

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ «ЗАПОРІЗЬКА ПОЛІТЕХНІКА»

Кваліфікаційна наукова
праця на правах рукопису

ФРОЛОВ РОМАН ОЛЕКСАНДРОВИЧ




УДК:669.017:669.714.1

**ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВТОРИННИХ
СИЛУМІНІВ КОМПЛЕКСНОЮ ТЕХНОЛОГІЄЮ МОДИФІКУВАННЯ**

05.02.01 – Матеріалознавство

Подається на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей, результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело.

 Роман ФРОЛОВ

*Примірник за змістом ідентичний з іншим.
В.О. ученого секретаря спеціалізованої
вченої ради Д17.05д.01*

Науковий керівник **Мітяєв Олександр Анатолійович** доктор технічних наук,

професор

Проректор з НР

Запоріжжя – 2024



АНОТАЦІЯ

ФРОЛОВ Р.О. «Підвищення механічних властивостей вторинних силумінів комплексною технологією модифікування». – На правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук за спеціальністю 05.02.01 – Матеріалознавство. Національний університет «Запорізька політехніка» МОН України, м. Запоріжжя, 2025.

Дисертація присвячена вирішенню важливої науково-практичної задачі – розробці комплексної технології отримання виливків із вторинних силумінів за допомогою удосконалення процесів модифікування і залучення механізму впливу спадковості шихти.

У першому розділі проведено огляд літератури і виконано аналіз сучасних вітчизняних та закордонних методів впливу на розплав для отримання дрібнозернистої структури і високого рівня механічних властивостей. Виявлено, що відсутня єдина наукова думка на процеси структуроутворення при модифікуванні, особливо обмежені літературні дані по застосуванню комплексних методів обробки, тобто при поєднанні двох і більше методів впливу на розплав. Зроблено висновок, що для досягнення необхідного рівня механічних властивостей виливків із вторинних силумінів з високим вмістом домішок необхідно застосовувати додаткові механізми впливу на розплав.

У другому розділі наведено методику виконання досліджень. У якості предмету для вивчення використовувалися евтектичні сплави АК7ч, А356.2 та їх зворот у вигляді литників, з огляду їх постійного накопичення на виробництві. Об'єктом дослідження були процеси структуроутворення виливків із вторинних силумінів АК7ч та А356.2 при комплексному обробленні розплавів модифікатором з додаванням дрібнокристалічної шихти. Для вирішення поставленої задачі були застосовані такі методи досліджень як спектральний аналіз хімічного складу сплавів, оптична мікроскопія, рентгеноспектральний, рентгеноструктурний та

фрактографічний аналізи, визначення механічних властивостей (міцності, пластичності, твердості).

Третій розділ присвячено оптимізації переробки відходів А356.2 і АК7ч у високоякісні сплави. В ході роботи проводили порівняння заводської технології обробки (1,0 мас. % K_2ZrF_6) і експериментальної з застосуванням модифікувального комплексу МК-1. Різна кількість і вид застосованого модифікувального комплексу пояснюється різною концентрацією заліза у цих сплавах. Показано, що зворот має підвищену кількість заліза відносно первинних сплавів, а закордонні сплави мають меншу кількість шкідливих домішок відносно сплавів власного виробництва. Запропоновано технологію і варіанти модифікувальної обробки для виготовлення виливків відповідального призначення із вторинних сплавів, що задовольняють умови виробництва за механічними властивостями. Висунута гіпотеза, що використання спадкового модифікувального впливу шихти дозволить отримувати якісне литво для сплавів, концентрація заліза у яких значно перевищує норму дозволена нормативним документами.

У четвертому розділі описано технологію виготовлення швидко охолодженої дрібнокристалічної шихти, її вплив на структуру і властивості вторинного сплаву АК7ч. Результати засвідчили, що спадкова дія такої шихти дозволяє отримувати більш дисперсну мікроструктуру та, в значній мірі, підвищує пластичність виливка. Незначне зниження середніх значень границі міцності та твердості пояснюється тим, що до сплаву ймовірно потрапляє більша кількість оксидів та вологи. Це додатково підтверджує необхідність застосування комплексних методів обробки розплаву, які підсилюють позитивні властивості один одного та нівелюють можливі негативні аспекти. За допомогою багатфакторного експерименту проведено дослідження комплексної технології застосування модифікувального комплексу МК-1 та дрібнокристалічної шихти на сплавах АК7ч з концентрацією заліза від 0,159 до 1,841 мас. %. Аналіз результатів дозволив отримати рівняння регресії, що показують можливість отримання виливків з високими показниками механічних властивостей ($\sigma_B > 300$ МПа, $\delta > 5\%$ і $HRB > 50$), при застосуванні комплексної модифікувальної обробки МК-1 (до 0,1 мас. %) і дрібнокристалічної шихти

(до 42,05 мас. %). Отримано виливки з рівнем механічних властивостей, що задовольняють вимогам ДСТУ 2839-94, навіть при перевищенні вмісту заліза у 1,84 рази. Відмічено, що кількість домішок у звороті має тенденцію зростати, отже найбільшу практичну цінність мають саме результати, котрі отримано на сплавах з високим вмістом заліза.

Розділ п'ятий присвячено впровадженню розробленої комплексної технології модифікування у виробництво. Проведено перевірку формування розрізної недендритної структури у сплаві АК7ч в промислових умовах цеха №1 АТ «МОТОР СІЧ», при виготовленні деталі типу «диск». Результати формування сприятливої структури перевірялися на зразках, що були виготовлені із відповідальних зон поперечних перетинів деталей, а оцінку механічних властивостей проводили по зразках, відлитих із проб тієї ж плавки. Аналіз макро- і мікроструктур продемонстрував переваги застосування комплексних методів оброблення, особливо додаткового підпресування під час розливки у кокіль. Показано, що додавання до розплаву дрібнокристалічної шихти призводить до зменшення розмірів залізовмісних пластинчастих інтерметалідних β -фаз, без зміни їх форми. Комплексне оброблення розплаву окрім подрібнення зерен та основних структурних складових, призвело до зміни морфології залізовмісних фаз з пластинчастої на компактну. Додаткове примусове підпресування, при гравітаційному литті у кокіль деталей, забезпечило отримання покращеної щільної структури, а на поверхні шліфа були майже відсутні голкоподібні та пластинчасті інтерметаліди. Отримання у виливках інвертованої структури дозволило забезпечити необхідний рівень міцності та досягти значного підвищення показників пластичності у 1,63 рази.

Основними результатами роботи є дослідження впливу обробки модифікувальними комплексами K_2ZrF_6 та МК-1 на вторинні сплави АК7ч та А356.2. Доведена можливість отримання високої якості литва на сплавах з концентрацією заліза до 0,6 мас. %. Розширено уявлення про вплив спадковості шихти для вторинних сплавів АК7ч, А356.2. Розроблено технологію отримання дрібнокристалічної шихти із сприятливою мікроструктурою для спадкового модифікування з розміром поперечного перерізу дендриту α -твердого розчину

алюмінію 10...15 мкм, розміром евтектичного кремнію та інтерметалідних включень 1...2 мкм. Вперше показано, що під впливом саме спадкового модифікування вторинного сплаву АК7ч дрібнокристалічною шихтою, відбуваються зміни його мікроструктури, які супроводжуються зменшенням розміру зерен α -твердого розчину у 1,5...2,5 рази, евтектичного кремнію у 1,2...1,7 разів і інтерметалідних фаз у 1,3...1,9 разів відповідно. За допомогою комплексного застосування модифікувальної обробки та дрібнокристалічної шихти отримано, для вторинного силуміну АК7ч, виливки у кокіль з рівнем механічних властивостей, що задовольняють вимогам ДСТУ 2839-94. Показано, що комплексний підхід до модифікування вторинних силумінів із залученням різних механізмів впливу на розплав, дозволяє скоротити кількість застосовуваних модифікувальних комплексів, при збереженні стабільно високого рівня механічних властивостей виливків. Застосування такої комплексної обробки дозволяє розширити номенклатуру деталей, що виготовляються із звороту. Такий підхід сприяє зменшенню витрат на первинну сировину, сприяє зменшенню шкідливих викидів, та вирішує проблему утилізації відходів власного виробництва.

Обґрунтованість і достовірність наукових положень, висновків і рекомендацій забезпечується коректним застосуванням сучасних методів досліджень; узгодженістю отриманих експериментальних результатів і наукових положень з загальноприйнятими матеріалознавчими уявленнями про структуру і механічні властивості силумінів; дослідно-промисловою перевіркою результатів, що отримано у роботі. За результатами досліджень розроблена технологічна інструкція з отримання дрібнокристалічної шихти алюмінієвих сплавів та впроваджена технологія виготовлення алюмінієвих сплавів з інвертованою структурою на підприємстві АТ «МОТОР СІЧ».

Ключові слова: алюміній; силумін; вторинні сплави; структуроутворення; інтерметалідні фази; міцність; пластичність; твердість; факторний аналіз; шихта; спадковість; модифікувальна обробка; термічна обробка.

