys // High Temperature Materials and Processes. 2006. 25, No. 1–2. P. 1–10.
43. Сперкач С. О., Трачевський В. В., Трачевський О. В. та ін. Наноматеріали спеціального призначення: формування, застосування: монографія. Вінниця: Твори, 2021. 444 с.
44. Іванченко Д. В., Чернега Д. Ф. Модифицирование алюминиевого сплава АК12М2 фторидом и оксидом циркония // Процессы литья. 2005. № 1. С. 27–28.
45. Плєскач В. М., Акімов І. В., Мітяєв О. А. Технологічні методи виробництва заготовок деталей машин: підруч. / за заг. ред. доц. В. М. Плєскача. Запоріжжя: Просвіта, 2013. 372 с.
46. Верховлюк А. М., Нарівський А. В., Могилатенко В. Г. Технології одержання металів та сплавів для ливарного виробництва / За ред. акад. НАН України В. Л. Найдека. Київ: Видавничий дім «Вініченко», 2016. 224 с.
47. Петрашов О. С., Капустян О. Є., Волчок І. П., Мітяєв О. А., Акімов І. В. Дослідження та підвищення механічних властивостей силуміну АК7ч // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2023. № 1. С. 36–42.
48. Kalinina N. E., Hlushkova D. B., Voronkov A. I., Kalinin A. V. Influence of nanodispersed compositions on structure formation of high-strength aluminum alloys // Вісник ХНАДУ. Харків. 2020. Вип. 91. С. 39–43.
49. Фролов Р. О., Волчок І. П., Мітяєв О. А., Лукінов В. В. Формування структури та властивостей литих деталей зі сплаву АК7ч із використанням комплексної обробки // Металознавство і термічна обробка металів. 2019. № 2. С. 62–66.

50. Bolshakov V. I., Dvorkin L. L. Structure and Properties of Building Materials. Switzerland: TTP, 2016. 220 p. DOI: 10.30977/bul.2219-5548.2023.103.1.211.
51. Іванченко Д. В., Чернега Д. Ф. Модифіцирование алюмінієвого сплава АК12М2 фторидом і оксидом цирконія // Процеси лиття. 2005. № 1. С. 27–28.
52. Пригунова А. Г. Влияние кремния, цинка и магния на плотность и строение расплавов силуминов // Металлофизика и новейшие технологии. 1997. Т. 19. № 9. С. 80–82.
53. Захаров В. В., Ростова Т. Д. Влияние скандия, переходных металлов и примесей на упрочнение алюминиевых сплавов при распаде твердого раствора // Металловедение и термическая обработка металлов: науч.-техн. и произ. журнал. 2007. № 9. С. 12–19.
54. Пригунова А. Г., Недужий А. М. Конструкційні алюмінієві сплави систем Al–Cu–Mg і Al–Zn–Mg–Cu в літакобудуванні // Процеси лиття. Провідний науково-технічний журнал з ливарного виробництва. 2023. № 1 (151). С. 54–73.
55. Легкая Т. Н., Барабаш О. М., Мильман Ю. В. та ін. Физические основы разработки нового класса литейных сплавов алюминия // Металлофизика и новейшие технологии. 2009. 31, № 4. С. 545–552.
56. Filatov Yu. A., Yelagin V. I., Zakharov V. V. New Al-Mg-Sc alloys // Mater. Sci. Eng. 2000. V. A280. P. 97–101.
57. Royset J., Ryum N. Kinetics and mechanisms of precipitation in an Al-0.2WT.% Sc alloy // Mater. Sci. Eng. 2005. V. 396. P. 409–422.
58. Калінін В. Т., Хричиков В. Є., Кондрат А. А. Особливості строення ультра- і нанодисперсних модифікаторів, отриманих плазмохімічним синтезом // Металознавство та термічна обробка металів. 2009. № 2. С. 54–60.
59. Norlin A. A century of aluminium – a product of the future // Svetsaren. 2000. № 2. P. 31–33.

60. Спосіб одержання виливків з силумінів: пат. України № 157286, C22C 1/06 (2006.01) / А. В. Давидюк, С. О. Полішко, Н. Є. Калініна, О. В. Калінін. № u202400883; заявл. 21.02.2024; опубл. 25.09.2024, бюл. № 39.

61. Спосіб одержання виливків з силумінів: пат. України на корисну модель № 157286, C22C 1/06 (2006.01). 2024.

62. Сплави алюмінієві ливарні. Технічні умови: ДСТУ 2839-94. [Чинний від 1996-01-01]. Київ: Держспоживстандарт України, 1996. 49 с. (Національний стандарт України).

63. Рагуля А. В., Скороход В. В. Консолидированные наноструктурные материалы. Київ: Наукова думка, 2007. 375 с.

64. Калініна Н. Є., Давидюк А. В., Калінін В. Т., Носова Т. В., Мамчур С. І., Савченко І. С. Дослідження структури та властивостей алюмінієвих сплавів, модифікованих дисперсними композиціями // Системне проектування та аналіз характеристик аерокосмічної техніки. 2019. Т. 26. С. 80–84.

65. Метали. Випробування на розтяг: ДСТУ EN 10002-1:2006.