ПЕРЕЛІК ОПУБЛІКОВАНИХ РОБІТ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Статті у фахових наукових виданнях

1. Frolov R.O., Mityayev O.A., Petrashov O.S., Glotka O.A. Modification of the return silumin AK7ch with a fine crystalline charge. *Journal of Science*. Lyon. 2024. №54. P. 35–40. DOI: 10.5281/zenodo.11550476.
2. Мітяєв О.А., Волчок І.П., Фролов Р.О., Повзло В.М., Петрашов О.С. Підвищення властивостей вторинного силуміну АК12М2МгН наномодифікуванням. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2022. № 2. С. 88–92. DOI: 10.15588/1607-6885-2022-2-14.
3. Волчок І.П., Мітяєв О.А., Фролов Р.О., Круліковська О.О., Ванярха Т.В. Підвищення якості вторинних силумінів в умовах сучасного виробництва. *Вісник Харківського національного автомобільно-дорожнього університету*. Харків. 2020. Вип. 91. С. 105–110. DOI: 10.30977/BUL.2219-5548.2020.91.0.105.
4. Фролов Р.О., Волчок І.П., Мітяєв О.А., Лукінов В.В. Формування структури та властивостей литих деталей зі сплаву АК7ч з використанням комплексної обробки. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2019. № 2 (85). С. 62–66. DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.230419.61.295.
5. Волчок І.П., Мітяєв О.А., Фролов Р.О., Сахно О.С. Енергоєфективна технологія отримання алюмінієвих сплавів. *Теплотехніка, енергетика та екологія в металургії: колективна монографія*. У двох книгах. – Книга друга / Під загальною редакцією д.т.н., проф. Ю.С. Пройдака. – Дніпро: Нова ідеологія, 2017. [рос.]. С. 272–275.
6. Фролов Р.О., Мітяєв О.А., Волчок І.П., Петрашов О.С. Спадкове модифікування вторинних алюмінієвих сплавів. *Будівництво, матеріалознавство, машинобудування. Стародубівські читання*. 2017. Вип. 95. [рос.]. С. 142–148.
7. Мітяєв О.А., Волчок І.П., Фролов Р.О., Лоза К.Н., Гнатенко О.В., Лукінов В.В. Комплексне модифікування вторинних силумінів. *Наука та прогрес транспорту. Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного*

транспорту імені академіка В. Лазаряна. 2014. № 6 (54). [рос.]. С. 87–96.
DOI: 10.15802/stp2014/33180.

Інші публікації, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації

8. Фролов Р.О., Волчок І.П. Підвищення механічних властивостей вторинного силуміну АК8МЗ. *Людина і космос* : збірник тез доп. XVII міжнар. молодіжної наук.-практ. конф., м. Дніпропетровськ, 8–10 квітня 2015 р. Дніпропетровськ, 2015. С. 299.

9. Волчок І.П., Мітяєв О.А., Фролов Р.О., Лоза К.Н., Клочихін В.В., Лукінов В.В. Підвищення механічних властивостей вторинних сплавів АК7ч та А356.2. *Будівництво, матеріалознавство, машинобудування. Стародубівські читання*. 2016. Вип. 90. [рос.]. С. 64–70.

10. Фролов Р.О., Сахно О.С., Рижова О.В. Підвищення механічних властивостей вторинного алюмінію спадковим модифікуванням. *X Міжнар. молод. наук.-техн. читання ім. О.Ф. Можайського*. (Запоріжжя-Приморськ, 15–17 травня 2017 г.). Запоріжжя: АТ «МОТОР СІЧ», 2017. [рос.]. С. 207–208.

11. Фролов Р.О., Мітяєв О.А., Сахно О.С. Вплив складу шихти на структуру та властивості доевтектичного сплаву АК7. *Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту* : матеріали 77 міжнар. наук.-практ. конф. (Дніпро, 11–12 травня 2017 р.). Дніпро: ДНУЗТ, 2017. С. 310–311.

SUMMARY

FROLOV R.O. «Increasing the mechanical properties of secondary silumins by complex modification technology». – on the rights of the manuscript.

The dissertation is intended for a candidate degree in engineering science by specialty 05.02.01 - Materials Science. National University Zaporizhzhia Polytechnic, Ministry of Education and Science of Ukraine, Zaporizhzhia, 2025.

The dissertation is aimed at solving an important scientific and practical problem - the development of a comprehensive technology for producing castings from secondary silumins by improving modification processes and incorporating the mechanism of influence of charge heredity.

The first chapter reviews the literature and analyzes contemporary domestic and international methods for influencing the melt to achieve a fine-grained structure and a high level of mechanical properties. It is found that there is no unified scientific consensus on the processes of structure formation during modification. Additionally, the literature on the use of complex processing methods, particularly those combining two or more techniques to influence the melt, is notably limited. The study concludes that achieving the required level of mechanical properties for castings from secondary silumins with high impurity content necessitates additional mechanisms for influencing on the melt.

Chapter two outlines the research methodology. Eutectic alloys AK7ch, A356.2, and their returns in the form of castings are chosen as the subjects of the research due to their constant accumulation in production. The object of the research is the processes of structure formation of castings from secondary silumins AK7ch and A356.2 during the complex treatment of melts with a modifier with the addition of a fine-crystalline charge. Research methods included spectral analysis of the chemical composition of alloys, optical microscopy, X-ray spectral and structural analyses, fractographic examinations, and assessments of mechanical properties such as strength, ductility, and hardness.

The third chapter is aimed at optimizing the processing of A356.2 and AK7ch waste into high-quality alloys. In the course of the study, the factory processing technology

(1.0 wt. % K_2ZrF_6) and the experimental one using the MK-1 modifying complex are compared. The different amount and type of modifying complex used is explained by the different concentrations of iron in these alloys. It is shown that the returns have higher iron content compared to the primary alloys, and foreign alloys have a lower amount of harmful impurities compared to the alloys of our own production. The technology and options of modifying treatment for the production of castings for critical applications from secondary alloys that meet the production conditions in terms of mechanical properties are proposed. The hypothesis is put forward that the use of hereditary modifying effects of the charge will make it possible to obtain high-quality castings for alloys in which the iron content significantly exceeds the norms permitted by regulatory documents.

Chapter four describes the technology of manufacturing a rapidly cooled fine-crystalline charge and its effect on the structure and properties of the secondary AK7ch alloy. The results show that the hereditary effect of such a charge allows to obtain a more dispersed microstructure and significantly increases the ductility of the casting. A slight decrease in the average values of the tensile strength and hardness is explained by the fact that more oxides and moisture are likely to enter the alloy. This further confirms the need to apply complex melt treatment methods that enhance each other's positive properties and neutralize possible negative aspects. Using a multifactorial experiment, a study of the complex technology of using the modifying complex MK-1 and a fine-crystalline charge on AK7ch alloys with an iron concentration from 0.159 to 1.841 wt. % is conducted. The analysis of the results allowed us to obtain regression equations that show the possibility of obtaining castings with high mechanical properties $\sigma_B > 300$ MPa, $\delta > 5\%$ and $HRB > 50$ when using the complex modifying treatment MK-1 (up to 0.1 wt. %) and fine-crystalline charge (up to 42.05 wt. %). Castings were obtained with a level of mechanical properties that meet the requirements of DSTU 2839-94 even with an iron content exceeding 1.84 times. It is noted that the amount of impurities in the returns tends to increase, therefore the results obtained on alloys with a high iron content are of the greatest practical value.

Chapter Five is aimed at the implementation of the developed complex modification technology into production and verification of the formation of a dispersed non-dendritic structure in the AK7ch alloy in the industrial conditions of work shop No.1 of

MOTOR SICH JSC when manufacturing disk-type parts. The results of the favorable structure formation are checked on samples made from critical cross-sectional areas of the parts, and the mechanical properties are evaluated on samples cast from the same melt. The analysis of macro- and microstructures demonstrates the advantages of using complex processing methods, especially additional pressing during mold casting. It is shown that the addition of a fine-crystalline charge to the melt leads to a decrease in the size of iron-containing lamellar intermetallic β -phases without changing their shape. In addition to grinding grains and the main structural components, the complex melt treatment leads to a change in the morphology of the iron-containing phases from lamellar to compact. Additional forced pressing during gravity casting of parts into a mold result in an improved dense structure, and there are practically no needle-like and lamellar intermetallic inclusions on the surface of the polished section. Obtaining an inverted structure in the castings made it possible to ensure the required level of strength and achieve a significant increase in plasticity by 1.63 times.

The study's primary results include examining the effects of modifying complexes K_2ZrF_6 and MK-1 on secondary alloys AK7ch and A356.2, demonstrating the possibility of high-quality castings from alloys with iron concentrations up to 0.6 wt. %. was proven. The understanding of the influence of charge heredity for secondary alloys AK7ch and A356.2 was expanded. The technology of obtaining a fine-crystalline charge with a favorable microstructure for hereditary modification with a cross-sectional size of the dendrite of an α -solid aluminum solution of 10...15 μm , and the size of eutectic silicon and intermetallic inclusions of 1...2 μm was developed. For the first time, it was shown that it is precisely under the influence of hereditary modification of the secondary alloy AK7ch with a fine-crystalline charge, changes in its microstructure occur, accompanied by a decrease in the grain size of the α -solid solution by 1.5...2.5 times, eutectic silicon by 1.2...1.7 times, and intermetallic phases by 1.3...1.9 times, respectively. By means of the complex application of modifying treatment and fine-crystalline charge, castings made of secondary silumin AK7ch, with a level of mechanical properties that meet the requirements of DSTU 2839-94 were obtained.

It was shown that a complex approach to modifying secondary silumins using various mechanisms of influence on the melt allows reducing the number of modifying complexes used while maintaining a consistently high level of mechanical properties of castings. The use of such complex processing makes it possible to expand the range of parts made from the return. This approach helps to reduce the cost of primary raw materials, helps to reduce harmful emissions, and solves the problem of waste disposal from own production.

The validity and reliability of the scientific statements, conclusions and recommendations are ensured by the correct application of modern research methods; consistency of the experimental results and scientific provisions with generally accepted material science concepts of the structure and mechanical properties of silumins; pilot-industrial testing of the results obtained in the work. Based on the research findings, a technological instruction for the production of a fine-crystalline charge of aluminum alloys was developed, and a technology for producing aluminum alloys with an inverted structure was introduced at MOTOR SICH JSC.

Keywords: aluminium; silumin; secondary alloys; structure formation; intermetallic phases; strength; plasticity; hardness; factor analysis; charge; heredity; modifying treatment; heat treatment.

PUBLICATIONS BY THE SUBJECT OF DISSERTATION**Articles in scientific professional editions**

1. Frolov R.O., Mityayev O.A., Petrashov O.S., Glotka O.A. Modification of the return silumin AK7ch with a fine crystalline chargeо. *Journal of Science*. Lyon, 2024. №54. P. 35–40. DOI: 10.5281/zenodo.11550476.

2. Mityayev O.A., Volchok I.P., Frolov R.O., Povzlo V.M., Petrashov O.S. Improvement of secondary silumin AK12M2MrH by nano-modification. *New Materials and Technologies in Metallurgy and Mechanical Engineering*. 2022. № 2. P. 88–92. DOI: 10.15588/1607-6885-2022-2-14.

3. Volchok I.P., Mityayev O.A., Frolov R.O., Krulikovska O.O., Vaniarkha. T.V. Increasing secondary silumins quality in the conditions of present day production. *Bulletin of Kharkov National Automobile and Highway University*. Kharkiv, 2020. Vol. 91. P. 105–110. DOI: 10.30977/BUL.2219-5548.2020.91.0.105.

4. Frolov R.O., Volchok I.P., Mityayev O.A., Lukinov V.V. Formation of the structure and properties of cast details with AK7ч alloy using complex treatment. *Metal Science and Heat Treatment of Metals*. 2019. № 2 (85). P. 62–66. DOI: 10.30838/J.PMHTM.2413.230419.61.295.

5. Volchok I.P., Mityayev O.A., Frolov R.O., Sakhno O.S. Energy-efficient technology for aluminium alloy production. *Heat Engineering, Energy and Ecology in Metallurgy : collective monograph*. in 2 vol. Dnipro: Novaya ideologiya, 2017. Vol. 2 / ed. by Yu. Proidak. P. 272–275.

6. Frolov R.O., Mityayev O.A., Volchok I.P., Petrashov O.S. Hereditary modification of secondary aluminum alloys. *Construction. Materials Science. Mechanical Engineering. Starodubov readings*. 2017. Vol. 95. P. 142–148.

7. Mityayev O.A., Volchok I.P., Frolov R.O., Loza K.N., Hnatenko O.V., Lukinov V.V. Complex modification of secondary silumins. *Science and Transport Progress*. 2014. № 6 (54). P. 87–96. DOI: 10.15802/stp2014/33180.

Other publications certifying the approval of the dissertation materials

8. Frolov R.O., Volchok I.P. Increasing the mechanical properties of secondary silumin AK8M3. *XVII International Youth Scientific and Practical Conference «Human and Space»*, (Dnipropetrovsk, april 8–10, 2015). Dnipropetrovsk, 2015. P. 299.

9. Volchok I.P., Mityayev O.A., Frolov R.O., Loza K.N., Klochihin V.V., Lukinov V.V. Improved mechanical properties secondary alloys AK7ch and A356.2. *Construction. Materials Science. Mechanical Engineering. Starodubov readings*. 2016. Vol. 90. P. 64–70.

10. Frolov R.O., Sakhno O.S., Ryzhova O.V. Improvement of mechanical properties of secondary aluminium by hereditary modification. *X International Young Scientific and Technical Readings named after A.F. Mozhaisky*, (Zaporozhye-Primorsk, May 15–17, 2017). Zaporozhye: Motor Sich a.s., 2017. P. 207–208.

11. Frolov R.O., Mityayev O.A., Sakhno O.S. Influence of the consist of charge on the structure and properties of hypoeutectic alloy AK7. *The Problems and Prospects of Railway Transport Development: proceedings of the 77th international scientific and practical conference*. (Dnipro, May 11–12, 2017). Dnipro: DNURT, 2017. P. 310–311.

ЗМІСТ

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ.....	16
ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА РОБОТИ.....	17
РОЗДІЛ 1 ОГЛЯД СУЧАСНИХ МЕТОДІВ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ДЕТАЛЕЙ, ЩО ВИГОТОВЛЯЮТЬСЯ ІЗ ВТОРИННИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ.....	22
1.1 Загальні відомості про вторинний алюміній та його властивості.....	23
1.2 Методи підвищення якості вторинних Al сплавів.....	25
1.2.1 Рафінувальна обробка флюсом і продування інертними газами.....	25
1.2.2 Модифікування.....	29
1.2.3 Вплив швидкості охолодження на структуру і властивості силумінів.....	41
1.2.4 Фізичні методи впливу на розплав.....	44
1.3 Цілі та задачі дослідження.....	53
РОЗДІЛ 2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ.....	55
2.1 Вибір матеріалів та методів досліджень.....	55
2.2 Технологія виготовлення дослідних сплавів.....	55
2.3 Аналіз хімічного складу.....	57
2.4 Металографічний, фрактографічний і рентгеноструктурний аналізи	58
2.5 Механічні випробування.....	58
2.6 Статистична обробка результатів.....	59
РОЗДІЛ 3 ОПТИМІЗАЦІЯ ТЕХНОЛОГІЇ ПЕРЕРОБКИ ВІДХОДІВ А356.2 І АК7ч У ВИСОКОЯКІСНІ СПЛАВИ.....	61
3.1 Модифікування ливарних алюмінієвих сплавів.....	61
3.2 Порівняння ефективності модифікувальних комплексів K_2ZrF_6 та МК-1.....	66
3.3 Визначення оптимальної кількості модифікувального комплексу МК-1 для переробки звороту А356.2 та АК7ч	70
3.4 Висновки.....	76

РОЗДІЛ 4 ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ДРІБНОКРИСТАЛІЧНОЇ ШВИДКООХОЛОДЖЕНОЇ ШИХТИ НА СТРУКТУРУ ТА КОМПЛЕКС МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ.....	78
4.1 Розробка технології отримання ДКШ.....	79
4.2 Визначення впливу ДКШ.....	83
4.3 Комплексне застосування ДКШ та МК-1.....	92
4.4 Висновки	101
РОЗДІЛ 5 ПРОМИСЛОВА АПРОБАЦІЯ ТЕХНОЛОГІЇ КОМПЛЕКСНОГО ОБРОБЛЕННЯ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ ДЕТАЛІ 05943200001-01 «ТАРІЛКОТРИМАЧ» ІЗ ЗВОРОТУ СПЛАВУ АК7ч	103
ВИСНОВКИ.....	113
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ.....	115
ДОДАТОК А.....	126
ДОДАТОК Б.....	128
ДОДАТОК В.....	130
ДОДАТОК Г.....	131
ДОДАТОК Д.....	133
ДОДАТОК Е.....	135
ДОДАТОК Ж ПЕРЕЛІК ОПУБЛІКОВАНИХ РОБІТ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ.....	136

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

іnc. – корпорація

EN – позначення стандартів, прийнятих Європейським комітетом зі стандартизації

AT – Акціонерне товариство

МК – модифікувальний комплекс

ЛБМ – Лондонська біржа металів

ПМ – перехідний метал

ЦК – центр кристалізації

ДКМ – дрібнокристалічний модифікатор

ДКЛ – дрібнокристалічна лігатура

ДКШ – дрібнокристалічна шихта

т.о. – термічна обробка

УЗ – ультразвукова обробка

УГМет – управління головного металургу

ЦЗЛ – центральна заводська лабораторія

ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА РОБОТИ

Актуальність теми. Економічні, екологічні та енергетичні аспекти виробництва первинного алюмінію накладають суттєве обмеження на можливості швидкого зростання виробництва для забезпечення критично важливих галузей економіки. Україна, втративши власне виробництво первинного алюмінію, потреби промисловості в алюмінієвих сплавах задовольняє шляхом валютних закордонних закупівель або за рахунок рециклінгу лому і відходів виробництва. Постійний ріст обсягів виробництва вторинних алюмінієвих сплавів є загально-світовою тенденцією. Технологіям підвищення якості вторинних, а отже забруднених різноманітними домішками, алюмінієвих сплавів приділяється значна увага і вони не втрачають своєї актуальності впродовж тривалого часу.

Суттєвий внесок в підвищення якості вторинних силумінів зроблено представниками наукової школи Волчка І.П.: Мітяєвим О.А.[1], Лютовою О.В.[2], Скуйбідю О.Л.[3] та Широкобоковою Н.В.[4]. Ними удосконалена технологічна схема первинної переробки лому та доведено, що для вторинних сплавів потрібна двостадійна схема обробки рідкого металу - експериментальним флюсом в процесі плавки та модифікатором на стадії виробництва виливка. Слід відзначити, що значний внесок в удосконаленні технології виробництва виливків з вторинної сировини належить науковим школам Глушкової Д.Б.[5], Осташа О.П.[6], Пригунової А.Г.[7], Калініної Н.Е.[8], Куцової В.З.[9] та ін. Використання вторинних силумінів набуває особливо важливого значення в умовах дії воєнного стану і, пов'язаною з ним, нестабільністю імпорتنих поставок.

Зв'язок роботи з науковими програмами та планами. Основні етапи роботи виконувалися в рамках господарчо-договірних робіт №2914 «Підвищення фізико-механічних властивостей алюмінієвих сплавів для фасонного лиття деталей відповідального призначення» та №2917 «Розробка та промислова апробація технології виробництва алюмінієвих сплавів з інвертованою структурою для фасонного лиття деталей відповідального призначення» між Запорізьким

національним технічним університетом та АТ «МОТОР СІЧ» державний реєстраційний номер №0117U004757. Окремі дослідження дисертації виконувалися відповідно до плану науково-дослідних робіт НУ «Запорізька політехніка» ДБ №02918 «Розробка процесів нано- та мікрomodифікування конструкційних матеріалів» та ДБ №02911 «Дослідження та підвищення механічних, технологічних та службових властивостей конструкційних матеріалів» у яких автор був виконавцем за тематичними планами в період з 2018 по 2024 роки.

Мета і задачі роботи. Мета роботи - підвищення механічних властивостей доевтектичного вторинного силуміну АК7ч та його закордонного аналогу А356.2 за допомогою комплексної технології модифікування та дослідження впливу спадковості металу в результаті його модифікування дрібнокристалічною шихтою (ДКШ).

Для цього необхідно було вирішити наступні задачі:

- зробити порівняння впливу K_2ZrF_6 (заводська технологія) та розробленого раніше модифікувального комплексу МК-1, який складається з S, Na_2CO_3 , K_2CO_3 , SiC, K_2TiF_6 , KBF_4 , на структуру та механічні властивості вторинного силуміну АК7ч, А356.2;
- розробити методику отримання дрібнокристалічної шихти зі сприятливими спадковими властивостями;
- дослідити комплексний вплив модифікувального комплексу МК-1 та спадковості дрібнокристалічної шихти на структуру та механічні властивості вторинних силумінів АК7ч, А356.2;
- провести дослідно-промислову апробацію технології комплексної обробки модифікатором МК-1 та дрібнокристалічною шихтою.