66. Матеріали металеві. Випробування на ударний вигин за Шарпі: ДСТУ EN 10045-1:2006. Частина 1. Метод випробування; від 01.07.2007. Київ: Держспоживстандарт України, 2008. 10 с.

67. Металеві матеріали. Випробування на твердість за Брінеллем: ДСТУ ISO 6506-1:2019. Частина 1. Метод випробування.

68. Матеріали металеві та сплави. Визначення густини методом гідростатичного зважування: ДСТУ EN 1183:2003.

69. Властивості та вибір: кольорові сплави та матеріали спеціального призначення // ASM Handbook. Vol. 2. ASM International, Materials Park, OH, 1990.

70. Неорганическое материаловедение в двух томах. Энциклопедическое издание. Материалы и технологии. Т. 2, кн. 1 / Под ред. Г. Г. Гнесина, В. В. Скорохода. Київ: Наукова думка, 2008. 854 с.



71. Hassan A. A., Prangnell P. B., Norman A. F. et al. Effect of welding parameters on nugget zone microstructure and properties in high strength aluminium alloy friction stir welds // *Sci. Technol. Weld. Joining*. 2003. 8(4). P. 257–268.
72. Zolotarevsky V. S., Belov N. A., Glazoff M. V. Casting aluminium alloys. Elsevier, 2007. 530 p.
73. Ямшинський М., Селівьорстов В., Лук'яненко І., Кивгило Б. В. Вплив модифікування високодисперсним карбідом кремнію на ливарні властивості вторинного сплаву системи Al-Si // *Метал та лиття України*. 2022. Т. 30. № 1.
74. Barabash O. M., Milman Yu. V., Korzhova N. P. et al. Design of new cast aluminium materials using properties of monovariant eutectic transformation  $L \leftrightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si}$  // *Mater. Science Forum*. 2002. 396–402. P. 729–734.
75. Zu F. Q., Xiaoyun Li. Functions and mechanism of modification elements in eutectic solidification of Al-Si alloys // *China Foundry*. 2014. 11(4). P. 287–309.
76. Hegde S., Prabhu K. N. Modification of eutectic silicon in Al-Si alloys // *Journal of Materials Science*. 2008. 43. P. 3009–3027. DOI: 10.62717/2221-4550-2024-1-164.
77. Zhang W., Xu K., Long W., Zhou X. Microstructure and Compressive Properties of Porous 2024Al-Al<sub>3</sub>Zr Composites // *Metals*. 2022. 12(12). P. 1–15.
78. Ye H. An overview of the development of Al-Si alloy based material for engine applications // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2003. 12. P. 288–297.
79. Nosova T. V., Kalinina N. E., Kalinin V. T., Davidyuk A. V., Vovk A. M. Processing aluminum alloys by dispersion modifiers // *Системне проектування та аналіз характеристик аерокосмічної техніки*. 2018. Т. 24. С. 57–62.
80. Калініна Н. Є., Калінін В. Т., Мамчур С. І., Давидюк А. В., Серженко І. О. Зміна структури та властивостей алюмінієвих сплавів в результаті модифікування // *Актуальні напрямки матеріалознавства*:

збільшення ресурсу конструкцій на основі конвергенції сучасних технологій обробки матеріалів. 2020. С. 6–9.

81. Калініна Н. Є., Давидюк А. В., Носова Т. В., Цокур Н. І. Розробка технології модифікації литих алюмінієвих сплавів нанокмпозиціями // Вісник ДНУ. 2023. № 4 (31). С. 76–80.

82. Davydiuk A. V., Kalinina N. E., Sanin A. F., Hlushkova D. B., Demchenko S. V., Sayenko V. O. Improving the strength and corrosion properties of aluminium alloys when modification with nanodispersed compositions // Питання атомної науки та техніки. 2023. № 5 (147). С. 26–29. DOI: 10.46813/2023-147-026.

83. Zhang J., Chen H., Yu H., Jin Y. Study on dual modification of Al-17%Si alloys by structural heredity // Metals. 2015. 5(2). P. 1112–1126.

84. Афтанділянц Є. Г., Зазимко О. В., Лопатько К. Г., Іванова О. В. Технологія конструкційних матеріалів: навч. посіб. в 2-х кн. Кн. 1. Київ: НУБіП, 2016. 511 с.

85. Yan W., Chen W., Zhang S., Li B., Li J. Evolution of solidification structures and mechanical properties of high-Si Al alloys under permanent magnetic stirring // Materials Characterization. 2019. 157. P. 109894.

86. Носова Т. В., Давидюк А. В., Калінін В. Т., Юшкевич О. П. Вплив мікролегування і модифікування на структурне зміцнення та властивості сплавів // Системне проектування та аналіз характеристик аерокосмічної техніки. 2017. Т. 22. С. 62–67.

87. Алюміній та алюмінієві сплави. Лігатури, одержані переплавленням. Технічні умови: ДСТУ EN 575:2006 (EN 575:1995, IDT).

88. Алюміній та алюмінієві сплави. Виливки. Хімічний склад та механічні властивості. Частина 4: ДСТУ ISO 3522:2007.