Об'єкт дослідження – процеси структуроутворення виливків із вторинних силумінів АК7ч та А356.2 при комплексному обробленні розплавів модифікатором з додаванням дрібнокристалічної шихти.

Предмет дослідження – структура, механічні властивості вторинних алюмінієвих сплавів АК7ч та А356.2 з різним вмістом заліза, що отримані за різними варіантами технологічної обробки модифікатором і дрібнокристалічною шихтою.

Методи досліджень: спектральний аналіз хімічного складу сплавів, оптична мікроскопія, рентгеноспектральний, рентгеноструктурний та фрактографічний аналізи, визначення механічних властивостей (твердості, міцності, пластичності).

Наукова новизна отриманих результатів.

1. Вперше встановлено характер впливу модифікувального комплексу МК-1 на структуру та властивості вторинних сплавів АК7ч вітчизняного та А356.2 закордонного виробництва відповідно. Експериментально підтверджено, що оптимальна кількість модифікувального комплексу МК-1, призводить до покращення характеристик структури (диспергізація та рівномірне розповсюдження структурних складових, придбання фазами сприятливої морфології, зниження пористості) та підвищення рівня властивостей. Показано, що необхідна для покращення якості вторинних силумінів кількість модифікувального комплексу визначається початковою концентрацією заліза в сплавах.

2. Розширено уявлення та отримано нові дані щодо впливу стану шихти на спадковість структури і властивостей вторинних силумінів АК7ч та А356.2. Встановлено характеристики сприятливої мікроструктури дрібнокристалічної шихти (розмір зерен α -твердого розчину у середньому 10...15 мкм, розміром евтектичного кремнію і інтерметалідних включень 1...2 мкм), що виготовлена за експериментальною технологією нагартувального отвердіння при високій швидкості охолодження розплаву.

3. Вперше показано, що під впливом саме спадкового модифікування вторинного сплаву АК7ч дрібнокристалічною шихтою відбуваються зміни його мікроструктури, які супроводжуються зменшенням розміру зерен α -твердого розчину у 1,5...2,5 рази, евтектичного кремнію у 1,2...1,7 разів і інтерметалідних фаз у 1,3...1,9 разів відповідно. Виявлено, що спадкове модифікування дрібнокристалічною шихтою забезпечує рівномірний розподіл всіх структурних складових за об'ємом виливка, без зміни морфології включень.

4. Вперше, на підставі аналізу результатів комплексної технології модифікування вторинних силумінів АК7ч та А356.2, отримано залежності, що описують вплив концентрації заліза у сплавах, вмісту дрібнокристалічної шихти у

вихідних матеріалах і кількості модифікувального комплексу МК-1 на їх механічні властивості. Встановлено, що показники механічних властивостей σ_b , δ , HRB мають екстремальні значення.

5. Розширено уявлення та отримано додаткові дані щодо механізмів впливу на характеристики мікроструктури та фазовий склад вторинних силумінів АК7ч та А356.2 технології комплексного модифікувального оброблення.

Практична цінність отриманих результатів.

1. Встановлено, що існуюча технологія переробки відходів власного виробництва з використанням в якості модифікатору сполуки K_2ZrF_6 на АТ «МОТОР СІЧ» не завжди дозволяла отримувати якісні виливки із сплавів АК7ч та А356.2. Запропоновано використання рафінувально-модифікувального комплексу МК-1, визначено та надано рекомендації з його необхідної кількості до застосування.

2. Розроблено технологію отримання дрібнокристалічної шихти зі сприятливою спадковою мікроструктурою, використання якої дозволяє значно зменшити витрати на закупівлю закордонних чушкових первинних сплавів.

3. Застосування комплексної обробки розплавів модифікатором МК-1 та дрібнокристалічною шихтою дозволило розширити області використання вторинних алюмінієвих сплавів із концентрацією до 1,84% заліза для виливків відповідального призначення замість первинних сплавів.

4. Показано, що комплексний підхід до модифікування вторинних силумінів дозволяє скоротити кількість застосовуваних модифікувальних комплексів при збереженні стабільно високого рівня механічних властивостей виливків.

5. Зменшення витрат на первинну сировину, а також зниження шкідливих викидів за рахунок впровадження комплексної технології обробки вторинних сплавів, вирішують проблему утилізації відходів власного виробництва.

Особистий внесок здобувача.

Здобувачем безпосередньо виконані основні теоретичні та експериментальні дослідження щодо визначення впливу рафінувально-модифікувальної обробки та

спадковості шихти на мікроструктуру та механічні властивості вторинних алюмінієвих сплавів АК7ч і А356.2. Розроблено технологію отримання дрібнокристалічної шихти. У спільних публікаціях здобувачеві належить:

- постановка цілей та задач роботи;
- проведення усіх дослідних плавок, описаних у розділах 3 і 4;
- підготовка та виготовлення шліфів для вивчення мікроструктури та дослідних зразків для визначення механічних властивостей;
- статистична обробка та представлення результатів досліджень;
- формулювання висновків.

Апробація результатів дисертації. Основні результати роботи доповідалися на: міжнародній науково-практичній конференції «Проблеми і перспективи розвитку залізничного транспорту» (м. Дніпропетровськ, 2014р.); XVII-й міжнародній молодіжній науково-практичній конференції «Людина і космос» (м. Дніпропетровськ, 2015р.); на XXVI та XXVII міжнародних науково-практичних конференціях «Стародубівські читання. Проблеми сучасного матеріалознавства» (м. Дніпропетровськ, 2016 та 2017 рр.); на X-их міжнародних молодіжних науково-технічних читаннях ім А.Ф. Можайського (м. Запоріжжя - м. Приморськ, 2017р.); на XVIII-й міжнародній науковій конференції «Теплотехніка, енергетика та екологія в металургії» (м. Дніпро, 2017р.); на науково-практичній конференції студентів, викладачів, науковців, молодих учених і аспірантів «Тиждень науки» (м. Запоріжжя у 2018р.).

Публікації. За результатами досліджень опубліковано 11 наукових робіт, з них 6 статей у спеціалізованих фахових виданнях України, 1 стаття у періодичному науковому виданні країни ЄС, 4 тез та матеріалів міжнародних і вітчизняних наукових конференцій.

РОЗДІЛ 1

ОГЛЯД СУЧАСНИХ МЕТОДІВ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ДЕТАЛЕЙ ВИГОТОВЛЯЄМИХ ІЗ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

Алюміній та його сплави широко застосовуються завдяки його малій щільності, корозійній стійкості, високим технологічним і експлуатаційним властивостям. Основним недоліком чистого алюмінію є низька міцність і твердість. Для підвищення рівня механічних властивостей застосовується легування. Основними легувальними елементами для алюмінію за довідником є Mg, Cu, Zn, Si. Леговані Al-сплави діляться на дві великі групи на ливарні та деформівні [10,11].

Серед ливарних сплавів найбільше поширення здобули силуміни – сплави з великим вмістом Si, що мають гарні ливарні властивості та дозволяють отримати фасонне литво будь-якої конфігурації. Багато алюмінієвих ливарних сплавів, що використовуються сьогодні, засновані на евтектичній системі алюміній-кремній, оскільки вона надає сплавам чудову ливарну здатність. Однак механічні властивості цих сплавів обмежені. Тому бажано знайти альтернативні евтектичні системи, які б стали основою для нового покоління алюмінієвих ливарних сплавів, що володіють більш високою міцністю при кімнатних і підвищених температурах [12]. На сьогодні застосовують два способи виробництва силумінів – первинний із чушкового алюмінію отриманого електролізом і вторинний із переробленого брухту [13]. Використання вторинної сировини дозволяє значно знизити виробничі витрати, а саме дозволяє економити 95 % енергії у порівнянні з виробництвом первинного алюмінію, а одна тонна вторинного алюмінію зберігає до 8 т бокситу та 14000 кВт·год. електроенергії [14]. Особливо гостро стає проблема постачання промисловості алюмінієвими сплавами в країнах залежних від імпорту енергоресурсів та сировини, нажаль у 2011 в Україні повністю зупинили виробництво первинного алюмінію [15], а його відновлення ускладнено значними пошкодженнями енергетичної інфраструктури.

1.1 Загальні відомості про вторинний алюміній та його властивості

На світовому ринку металів спостерігається постійне зростання об'ємів продажу відходів та брухту алюмінію та його сплавів. Лише з 2001 по 2019 р. виробництво первинного алюмінію в світі збільшилось в 2,6 рази і сягнуло 63,7 млн т [14]. Очікується зростання попиту на алюміній і його сплави до 90 млн т у 2040 р., а частка вторинних сплавів буде становити щонайменше 70 млн т. Усього в 2017 р. в ЄС було перероблено 4,9 млн т алюмінію. В США за період з 2001 по 2018 р. виплавка вторинних алюмінієвих сплавів з брухту та відходів збільшилось з 2,97 млн т до 3,7 млн т або в 1,2 рази. При цьому частка сплавів з використання вторинної сировини збільшилася з 40,7 % у 2001 р. до 43,2 % у 2018 р. Незважаючи на кризи світової економіки експорт алюмінієвого брухту і відходів постійно збільшується як у об'ємному так і у грошовому вираженні. Проаналізований Гнатушем В.А. [14] обсяг світового експорту за період з 2001 по 2019 рр. засвідчив збільшення експорту брухту у 2,7 рази у кількісному вимірі, та у 3,6 рази у вартісному вимірі (рис. 1.1). Хоча автор і відмічає, що ціноутворення вторинних сплавів напряду залежить від котувань первинних на Лондонській біржі металів (ЛБМ).