89. Пирлик Р. В., Давидюк А. В., Калініна Н. Є. Технологія модифікування алюмінієвих сплавів порошковим модифікатором // XXIV Міжнародна науково-практична конференція “Людина і космос”. Збірник тез. Дніпро: НЦАОМУ, 2022. С. 165.

90. Доценко Ю. В., Селівьорстов В. Ю., Насонов Д. М., Насонов М. М. Перспективи поліпшення властивостей вторинних ливарних сплавів системи Al-Si з використанням процесу модифікування // Матеріали Міжнародної науково-технічної конференції «Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні». ІТММ, 2021. С. 28–32.
91. Калініна Н. Є., Давидюк А. В., Калінін В. Т., Носенко О. П., Носова Т. В., Мамчур С. І., Носенко О. П. Зміна властивостей деформованих алюмінієвих сплавів під час модифікування // Металознавство та термічна обробка металів. 2019. № 1(84). С. 44–49.
92. Петрашов О. С., Капустян О. Є., Волчок І. П., Мітяєв О. А., Акімов І. В. Дослідження та підвищення механічних властивостей силуміну АК7ч // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2023. № 1. С. 36–42.
93. Polishko S., Davidiuk A., Sanin A., Kalinina N., Dzhur E. Aluminum alloy modifiers // Системне проектування та аналіз характеристик аерокосмічної техніки. 2019. Т. 26. С. 17–20.
94. Давидюк А. В. Модифікування алюмінієвих сплавів дисперсним порошком карбіду кремнію SiC // XXV Міжнародна науково-практична конференція “Людина і космос”. Збірник тез. Дніпро: НЦАОМУ, 2023. С. 263.
95. Zolotarevsky V. S., Belov N. A., Glazoff M. V. Casting aluminium alloys. Elsevier, 2007. 530 p.
96. Давидюк А. В., Полішко С. О. Зміна структури та механічних властивостей алюмінієвого сплаву системи Al-Mg-Sc унаслідок оброблення комплексним наномодифікатором // Вісник Харківського національного автомобільно-дорожнього університету. 2023. № 103. С. 211–215. DOI: 10.30977/bul.2219-5548.2023.103.1.211.
97. Давидюк А. В., Калініна Н. Є., Полішко С. О. Вплив модифікування дисперсними наноконпозиціями на структуру та властивості ливарних силумінів // Вісник Харківського національного автомобільно-

дорожнього університету. 2023. № 103. С. 117–121. DOI: 10.30977/bul.2219-5548.2023.103.1.117.

98. Harrell T. J., Topping T. D., Wen H., Hu T., Schoenung J. M., Lavernia E. J. Microstructure and strengthening mechanisms in ultrafine-grained Al–Mg–Sc alloy produced by powder metallurgy // *Metall. Mater. Trans. A*. 2015. 45. P. 6329–6343.

99. Калініна Н. Є., Давидюк А. В., Калінін В. Т., Носова Т. В., Носенко О. П., Савченко І. С. Підвищення технологічних властивостей зварюваних алюмінієвих сплавів модифікуванням дисперсними композиціями // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2018. № 1. С. 81–85.

100. Malarvizhi S., Alasubramanian V. Effect of welding processes on AA2219 aluminium alloy joint properties // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2011. 21(5). P. 962–973.

101. Давидюк А. В. Зміна структури та властивостей алюмінієвих сплавів при модифікуванні порошковими композиціями // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2024. № 1. С. 13–17. DOI: 10.15588/1607-6885-2024-1-2.

102. Давидюк А. В., Калініна Н. Є. Схильність до утворення гарячих тріщин при зварюванні алюмінієвих сплавів // *IV Всеукраїнський форум студентів, аспірантів і молодих учених*. Дніпро: ДНУ, 2017. С. 221–223.

103. Welch P. I., Pikard A. C. The effect of texture on fatigue crack propagation in aluminium alloy 7075 // *Aluminium*. 1985. V. 61. № 5. P. 332–335.

104. Калінін В. Т., Грекова М. В., Давидюк А. В., Юшкевич О. П. Підвищення корозійної стійкості конструкційних сплавів обробкою тугоплавкими модифікаторами // *Міжнародна конференція «Інноваційні технології в науці та освіті. Європейський досвід»*. Том II. Дніпро-Відень, 2017. С. 271–275.

105. Давидюк А. В. Зварювальні алюмінієві сплави модифіковані наночастками // *XXI Міжнародна науково-практична конференція “Людина і космос”*. Збірник тез. Дніпро: НЦАОМУ, 2019. С. 279.

106. Filatov Yu. A., Yelagin V. I., Zakharov V. V. New Al-Mg-Sc alloys // Mater. Sci. Eng. 2000. V. A280. P. 97–101.
107. Давидюк А. В., Калініна Н. Є., Глушкова Д. Б. Підвищення якості виливків з алюмінієвих сплавів системи Al-Si // XXVI Міжнародна науково-практична конференція “Людина і космос”. Збірник тез. Дніпро: НЦАОМУ, 2024. С. 344–345. DOI: 10.62717/2221-4550-2024-1-164.