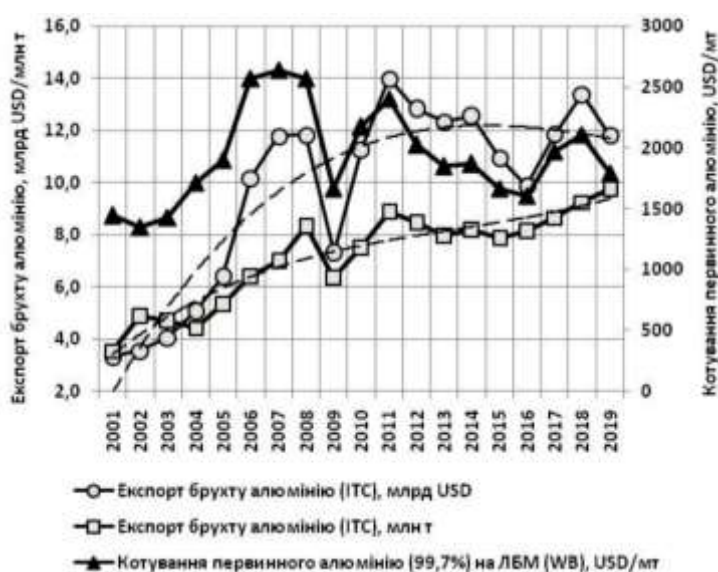


Рисунок 1.1 – Зростання світового експорту вторинного алюмінію та ціни на первинні сплави [14]

Якість вторинної сировини значно нижче первинної через забрудненість неметалевими і металевими домішками, розчиненими в металі газами, неоднорідністю структури і хімічного складу брухту. В свою чергу, це призводить до складності отримання якісних виливків із вторинної сировини та спонукає дослідників до пошуку нових технологій переробки відходів із залученням комплексного підходу та різними механізмами впливу на розплав.

Для нейтралізації шкідливого впливу домішок, більша частина вторинних сплавів під час переробки повинна дошихтовуватися більш дорогими первинними сплавами, для того щоб відповідати вимогам специфікацій сплавів та виробів. В результаті цього, у більшості випадків, за виключенням алюмінієвих банок для напоїв, продукти переробки металу використовуються у якості ливарних сплавів нижчого гатунку. У концепції «Світу ідеальної переробки алюмінію» сформульованою президентом і головним виконавчим директором Secat inc. Das S. K. [16] зазначається:

- переробка всіх використаних виробів стане нормою у майбутньому, а загальний вміст переробленої продукції дедалі більше буде наближатися до загального обсягу, необхідного до споживання. Обсяги виробництва первинного алюмінію зменшаться, а отже і зменшиться залежність від закордонної сировини;
- рециклінг буде проводитися з використанням автоматичних технологій сортування, подрібнення та сепарації для полегшення його повторного використання;
- різноманітність існуючих і нових алюмінієвих сплавів буде співпадати зі складом більшості перероблених металів;
- по прикладу повторного використання алюмінієвих бляшанок для напоїв, будуть виникати низки виробництв із переробки відходів алюмінієвих сплавів у яких продукція за хімічним складом та/або механічними властивостями буде повністю відповідати вимогам використання.

Отже використання брухту та відходів алюмінієвих сплавів залишатиметься актуальним питанням впродовж тривалого часу. Підвищення технологічних, механічних та експлуатаційних властивостей литих деталей, виготовлених

повністю із вторинної сировини до рівня первинних, дозволить значно знизити їх вартість, а також викиди шкідливих і парникових газів. Відомі різноманітні методи підвищення експлуатаційних властивостей виливків. Серед них рафінування, обробка розплаву імпульсним електричним струмом, обробка магнітними полями та імпульсами, ультразвуком, спадкове і домішкове модифікування. Позитивний вплив вищезазначених методів спостерігався лише в обмеженому інтервалі підвищення механічних властивостей. Досягнення найбільшого ефекту від їх застосування спостерігалося при комплексному підході із залученням різних механізмів впливу на розплав, наприклад, застосування одночасно рафінування та ультразвукової обробки або модифікування і лазерної поверхневої обробки. Розробка нових ресурсозберігаючих технологій рециклінгу в Україні повинна бути основана на простих у виконанні, енергоефективних та екологічно безпечних методах впливу на розплав, із залученням комплексного різностороннього підходу до вибору механізмів покращення структури і властивостей виливків.

1.2 Методи підвищення якості вторинних Al-сплавів

1.2.1 Рафінувальна обробка флюсом і продування інертними газами

Виробництво алюмінію та алюмінієвих сплавів складається з кількох важливих процесів, таких як плавлення, рафінування (дегазація, видалення включень) і лиття. Від цих процесів залежить якість пластин і листів з алюмінію та алюмінієвих сплавів. На заводі Мока високоякісні сляби виготовляються з використанням нового пористого пробкового дегазатора, керамічних трубчастих фільтрів для включень і флюсу для рафінування замість газу Cl_2 , для уникнення забруднення навколишнього середовища [17].

Щоб максимізувати ефективність флюсів під час рафінування брухту алюмінієвого сплаву, необхідний правильний баланс солей. У дослідженні В. Мелані та ін. [18]. попередньо досліджувався вплив різних концентрацій $NaCl$,

KCl і Na_3AlF_6 на хімічні та фізичні властивості флюсів, які використовуються в процесі рафінування алюмінієвих сплавів. Проаналізовано температуру плавлення та в'язкість флюсу при різних концентраціях NaCl, KCl та Na_3AlF_6 , а також здатність розчиняти оксид алюмінію. Крім того, було досліджено розчинення флюсу у воді. Результати показали, як температура плавлення флюсу знижується, а в'язкість зростає зі збільшенням вмісту криоліту. Розчиненню оксиду Al сприяє додавання Na_3AlF_6 , навіть при низьких концентраціях і скороченому часу обробки. Розчинення оксиду дозволяє вивільнити рідкий алюміній, захоплений бруктом, і повернутися в розплавлену ванну, таким чином підвищуючи продуктивність процесу рафінування.

В більшості випадків для рафінування використовують флюси системи NaCl-KCl- Na_3AlF_6 , калієвий криоліт, фтористий алюміній, кремнійфтористий натрій та калій, фтористий та хлористий літій, що пояснює присутність у виділяємих газах значної кількості хлоридів та фторидів, які відносяться до 2-го класу небезпеки. Експериментальні плавки, проведені Скуйбідою О.Л., показали, що при використанні експериментального низько токсичного флюсу в порівнянні з плавленням під стандартним флюсом газова пористість сплаву АК9М2 зменшилась до 1 балу, твердість збільшилась на 25 одиниць за шкалою Брінеля, міцність на 77 МПа, а пластичність зросла в 1,5 рази [19].

Електрошлакове рафінування алюмінієвого розплаву полягає в розчиненні оксидів у шлаковій ванні та їх перерозподілі між шлаковою ванною та металевим розплавом завдяки високій адсорбційній здатності сольової системи. Авторами Чорноземом Д.С., Рибакон В.М. розроблено установку для електрошлакового рафінування 300 кг металу [20]. Установка являє собою футеровану ванну із вмонтованими електродами, які живляться від пічного трансформатора, завдяки якому температура шлакової ванни доводиться до 900 °С. Оброблення металу триває 3...5 хв. з моменту його заливання на шар перегрітого флюсу. При заливанні металу у ванну з рідким флюсом інтенсивно перемішуються дві фази, внаслідок чого, площа взаємодії між ними збільшується в сотні разів, у порівнянні з рафінуванням у ковші при заливанні флюсу на метал. Результати досліджень

отриманих таким методом сплавів АК7, АК5М2, АК5М7 показали незначне зміння хімічного складу, зменшення концентрації кремнію на 0,2%, міді на 0,1...0,2% та магнію на 0,15%. В той же час спостерігалось збільшення механічних властивостей, а саме для сплаву АК7 межа міцності збільшилась з 160 МПа до 170 МПа, а відносне видовження з 2,8% до 3,2%. Електрошлакове рафінування дозволило скоротити пористість для всіх трьох сплавів з 4...5 до 1...2 балів за шкалою по ГОСТ 1583-73 [20].

У фізико-технологічному інституті металів і сплавів НАН України був розроблений і пройшов дослідно-промислово перевірку новий спосіб фінішного роторного рафінування алюмінієвих сплавів [21], який полягає в наступному: дозу алюмінієвого розплаву оброблюють ексцентриковим обертовим ротором, що за рахунок ексцентриситету розвиває потужні внутрішні гідроциркуляційні потоки, швидкість яких становить 5...6 см/с з одночасним, за рахунок дисбалансу, накладенням низькоамплітудної вібрації. При цьому встановлено, що газові бульбашки діаметром менше 1 мм через низькі швидкості переміщення не можуть подолати поверхневий натяг розплаву і скупчуються під лінією розподілу поверхонь. Дослідно-промислове випробування нового екологічно чистого способу рафінування дозволило збільшити вихід придатних кокільних алюмінієвих виливків масою 4 і 8 кг до 100 %.

За впливом на склад металу продувка інертними газами певною мірою аналогічна обробці вакуумом. Під час продування інертними газами, масу металу пронизують тисячі бульбашок інертного газу, кожна з яких служить своєю маленькою вакуумною камерою, так як парціальні тиски водню і азоту в такому міхурі дорівнюють нулю [22].

Авторами Фіксеном В.М. та Карпуніним В.О. [23] описано технологію комплексного рафінування алюмінієвих сплавів, що включає фільтрацію розплаву через керамічний пористий фільтр і одночасну його продувку аргоном. Розроблено метод лиття під дією електромагнітного тиску за схемою лиття під низьким тиском, а також лиття під дією електромагнітного тиску з розгалуженою ливниковою системою. Лиття проводили під дією впливу пульсуючого електромагнітного поля

на рідкий метал, яка є альтернативою електромагнітному перемішуванню, за допомогою змінного магнітного поля. При цьому способі лиття досягається високий коефіцієнт використання металу, недосяжний при інших способах лиття, і забезпечується відсутність усадочних дефектів. При цьому досягається підвищення ефективності рафінування. Обробка великих обсягів металу інертними газами у ковші зазвичай є простішою та менш затратною порівняно з вакуумною обробкою. Тому, якщо є можливість, вакуумну обробку замінюють на продування інертними газами через пористі фільтри.

Авторами [24] показано, що сплави алюмінію Al-Mg-Mn-Fe, Al-Mg-Mn-Fe-Si-Cr і Al-Zn-Mg-Mn-Fe-Si-Cr чутливі до водневого окрихчення в процесі випробувань, проведених при низьких швидкостях деформації в 0,01 N розчині NaOH. На основі даних електрохімічних вимірювань водневої проникності та вакуумної екстракції досліджено параметри транспорту водню та його захоплення водневими пастками. Незважаючи на відмінності в хімічному і фазовому складах сплавів, спостерігається залежність чутливості до водневої крихкості від параметрів транспортування водню і його захоплення незворотними пастками та деяких інших мікроструктурних характеристик. В умовах електролітичного гідрування сплав PA13 виявляє підвищену воднем пластичність.