ДОДАТОК А

ДЕРЖАВНЕ КОСМІЧНЕ АГЕНТСТВО УКРАЇНИ											
ДЕРЖАВНЕ ПІДПРИЄМСТВО «ВО ПМЗ ім. О.М. Макарова»											
«ЗАТВЕРДЖУЮ»											
Головний металург											
ДП «ВО ПМЗ»											
 Андрій БОЙКО											
« 11 » 06 2024											
ТЕХНОЛОГІЧНА ІНСТРУКЦІЯ											
№ 102.25210.00377											
з приготування алюмінієвого сплаву АЛ4,											
модифікованого комплексним наномодифікатором											
на основі силіциду магнію та карбіду кремнію											
Інв. № докл.	Полп. и дата	Взам. ина. №	Інв. № дубл.	Полп. и дата	Головний спеціаліст з лиття						Ольга МАЗУР
					в.о. Начальник цеху ЦК 304/76						Микола ПЕТРОВ
					Розробник						Анжела ДАВИДІОК
					Професор, д.т.н.						Наталія КАЛІНІНА
м. ДІШПРО											
2024											
					Технологічна інструкція №102.25210.00377					Лист	
Ізм	Лист	№ докум.	Полп.	Дата						1	

Ця інструкція поширюється на приготування робочого сплаву АК9 (АЛ4), модифікованого комплексним модифікатором.

## 1. Хімічний склад

1.1 Хімічний склад сплаву АК9 (далі АЛ4) згідно з ДСТУ 2839-94 зазначений у табл.1.

Таблиця 1

Хімічний склад сплаву АЛ4

Сплав	Основні елементи, %								
АЛ4 (АК9)	Al		Si		Mg		Mn		
	основа		8,0-10,5		0,17-0,35		0,2-0,5		
	Домішки, %								
	Fe	Cu	Zn	Sn	Be	Pb	Ni	Ti+Zr	Сума домішок
	3-0,6 К-0,9	0,30	0,30	0,01	0,10	0,05	0,10	0,15	3-1,1 К-1,4

## 2. Шихта

2.1. Вихідними матеріалами для складання шихти є:

2.1.1. Силумін в чушках марок АК12оч (СИЛ-00), АК12оч (СИЛ-0), АК12ч (СИЛ-1) ДСТУ2839-94 (ГОСТ1583-93).

2.1.2. Алюміній первинний марок А85, А8, А7, А6, А7-Е ГОСТ 11069-74 в чушках по 15 кг ГОСТ 11070-74.

2.1.3. Магній в чушках марок МГ-90, МГ-95, МГ-96 ДСТУ 2187-93.

2.1.4. Лігатура алюміній-марганець, приготування за інструкцією ДП «ВО ПМЗ».

2.1.5. Відходи власного виробництва у вигляді переплаву, якщо вони не є браком за хімічним складом.

2.2. Зберігання відходів проводити у коробках. Кожен короб повинен мати бирку із зазначенням марки сплаву.

Транспортування відходів відбувається у коробках із биркою, що вказує марку матеріалу відходів.

Відходи у вигляді прибутків, чушок сплаву, забракованих виливків цілих або розрізаних на стрічковій пилці моделі ЛС-80-2 до розмірів, зручних для завантаження, сплесків та літників повинні бути попередньо переплавлені та злиті в чушки.

2.3. Шихтовку сплаву проводити із застосуванням 60% відходів для виливків типу корпусів Т203-011 та Т206-011 і 40 ... 60% для інших виливків.

Кількість переплаву литників у загальній кількості переплаву не має перевищувати 20% від ваги переплаву відходів.

2.4. Вихідні матеріали повинні відповідати ГОСТу, мати сертифікати постачальника або паспорти за хімскладом від хімічної лабораторії цеху або ОЗЛ.

2.5. Вихідні матеріали повинні бути очищені піскоструминним способом по т/нд. АК-301.

2.6. Розрахунок шихти проводити за наступним вмістом компонентів, %: кремній – 9,3; магній – 0,3; марганець – 0,4.

При отриманні партії силуміну, що складається з кількох плавів з різним вмістом кремнію, для розрахунку шихти дозволяється усереднювати вміст кремнію, якщо різниця знаходиться в межах 1%. При розбіжності вмісту кремнію більше 1% плавки групувати партії з розбіжністю, не перевищує 1% кожної партії.

Вміст домішок під час розрахунку шихти не має перевищувати: заліза при литті в кокіль - 0,40 %; титану – 0,10 %; берилію – 0,08 %; свинцю – 0,03%; сурьми – 0,015%.

### 3. Підготовка печі

3.1. Плавку проводити в печах САТ-0,16, САН-0,5 та САН-1,0 або в тиглях роздавальних печей.



3.2. Печі повинні бути ретельно очищені від шлаку та залишків сплаву попередніх плавок.

3.3. При використанні печі, в якій готувалася інша марка сплаву, попередньо провести плавку для промивання або замінити тигель (для роздавальної печі).

3.4. Промивну плавку проводити навіскою алюмінію або силуміну, що становить 50...60 % ємності печі з витримкою його в розплавленому стані не менше 2-х годин. При промиванні необхідно перемішувати розплавлений алюміній так, щоб він омивав всю робочу поверхню ванни печі. Температура алюмінію повинна бути за показаннями приладів не нижчою за 740°C. Алюміній розливається по виливницям.

#### 4. Завантаження шихти

4.1. Завантаження шихти проводити в нагріту до температури 750 ... 800 °C (за показаннями приладів) піч або тигель. Завантаження печей типу САН проводиться лише на форкамери. Завантаження у ванни забороняється.

4.2. Насамперед у піч завантажувати чушки силуміну, алюмінію і лігатуру алюміній-марганець, причому марганцева лігатура повинна розташовуватися поблизу нагрівачів.

4.3. Після розплавлення чушок силуміну та алюмінію завантажити та розплавити переплав відходів.

Після цього за допомогою скребка робити ретельне перемішування сплаву у ванні печі, поверхню сплаву очищати від шлаку, який збирається на схилі форкамери.

#### 5. Розливання сплаву в роздаткові печі

5.1. Для виливків 1 категорії (3 групи) типу корпусів, насосів, кришок, крильчаток набір сплаву виконувати безпосередньо в тиглі роздаткових печей. Тиглі повинні бути наповнені рідким сплавом не більше ніж на 88 % об'єму їх внутрішньої висоти.

5.2. При переливі сплаву необхідно прагнути, щоб струмінь металу був якомога повнішим і коротшим.

5.3 Після кожного набору металу поверхню розплаву в тиглі та розливному ківші, а також печі повинні бути очищені від пелени.

## 6. Рафінування та модифікація сплаву

6.1. Рафінування та модифікування сплаву проводити в тиглях роздаткових печей послідовно.

6.2. Контроль газонасиченості сплаву проводити методом вакуумної проби після операції модифікування.

6.3. При незадовільних результатах випробувань вакуумної проби сплав обробити вакуумом. У разі коли повторне вакуумування не дає позитивних результатів, допускається дегазувати сплав титановою стружкою.

6.4. Обробка сплаву титановою стружкою допускається не більше 3-х разів.

## 7. Контроль хімічного складу

7.1. Після рафінування металу проводити експрес-аналіз металу на вміст Mg і Fe.

7.2. Надалі пробу на вміст Mg і Fe брати безпосередньо перед початком розливу тигля і через кожні 2 години після початку розливу. Відбір проб від сплаву, призначеного для дрібних виливків, проводити через кожну 1 годину витримки сплаву в тиглі.

7.3. Після доведення хімічного складу сплаву за вмістом Mg та Fe проводити відбір проби для паспортного хімічного аналізу сплаву. Відбір проб робити з тигля, в якому сплав обробляли титановою стружкою.

## 8. Модифікування сплаву комплексним наномодифікатором

8.1. Сплав піддати модифікуванню.

8.2. Модифікування сплаву дисперсним порошком силіциду магнію  $\text{Mg}_2\text{Si}$  карбідом кремнію  $\text{SiC}$  проводити в тиглях роздаткових печей, якщо в техпроцесі не обумовлені інші способи модифікування:

$(\text{SiC} + \text{Mg}_2\text{Si}): \text{Al} = 1:3$

$\text{SiC} + \text{Mg}_2\text{Si} + \text{Al}$

$\text{SiC} + \text{Mg}_2\text{Si} = 1:3$

8.3. Таблетки для модифікації в кількості 0,1% від ваги рідкого металу загорнути в алюмінієву фольгу, потім помістити в дзвіночок.

8.4. Температура розплаву у тиглі перед початком модифікування повинна становити  $740^\circ\text{C}$  (за показником приладу).

8.5. Видалити шлак із поверхні розплаву. Дзвіночок опустити у розплав на відстані 50... 100 мм від дна тигля.

8.6. Перемішати розплав за допомогою дзвіночка протягом 8...10 хв, при цьому включаючи цикли реверсного перемішування по 3...4 хв. та періодичні зупинки перемішування на час не більше 1 хв. Витримати розплав 5...6 хв. Видалити шлак із поверхні розплаву.

8.7. Відібрати проби для хімічного аналізу та механічних випробувань.

## 9. Контроль режиму плавки

9.1. Температура в печі САН (за показниками приладів) не має перевищувати 820... 850  $^\circ\text{C}$ .

9.2. Перегрів сплаву при плавленні, підготовці та розливанні не повинен перевищувати  $780^\circ\text{C}$  (за показниками приладів).

9.3. Провести термообробку розплаву з модифікатором при  $750^\circ\text{C}$  протягом 5...10 хв.

9.4. Загальна тривалість плавки та розливання сплаву не повинна перевищувати: для печей типу САТ та САН 8 годин (від початку розплавлення).

## 10. Техніка безпеки

10.1. Операції завантаження шихти в піч, добавки шихти, розливання, перемішування сплаву, очищення печі, видалення окисних плівок, відбору проб проводити тільки при вимкненій тигельній печі або відповідній зоні електропечей.

10.2. Перед встановленням тигля в піч перевірити його на відсутність тріщин, раковин, роздутостей та місць розпалу. Перевірку проводити візуально.

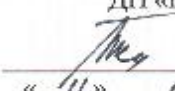


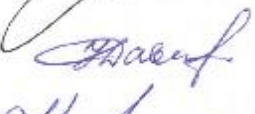

10.3. Транспортування чавунного тигля з рідким сплавом проводити за допомогою пристосування.