В роботі авторів [25] показано, що в якості основи для комбінованих флюсів можливо застосовувати SiO₂, які є в розплаві готовими підкладками для неметалевих включень. Діоксид кремнію для рафінування розплаву вводять не тільки при литті і при зварюванні алюмінієвих сплавів. Поліморфні перетворення при нагріванні протікають зі збільшенням об'єму через перекристалізацію з утворенням зерна з іншим розміром і формою, що, в свою чергу, призводить до утворення дефектів на поверхні та сприятливо позначається на гетерогенному зародженні бульбашок газу, і подальшому видаленні його з розплаву. Дегазація розплаву дозволяє зменшити бал пористості та підвищує механічні властивості виливків.

1.2.2 Модифікування

Для видалення металевих і неметалевих включень використовують рафінувальну-модифікувальну обробку.

У процесі переробки домішки, що потрапляють в розплав, значно погіршують якість одержуваної продукції. Найбільш шкідливим елементом, що погіршує фізико-механічні та технологічні властивості алюмінієвих ливарних сплавів, є залізо [26,27]. Всі залізовмісні фази при звичайних температурах кристалізації силумінів витягуються вздовж площини з ковалентним хімічним зв'язком і внаслідок чого мають грубокристалічну будову, тому вони справляють істотний негативний вплив на механічні властивості виливків. Певною мірою нейтралізувати шкідливий вплив заліза на механічні властивості силумінів можна введенням елементів-компенсаторів, які пригнічують утворення пластинчастої фази β (AlSiFe), переводячи її в більш компактну форму. Типовими представниками таких елементів є Mn, Cr, Mo, V, Ni, Co та інші подібні метали.

Наприклад, в роботі [26] розроблено технологію одержання лігатур рідкоземельних металів для модифікування алюмінію, а саме Y, Ce та La. Однак дана ідеологія має місце при відносно невисокому перевищенні вмісту Fe і дозволяє використовувати отримані сплави при виготовленні литих деталей не відповідального призначення. В даний час на підприємствах, що переробляють відходи алюмінієвих сплавів, як правило, здійснюються тільки операції з видалення газів і неметалевих включень з вторинних алюмінієвих сплавів, а рафінування даних сплавів від заліза відсутнє.

Ряд дослідників [26-29] проводили аналіз ефективних присадок осаджувачів заліза, які могли б на ранніх стадіях перед затвердінням розплавів, зв'язувати його в нерозчинні сполуки, які можна відокремлювати в процесі фільтрації. Такими компенсаторами заліза в алюмінієво-кремнієвих сплавах є - Mn, Cr, Mo, V, Ni, Co,

однак їх потрібно вводити у значно більшій кількості для повного зв'язування заліза, ніж для модифікування залізовмісних фаз.

На вибір присадки-осаджувача накладається ряд умов: мінімальна вартість, невелика кількість, висока температура утворення інтерметалідного комплексу, високий ступінь рафінування при фільтрації і вихід фільтрату.

У таблиці 1.1 наведено хімічний склад сплавів, котрі використовувалися в роботі [27] для визначення параметрів ступеня рафінування від заліза. Усі значення в таблиці 1.1 відображені у масових відсотках.

Таблиця 1.1 – Хімічний склад досліджуваних сплавів [27]

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn
E15F3M	0.25	1.45	1.00	0.30
E5F7M	0.25	1.45	1.00	0.75
E12S15F1M	12.0	1.50	1.00	1.00
E95S15F15M	9.50	1.50	2.50	1.50
E95S10F15M	9.50	1.00	3.00	1.50
3081F	5.50	1.00	3.35	0.14
3082F3M	5.50	2.00	3.70	0.30
3081F7M	5.50	1.00	3.10	0.70
3561F	7.00	1.00	0.00	0.0095
3561F6M	7.00	1.00	0.00	0.60

На рисунку 1.2 представлена пропонована авторами [27] технологічна схема рафінувально-модифікувальної обробки вторинних алюмінієвих сплавів А308 і А356 від домішки заліза. Аналіз отриманих результатів показав, що процес фільтрації алюмінію з метою зниження вмісту заліза можливий за умови використання алюмінієво-кремнієвих сплавів, з додаванням марганцю з подальшим зниженням температури до досягнення поля кристалізації первинних фаз, що містять залізо. Кожен сплав потребує достатнього вмісту марганцю для того, щоб отримати вищу ефективність видалення заліза. Видалення заліза проводили

осадженням проміжної фази $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ для сплавів A308 та A356. Вміст марганцю, який необхідно додати, напряму пов'язаний з вмістом заліза в сплаві. Видалення заліза відбувалось в два етапи: спочатку етап осадження, яке потім супроводжувалось етапом фільтрування.

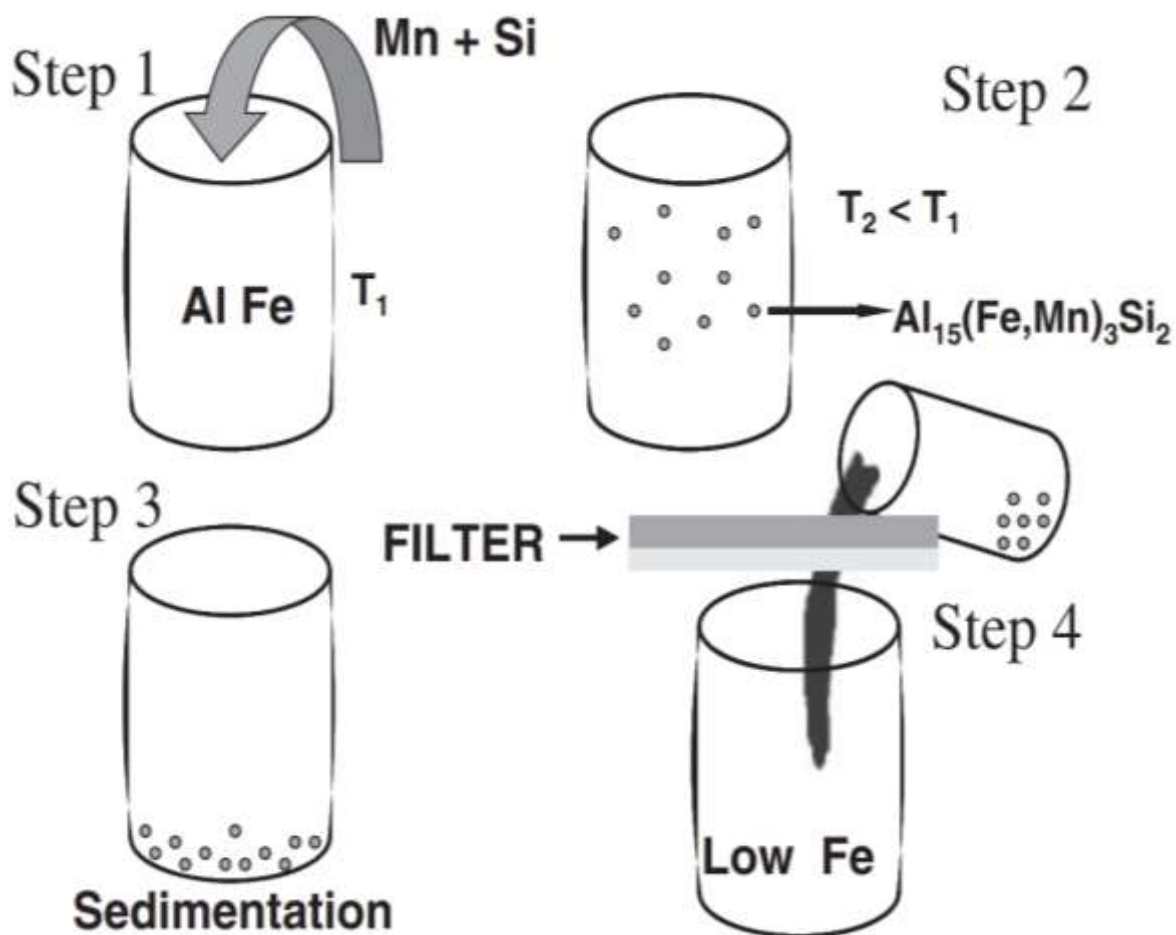


Рисунок 1.2 - Схема рафінування вторинних алюмінієвих сплавів [27]

В результаті проведених досліджень інших авторів [28-30] було обрано у якості оптимальної присадки-осаджувача для заліза інший елемент - хром. Експериментально встановлено, що хром в 1,3...1,5 рази ефективніше марганцю пов'язує залізо [27,28,30]. Найімовірніше це пояснюється тим, що хром утворює більш тугоплавкі інтерметалідні комплекси ніж у марганцю, з температурами плавлення 1900 і 1244 °С відповідно.

Автором Калініною Н.Е. [8] встановлено, що зерно α -твердого розчину алюмінієвих сплавів під час кристалізації подрібнюють малі добавки Ti, Zr, W, Mo, Nb, Ta, Sc, Hf, V, Re і менше – Fe, Ni, Cr, Mn. Ці елементи відносяться до перехідних металів IV, V і VI періодів таблиці Д.І. Менделєєва. Таким чином, подрібнення зерен алюмінієвих сплавів є результатом їхньої особливої взаємодії з перехідними металами. Зі збільшенням атомного номера металу відбувається заповнення 3d-рівня електронами (табл. 1.2): у скандію 1 електрон на 3d-рівні, у титану – 2 і так далі, у нікелю – 8. Наступна за нікелем мідь має на 3d-рівні 10 електронів, тобто стійку електронну конфігурацію [8].