10.4. Забороняється:

- а) користуватися несправним інструментом та пристроями;
- б) підігрів інструменту зануренням у рідкий сплав.

10.5. Встановлення та вилучення тигля проводити тільки при вимкненій печі.

ДОДАТОК Б

ДЕРЖАВНЕ КОСМІЧНЕ АГЕНТСТВО УКРАЇНИ											
ДЕРЖАВНЕ ПІДПРИЄМСТВО «ВО ПМЗ ім. О.М. Макарова»											
«ЗАТВЕРДЖУЮ»											
Головний металург											
ДП «ВО ПМЗ»											
											
Андрій БОЙКО											
« 11 » 06 2024											
ТЕХНОЛОГІЧНА ІНСТРУКЦІЯ											
№ 102.25210.00376											
з приготування алюмінієвого сплаву 1545 системи											
Al - Mg - Sc, модифікованого комплексним											
напомодифікатором на основі силіциду магнію та											
карбіду кремнію											
Інв. № пол.	Позп. к дата	Взм. инв. №	Иин. № змін.	Позп. и дата	Головний спеціаліст з лиття		Ольга МАЗУР				
					в.о. Начальник цеху ПК 304/76		Микола ПЕТРОВ				
					Розробник		Анжела ДАВИДЮК				
					Професор, д.т.н.		Наталія КАЛІНІНА				
					м. ДІПІРО			2024			
Інв. № пол.	Позп. к дата	Взм. инв. №	Иин. № змін.	Позп. и дата	Ізм	Лист	№ докум.	Полн.	Дата	Технологічна інструкція №102.25210.00376	Лист
						1					1

Ця інструкція поширюється на приготування робочого сплаву 1545, модифікованого комплексним модифікатором.

## 1. Хімічний склад

1.1 Хімічний склад сплаву 1545 згідно з паспортом П11-61-84 зазначений у табл. 1.

Таблица 1

Хімічний склад сплаву 1545

Сплав	Основні елементи, % мас.						
1545	Al		Mg		Sc		Mn
	основна		5,7-6,7		0,3-0,5		0,1-0,25
	Домішки, не більше, % мас.						
	Cu	Zn	Zr	Fe	Si	Be	Інші
	0,1	0,1	0,05-0,15	0,3	0,2	0,0002-0,005	0,1

## 2. Шихта

2.1. Вихідними матеріалами для складання шихти є:

2.1.1. Алюмінієвий сплав системи Al – Mg - Sc ГОСТ 4784-97.

2.1.2. Алюміній первинний марок А83, А8, А7 ГОСТ 11069-2001 в чушках ГОСТ 11070-74.

2.1.3. Магній в чушках марок МГ-90, МГ-95, МГ-96 ДСТУ 2187-93 (ГОСТ 804-93).

2.1.4. Марганець вводити лігатурою Al-60% Mn.

2.1.5. Скандій вводити лігатурою Al-5% Sc.

2.2. Шихтування сплаву проводити із застосуванням 40...60% алюмінієвих відходів.

2.3. Вихідні матеріали повинні відповідати ГОСТ, мати сертифікати постачальника або паспорта на хімічний склад від хімічної лабораторії цеху чи ОЗЛ.

2.4. Вихідні матеріали повинні бути очищені піскоструминним способом по т/нд. АК-301.

2.5. Розрахунок шихти проводити на наступний вміст компонентів, % мас.: магній – 6,3; скандій – 0,4; марганець – 0,2.

При отриманні партії алюмінієвого сплаву системи Al-Mg, що складається з декількох марок з різним вмістом магнію, для розрахунку шихти дозволяється усереднювати вміст магнію, якщо відмінність знаходиться в межах 1%. При розбіжності вмісту магнію більше 1% плавки групувати партії з розбіжністю, не перевищуючи 1% кожної партії.

Вміст домішок при розрахунку шихти не повинен перевищувати % мас.: мідь – 0,08; цинк – 0,08; цирконій – 0,12; залізо – 0,2; кремній – 0,1; берилій – 0,001.

2.6. Готову шихту в коробах перемістити на плавильну ділянку разом із шихтовим листом, підписаним майстром шихтового двору.

### 3. Підготовка печі

3.1. Плавку виконувати у печах САТ-0,16, САН-0,5 та САН-1,0 або в тиглях роздавальних печей.

3.2. Печі повинні бути ретельно очищені від шлаку та залишків сплаву попередніх плавок.

3.3. При використанні печі, в якій готувалася інша марка сплаву, попередньо провести плавку для промивання або замінити тигель (для роздавальної печі).

3.4. Промивну плавку проводити навіскою алюмінію або силуміну, що становить 50...60 % ємності печі з витримкою його в розплавленому стані не менше 2-х годин. При промиванні необхідно перемішувати розплавлений

алюміній так, щоб він омивав всю робочу поверхню ванни печі. Температура алюмінію повинна бути за показаннями приладів не нижчою за 740°C. Алюміній розливається по виливницями.

#### 4. Завантаження шихти

4.1. Завантаження шихти проводити в піч, нагріту до температури 750 ... 800 ° С (за показниками приладів). Завантаження печей типу САН проводиться лише на форкамери. Завантаження у ванни забороняється.

4.2. Насамперед у піч завантажувати деформований алюмінієвий сплав системи Al-Mg-Sc, чистий алюміній та лігатури алюміній-марганець та алюміній-скандій. При завантаженні шихти необхідно контролювати, щоб відстань між шихтою та нагрівачами була не менше 200 мм.

4.3. Після розплавлення алюмінієвого сплаву системи Al-Mg-Sc та чистого алюмінію завантажити переплав відходів.

4.4. Після розплавлення всієї шихти, з метою прискорення плавки, допускається додавання чушок лігатури, що не розчинилася, алюміній-марганець. Після цього за допомогою скребка робити ретельне перемішування сплаву у ванні печі, поверхню сплаву очищати від згустків пелени, шлаку, який збирається на схилі форкамери.

#### 5. Розливання сплаву в роздавальні печі

5.1. Набір сплаву робити безпосередньо в тиглі роздаткових печей. Тиглі повинні бути наповнені рідким сплавом не більше ніж на 88 % об'єму їх внутрішньої висоти.

5.2. При переливі сплаву необхідно прагнути, щоб струмінь металу був якомога повнішим і коротшим.

5.3 Після кожного набору металу поверхню розплаву в тиглі та розливному ківші, а також печі повинні бути очищені від плівок.



## 6. Рафінування та модифікація сплаву

6.1. Рафінування та модифікування сплаву проводити в тиглях роздаткових печей послідовно.

6.2. Контроль газонасиченості сплаву проводити методом вакуумної проби після операції модифікування.

6.3. При незадовільних результатах випробувань вакуумної проби сплав обробити вакуумом. У разі коли повторне вакуумування не дає позитивних результатів, допускається дегазувати сплав титановою стружкою.

6.4. Обробка сплаву титановою стружкою допускається не більше 3-х разів.

## 7. Контроль хімічного складу

7.1. Після рафінування металу проводити експрес-аналіз металу на вміст Mg і Fe.

7.2. Надалі пробу на вміст Mg і Fe брати безпосередньо перед початком розливу тигля і через кожні 2 години після початку розливу. Відбір проб від сплаву, призначеного для дрібних виливків, проводити через кожну 1 годину витримки сплаву в тиглі.

7.3. Після доведення хімічного складу сплаву за вмістом Mg та Fe проводити відбір проби для паспортного хімічного аналізу сплаву. Відбір проб робити з тигля, в якому сплав обробляли титановою стружкою.

## 8. Модифікування сплаву комплексним наномодифікатором

8.1. Сплав піддати модифікуванню.

8.2 Модифікування сплаву дисперсним порошком силіциду магнію  $Mg_2Si$  карбідом кремнію  $SiC$  проводити в тиглях роздаткових печей, якщо в техпроцесі не обумовлені інші способи модифікування:

$(SiC+Mg_2Si): Al = 1:3$

$SiC+Mg_2Si+Al$

$SiC+Mg_2Si=1:3$

8.3. Модифікування проводити таблетками для модифікування алюмінієвих сплавів складу  $\text{SiC:Al} = 1:3$  мас.

8.4. Таблетки для модифікування в кількості 0,1% від ваги рідкого металу загорнути в алюмінієву фольгу, потім помістити в дзвіночок.

8.5. Температура розплаву в тиглі перед початком модифікування повинна становити 720 ... 740 °C за показниками приладу.

8.6. Видалити шлак із поверхні розплаву. Дзвіночок опустити в розплав на відстань 50...100 мм від дна тигля.

8.7. Перемішати розплав за допомогою дзвіночка протягом 3-5 хв.

## 9. Контроль режиму плавки

9.1. Температура в печі типу САН (за показниками приладів) не повинна перевищувати 820...840 °C.

9.2. Перегрів сплаву при плавці, підготовці та розливанні не повинен перевищувати 780°C (за показниками приладів).

9.3. Провести термообробку розплаву з модифікатором при 750°C протягом 5...10 хв.

9.4. Загальна тривалість плавки та розливання сплаву не повинна перевищувати: для печей типу САТ та САН 8 годин (від початку розплавлення).

## 10. Техніка безпеки

10.1. Операції завантаження шихти в піч, добавки шихти, розливання, перемішування сплаву, очищення печі, видалення окисних плівок, відбору проб проводити тільки при вимкненій тигельній печі або відповідній зоні електропечей.

10.2. Перед встановленням тигля в піч перевірити його на відсутність тріщин, раковин, роздутостей та місць розпалу. Перевірку проводити візуально.

10.3. Транспортування чавунного тигля з рідким сплавом проводити з

допомогою пристосування.

10.4. Забороняється:

- а) користуватися несправним інструментом та пристроями;
- б) підігрів інструменту зануренням у рідкий сплав.

10.5. Встановлення та вилучення тигля проводити тільки при вимкненій печі.

## ДОДАТОК В

«ЗАТВЕРДЖУЮ»  
Заступник генерального  
директора – директор виробництва  
Державного підприємства  
«Виробниче об'єднання  
Підприємств машинобудівний завод  
ім. О.М. Макарова»  
О.Ю. Лебедєв  
« 24 » 02 2025 р.