Таблиця 1.2 – Атомна будова та характер взаємодії перехідних металів (ПМ) четвертого періоду з алюмінієм [8]

Елемент	Розподіл електронів на зовнішніх електронних оболонках	Атомний радіус, нм	Температура плавлення, °С	Характер взаємодії з алюмінієм		
				Тип діаграми стану зі сторони алюмінію	Температура трифазного перетворення, °С	Гранична розчинність у твердому алюмінії, мас. %
Sc	3d ¹ 4s ²	0,165	1300	Перитектичний	667	-
Ti	3d ² 4s ²	0,145	1668	Перитектичний	665	0,28
V	3d ³ 4s ²	0,136	1910	Перитектичний	662	0,37
Cr	3d ⁵ 4s ¹	0,128	1845	Перитектичний	661	0,85
Mn	3d ⁵ 4s ²	0,131	1245	Евтектичний	658	1,40
Fe	3d ⁶ 4s ²	0,127	1536	Евтектичний	655	0,05
Co	3d ⁷ 4s ²	0,126	1490	Евтектичний	657	0,02
Ni	3d ⁸ 4s ²	0,124	1455	Евтектичний	640	0,05

У роботі [29] досліджено Al-W сплав для модифікування ливарних силумінових сплавів. Цей сплав було досліджено за допомогою комбінованого методу сканувальної мікроскопії та енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії. Рентгеноструктурні дослідження зразка Al-W дозволили

ідентифікувати фази Al, Al₄W, Al₅W. Вміст фаз Al₄W та Al₅W був подібним і становив 7,6 мас. % та 7,8 мас. % відповідно. Дослідження показали диверсифікацію мікроструктури та форми частинок Al₄W (кубічна) та Al₅W (видовжена) в Al-матриці. Розміри частинок Al₅W становили більше 200 мкм, а розмір найбільшої Al₄W - 60 мкм. Зміна параметрів ґратки фаз була пов'язана із зміною координат атомів вольфраму та зміною коефіцієнта заповнення атомів Al та W.

Мікрододавання (0,025 ат. %) W, що повільно дифундує до сплаву Al-0,26Mn-0,11Mo-0,11Si-0,08Zr-0,02Sc-0,01Er (ат. %) прискорювало осадження L1₂-Al₃(Zr,Sc) фази, але сповільнювало осадження α-Al(Mn,Mo)Si. Мікродобавка W збільшувала пікову мікротвердість сплаву під час ізотермічного старіння, але не показала позитивного впливу на абразивну стійкість та повзучість [31].

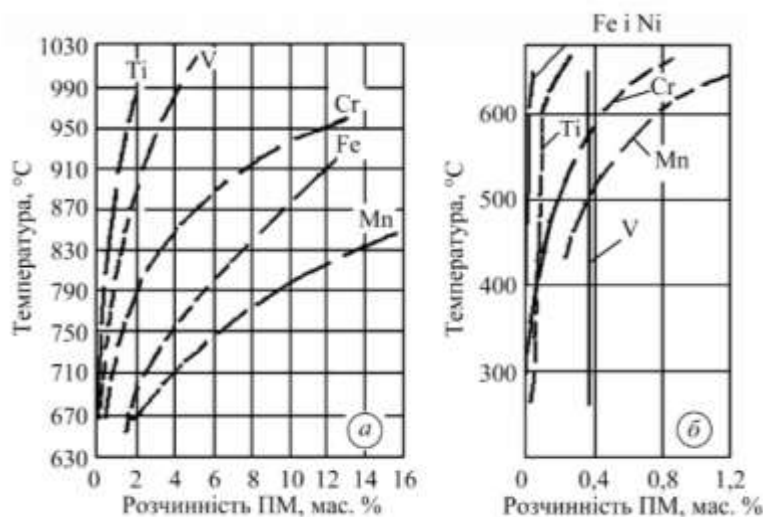
У роботі авторів Ferguson, J.B., Schultz B.F, Mantas J.C., Shokouhi H., Rohatgi P. K. [32] показано, що поєднання двох елементів, наприклад, Cr і Mo або Cr і W, призводило до утворення складних силіцидних шарів Mo₃Si і (Cr, Mo)₃Si, або Cr₃Si, а також (W, Cr)₃Si. Присутність силіцидів була вказана як можливе джерело рафінування фаз α(Al) і β(Si). Осади цих фаз та інтерметалідних фаз сприяють високому ступеню зміцнення силумінів.

При взаємодії алюмінію з основними легувальними елементами Cu, Zn, Mg різко збільшується розчинність у рідкому алюмінію з температурою, нижчою за температуру нонваріантних перетворень (Al-Cu - 548°, Al-Mg - 450°, Al-Zn - 382°), виникають великі інтервали кристалізації твердих розчинів, спостерігається максимальна розчинність у твердому алюмінії при температурах, за яких у системах «Al - перехідний метал» розчинність дуже мала. З аналізу стану систем «Al - перехідний метал» автором Калініною Н.Е. (див. табл. 1.2) зроблені висновки що:

- перехідні метали IV, V, VI періодів, в атомах яких на d-рівні знаходиться не більше 5 електронів, утворюють з алюмінієм перитектичні системи, а перехідний метал, з більше ніж 5 електронами на d-рівні – евтектичні (вийняток лише система Al-Y);

- температури нонваріантних перетворень у системах «Al - перехідний метал» V, VI періодів, близькі до температур плавлення алюмінію.

Зі зміною електронної будови атомів міняється характер взаємодії перехідного металу з алюмінієм. При 300°C розчинність всіх перехідних металів у твердому алюмінії дуже мала (рис.1.3).



а

б

а – в рідкому стані; б – у твердому стані.

Рисунок 1.3 – Зміна розчинності деяких перехідних металів в алюмінії [8]

У науковій праці Сплітте і Садлі [33] описано використання сплавів системи Al-Ti-V, котрі широко застосовуються як замітники чистого алюмінію та його сплавів після початку їх промислового виробництва в 1960-х роках. Вони дуже ефективні як замітники алюмінієвих сплавів, але за майже півстолітню історію їх застосування виникли певні проблеми. Однією з найбільших проблем є те, що системи сплавів на основі Al-Ti-V, з додаванням таких елементів Zr, Cr або V можуть утворювати високотоксичні сполуки.

Немодифіковані доевтектичні силуміни мають мікроструктуру, що складається з великорозмірних фаз, які є причиною їх низьких механічних властивостей. Багаторічні дослідження показали модифікувальну дію багатьох хімічних елементів та їх сполук, в тому числі і основного сплаву, що складається з Al-Ti-V, часто у вигляді готового сплаву AlTi5V. У роботі [34] було вирішено перевірити, як пропорції вмісту Ti і V в основному сплаві впливають на

мікроструктуру і механічні властивості доевтектичного силуміну $AlSi7Mg$. Показано, що ливарний сплав, який містить кремній (за участю $Al + Ti + B$), має більш ефективний вплив на покращення мікроструктури, а отже, і на підвищення механічних властивостей сплаву $AlSi7Mg$, ніж ливарний сплав без кремнію. Показано, що співвідношення вмісту титану і бору, в дуже часто використовуваному модифікаторі $AlTi5B$, не завжди є оптимальним. А використання основного сплаву зі складом, подібним до складу модифікованого силуміну з титаном і бором у співвідношенні 2:1, дозволяє отримати сплав $AlSi7Mg$ з вищими механічними властивостями, ніж сплав після модифікування основного сплаву $AlTi5$.

Утворення численних центрів кристалізації, штучно створених у розплаві алюмінію, сприяє формуванню дрібнозернистої та однорідної структури металу. Однак не кожна частинка може бути центром кристалізації (ЦК), вона повинна мати критичний розмір і володіти певною структурною подібністю з речовиною, що на ній кристалізується. Ti та Ta – ефективні модифікатори, а між ґратками Al_7Cr та Al не має структурної відповідності, тому Cr не є модифікатором. Покриття буде мати гарні властивості якщо різниця в відстані між атомами однієї фази від іншої не буде перевищувати 10%. Таким чином у всіх сплавах алюмінію з перехідними металами, які є модифікаторами, первинно в рівноважних умовах кристалізуються хімічні сполуки – алюмініди перехідних металів [35].

Авторами Шаріняном А.С., Гусаком А.М., Пасічним М.А. [36] показано, що залежно від значення коефіцієнта дифузії в материнській фазі та термодинамічних параметрів існують такі ситуації: 1) повна відсутність зародкоутворення на перших етапах еволюції (або при великій кількості дефектів у сплаві); 2) відносна стабілізація нової метастабільної фази з тимчасовою затримкою її перетворення в стабільну фазу при малих значеннях коефіцієнта дифузії (або при деякому проміжному числі місць зародкоутворення); 3) зародження і зростання нової фази при великих значеннях коефіцієнта дифузії (або при малому числі місць зародкоутворення). Демонструється можливість існування метастабільного стану системи, що відповідає дрібнодисперсному проміжному стану.

Подвійні сплави Al-Si не гарантують високої міцності, оскільки Si не утворює з Al зміцнювальних фаз. З цієї причини ливарні сплави легують Mg, Cu, Zn, Mn, Sb, Ti, Zr. Найпоширеніші серед сплавів це АК12, АК9ч, АК7ч відрізняються поліпшеними технологічними властивостями. Перевагою цих сплавів є підвищена корозійна стійкість у вологій атмосфері. Недоліками – підвищена газова пористість і знижена жароміцність.

Доевтектичні сплави АК9ч та АК7ч поступаються за технологічними властивостями евтектичному АК12, але мають вищі механічні характеристики внаслідок утворення інтерметалідів Mg_2Si , які впливають на їх міцність. Застосовують ці сплави у загартованому та штучно зістареному стані для великогабаритних та відповідальних деталей.

У литому стані мікроструктура доевтектичного силуміну складається з евтектичної β -фази на поверхні дендритної евтектики α . Через великі за розмірами компоненти мікроструктури, в основному евтектичної β -фази, цей сплав має низькі механічні властивості. Несприятливі властивості доевтектичного силуміну можна покращити, змінивши розмір і форму компонентів мікроструктури сплаву. Існує кілька можливостей контролювати мікроструктуру і, як наслідок, механічні властивості сплаву. Однією з можливостей є модифікування сплаву за допомогою елементів та хімічних сполук. У роботі Tomasz Lipinski [37] представлено вплив фосфору з лігатурою Al-Ti-B на мікроструктуру і механічні властивості доевтектичного силуміну AlSi7Mg. Пропорції Ti до B були обрані на основі результатів, представлених в літературі, за оптимальним співвідношенням - 5:1. Модифікатор вводився в сплав у вигляді основного сплаву AlTiBP зі змінним вмістом титану, бору та фосфору. Фосфор додавали на рівні 0,1, 0,2 і 0,3% від маси модифікованого вилівка. В результаті проведених випробувань було підтверджено модифікувальну дію введеного основного сплаву.