## АКТ РЕАЛІЗАЦІЇ

результатів дисертаційної роботи  
аспірантки Дніпровського національного університету імені Олеся Гончара  
Давидюк Анжели Вікторівни

Комісія ДП «ВО ПМЗ ім. О.М. Макарова» у складі головного металурга Андрія БОЙКА, головного фахівця з лиття Ольги МАЗУР, доцента ДНУ Олега БОНДАРЕНКО, склали цей акт про те, що результати дисертаційної роботи Давидюк А.В. «Вплив модифікування нанодисперсними композиціями на структуру та властивості ливарних і деформованих алюмінієвих сплавів», присвячені підвищенню механічних, технологічних та експлуатаційних властивостей ливарних і деформованих алюмінієвих сплавів модифікуванням, представляють науковий інтерес та практичну значимість для виготовлення виробів ракетно-космічної техніки.

Встановлено, що мета та результати дисертаційної роботи спрямовані вирішення задач ракетобудівної галузі, а загальна спрямованість відповідає напрямку ДП «ВО ПМЗ ім. О.М. Макарова». Результати досліджень Давидюк А.В. апробовані під час експериментального відпрацювання технології виготовлення деталей турбореосних агрегатів з ливарного алюмінієвого сплаву АЛ4, а також з деформованого сплаву 1545 для виготовлення силових елементів з додаванням до розплаву комплексного модифікатора на основі силіциду магнію і карбіду кремнію.

Дослідно-промислові проби, проведені у відповідності з технологічними інструкціями «ПІ № 102.25210.00377 з приготування алюмінієвого сплаву АЛ4, модифікованого комплексним наномодифікатором на основі силіциду магнію та карбіду кремнію» та «ПІ № 102.25210.00376 з приготування алюмінієвого сплаву 1545 системи АІ-Mg-Sc, модифікованого комплексним наномодифікатором на основі силіциду магнію та карбіду кремнію», розробленими за участю А.В. Давидюк, показали, що спосіб модифікування ливарних та деформованих алюмінієвих сплавів забезпечив отримання дрібнозернистої структури з рівномірним розподілом легуючих елементів та інтерметалідних фаз та, як наслідок, суттєве підвищення комплексу механічних, технологічних та експлуатаційних властивостей.

Практичні результати дисертаційного дослідження А.В. Давидюк рекомендовані до використання при виготовленні деталей і виробів відповідального призначення на підприємстві.

Головний металург



Андрій БОЙКО

Головний фахівець з лиття



Ольга МАЗУР

Доцент Дніпровського національного  
університету імені Олеся Гончара



Олег БОНДАРЕНКО

## ДОДАТОК Г

ЗАТВЕРДЖУЮ

В.о. проректор  
з науково-методичної роботи  
Дніпровського національного університету  
імені Олеся Гончара

Наталія ГУК

АКТ РЕАЛІЗАЦІЇ

Науково-методична комісія фізико-технічного факультету Дніпровського національного університету імені Олеся Гончара у складі голови – декана, доктора технічних наук, професора Саніна А.Ф. та членів комісії: в.о. завідувача кафедри ракетно-космічних та інноваційних технологій, кандидата технічних наук, доцента Карповича І.І., кандидата технічних наук, доцента Носової Т.В., констатує, що результати досліджень і розробки, що відображені в дисертаційній роботі Давидюк Анжели Вікторівни на здобуття наукового ступеня доктора філософії «Вплив модифікування нанодисперсними композиціями на структуру та властивості ливарних і деформованих алюмінієвих сплавів», використовуються в навчальному процесі кафедри ракетно-космічних та інноваційних технологій.

Актором отриманні нові наукові результати пов'язані з обробкою розплавів і заготовок з ливарних та деформованого алюмінієвих сплавів з високими технологічними, механічними та корозійностійкими властивостями, для виготовлення силових елементів ракетно-космічних апаратів. Обґрунтовано склад модифікатора на основі силіциду магнію  $Mg_2Si$  та карбїду кремнію  $SiC$ . Розроблено спосіб обробки ливарних алюмінієвих сплавів комплексним модифікатором силіциду магнію  $Mg_2Si$  та карбїду кремнію  $SiC$  та технологічні режими наномодифікування сплавів з введенням операції термомасової обробки розплаву. Удосконалено режим термоміцнізуючої обробки деталей.

Застосування вказаних розробок в навчальному процесі при проведенні лекційних, практичних та лабораторних занять, що викладаються у відповідності з навчальною програмою дисциплін: «Технологія обробки спеціальних матеріалів», «Корозія сплавів авіаційно-космічної техніки», «Напоматеріали і нанотехнології», «Математичне моделювання та оптимізація технологічних процесів і матеріалів» при підготовці бакалаврів та магістрів за спеціальністю 132 Матеріалознавство, дозволило підвищити якість курсів, що викладаються, та рівень підготовки фахівців.

Голова комісії

*Санін* Анастасій САНІН

Члени комісії

*Карпович* Іван КАРПОВИЧ

*Носова* Тетяна НОСОВА