У роботі [38] автори досліджували спроби замінити сплави Al-Si на кальцієвовмісні алюмінієві сплави. У їхній роботі досліджено структуру та властивості сплаву Al-Ca-Sc у литому та термічно обробленому стані у порівнянні з силуміном. Сплав, що містив Ca, мав таку саму границю міцності при гарячому

розриві, як і силумін, що свідчило про можливість виготовлення складних виливків. Максимальна твердість у новому сплаві була отримана без гартування, шляхом відпалу після лиття при температурі 300 °С. Поєднання механічних і фізичних властивостей сплавів на основі евтектики Al-Ca значно перевищує аналогічні властивості фірмових сплавів на основі алюмінієво-кремнієвої евтектики.

Високо- і жароміцний алюмінієвий сплав АК5М на основі системи Al-Si-Cu містить, крім кремнію і міді, ще й магній. Він виділяється високою жароміцністю, однак поступається сплавам систем Al-Si і Al-Si-Mg за ливарними властивостями, корозійною стійкістю та герметичністю. Його більш висока жароміцність у порівнянні зі сплавом АК9ч спричинена легуванням міддю. Сплав АК5М застосовують для лиття корпусних деталей, що працюють під дією середніх навантажень, тиску до 23 МПа, і підвищених температур до 275°C, у термічно обробленому стані. Широкий діапазон зміни хімічного складу сплаву зумовлює нестабільність його фізико-хімічних властивостей [39].

Мікроструктура алюмінієвих сплавів у литому стані представлена такими основними складниками: α -твердим розчином кремнію в алюмінії (α -Al); кремнієм, що входить до складу евтектики $\alpha + \text{Si}$. За наявності домішки заліза присутня фаза AlSiFeMn , а за малого вмісту марганцю – фаза Al_3FeSi .

Додатково зміцнити Al сплави можливо наномодифікуванням тугоплавкими композиціями SiC, котрий має гранецентровану кубічну ґратку аналогічну алюмінієвій основі. Встановлено, що у якості модифікаторів алюмінієвих сплавів часто застосовують карбіди кремнію, ніобію, танталу, титану, цирконію, гафнію, ванадію, а також нітриди титану, цирконію, гафнію та ванадію. Кристалічні ґратки цих сполук відповідають розмірній і кристалографічній відповідності алюмінію. Для ливарних алюмінієвих сплавів запропоновано використовувати порошок карбіду кремнію розміром до 100 нм [39]. Отримують такі дрібнодисперсні порошки високої чистоти за допомогою високотемпературного плазмохімічного синтезу.

Модифікування має позитивний ефект і застосовується також на деформівних сплавах системи Al-Zn-Mg-Cu – В95; 1973; 1915; В96 та ін. Ковані сплави мають низьку плинність і схильні до гарячого розриву, що ускладнює їх лиття [40].

Підвищення в силуміні АК9М2 вмісту заліза з 0,05 до 1,1 % призводить до зниження відносного подовження з 7,3 до 1,4 % в литому стані та з 5,7 % до 4,2 % в термообробленому, тобто в 1,4...2,4 рази. Водночас легування АК9М2 марганцем у кількості 0,2...0,3 мас. % призводить до підвищення пластичності у 1,5...2,0 рази, що свідчить про те, що марганець нейтралізує негативний вплив заліза [41].

З метою підвищення механічних властивостей завдяки зниженню рівня розчинених газів і зменшенню кількості неметалевих включень, а також зміни морфології інтерметалідних фаз проводять рафінувальну-модифікувальну обробку розплавів. Вибір методу рафінування залежить від певних критеріїв. Виходячи з критерію економічності, найширшого поширення набули обробка розплавів флюсами і продування рафінувальними газами. Під час обробки розплаву флюсами видаляються неметалеві включення, а разом з ними й адсорбований водень. Більш високий ступінь дегазації забезпечує продування рафінувальними газами. З інертних газів найширшого поширення набули одноатомний газ аргон, вартість якого значно менша за інші гази. До вискоефективних газів відносять також: азот (N_2), хлор (Cl_2), фтор (F_2), фреон (CCl_2F_2). Однак у наш час, виходячи з умов екологічної безпеки, використання Cl_2 , F_2 та CCl_2F_2 практично припинено. Азот не є токсичним газом, а його вартість у 12...20 разів нижча за вартість аргону. Однак при його використанні, з підвищенням температури обробки, збільшується ймовірність утворення нітридів алюмінію і магнію, що призводить до зменшення пластичності сплавів. Використовують N_2 здебільшого під час низькотемпературної обробки для отримання виливків з ультрадисперсною або ж аморфною структурою.

Проведено дослідження впливу рафінувальну-модифікувальної обробки на структуру і властивості силумінів (АК9М2, АК8М3) і деформівних сплавів (АВ, АК4) у литому стані [41]. Модифікування сприяло підвищенню рівня механічних властивостей, що стало результатом поліпшення структури сплавів завдяки зміні морфології присутніх фаз, підвищенню їхньої дисперсності та більш

рівномірному розподілу в матриці сплаву, зниженню кількості розчинених газів і зменшенню газової пористості [41].

Залізовмісні фази, які як правило знижують механічні характеристики, при застосуванні модифікувальної обробки набули форми глобул і китайських письмен, а їхній хімічний склад відповідав формулі $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si$ (відповідно до Л.Ф. Мондольфо) [42]. Схожі результати отримано авторами Venyou Liu та іншими [43] для сплавів систем Al-Si-Fe-Mn-Cr з різними умовами твердіння, також ними показано, що порівняно з атомами Mn, атоми Cr мають більшу схильність до участі в утворенні інтерметалідів, тому утворювались більш складні сполуки $Al_{15}(Fe,Mn,Cr)_3Si_2$. Утворення більш складних інтерметалідних сполук виду $Al_{15}(Fe,Mn,Cr)_3Si_2$, на відміну від Al_5FeSi , не призводить до різкого зменшення границі міцності та пластичності через їх компакту та розгалужену форму.

Застосування комплексних модифікувальних препаратів дозволило отримати підвищення рівня механічних властивостей для сплавів АК4, АК9М2, АК8М3 за границею міцності на 7...38 %, відносним подовженням на 6...57 %, ударною в'язкістю на 24...49 % і твердістю на 3...54 %, за рахунок зміни морфології та топографії комплексних фаз, підвищення їхньої дисперсності, зниження рівня розчинених газів та зменшення кількості газових пір, підвищення густини виливків [44].

Встановлено, що при виплавці сплаву в полум'яній відбивній печі під покривним флюсом (33 мас. % KCl, 67 мас. % NaCl) з подальшим продуванням розплаву рафінувальним флюсом (45 мас. % NaCl, 15 мас. % KCl, 40 мас. % AlF_3) за допомогою стисненого повітря (заводська технологія), АК5М2 мав наступні властивості: $\sigma_B = 95...105$ МПа, відносне подовження $\delta = 1,65...2,95$ %, відносне звуження $\psi = 2,0...2,1$ %, твердість HB = 500МПа, ударну в'язкість KCU = 0,0875...0,125 МДж/м² і 3...4 бал пористості за ДСТУ 2839-94 [45].

Мікроаналіз показав, що до рафінувальної обробки в структурі сплаву містилася значна кількість інтерметалідів Al_5FeSi пластинчастої та голчастої будови з параметром форми $\lambda = 30...46$ (відношення довжини включення до його ширини). Після рафінувальної обробки залізовмісна фаза набула форми китайських

ієрогліфів, а її склад відповідав $Al_{15}(FeMn)_3Si_2$. Відзначено позитивний вплив марганцю на морфологію залізовмісних фаз і підвищення пластичності сплаву. Термічна обробка за режимом T5 гартування та штучне старіння забезпечила підвищення дисперсності фаз і рівня механічних властивостей: межа міцності σ_B – 135 МПа, відносне подовження δ – 1,2%, ударна в'язкість KCU – 0,047 МДж/м² [46].

У роботі Мітяєва О.А. [47] показана ефективність обробки сплаву АК9М2 за допомогою продувки розплаву флюсом до складу якого ввійшли хлориди калію і натрію, карбонат натрію, фторид алюмінію, сірка та карбід кремнію. Встановлено, що зниження в результаті рафінувально-модифікувального оброблення параметра форми λ інтерметалідів в литому стані з 9,3 до 2,7 забезпечило підвищення границі міцності на 39 %, відносного видовження на 43 %, ударної в'язкості на 21 % і твердості на 41 %. Для термообробленого стану зниження параметра λ з 5,5 до 1,7 сприяло збільшенню границі міцності на 17 %, відносного видовження на 80 %, ударної в'язкості на 51 % і твердості на 23 %.

Елементи, що входять до складу флюсу, впливають на структуру наступним чином. Галогеніди натрію, калію та алюмінію відповідають за утворення захисної плівки на поверхні розплаву, адсорбцію шлаків і вилучення розчиненого у сплаві водню. Натрій і калій, які є поверхнево активними речовинами, знижують поверхневий натяг на границі розподілу «кристал-рідина». Наявність сірки має комплексну дію, вона утворює велику кількість газоподібного продукту, який проходячи крізь розплав сприяє рафінуванню, за принципом адсорбції та флотації металу від неметалевих включень і розчинених газів [47].

Отже до елементів компенсаторів заліза у алюмінієвих сплавах відносять: нікель, марганець, хром, молібден, кобальт, кадмій, ванадій, берилій. Їх основна роль полягає у зміні морфології залізовмісних фаз з пластинчастої на розгалужену або компакту форму. У поєднанні із фізичними методами впливу на розплав, такими як температурна обробка, ультразвук або електричний струм модифікувальний ефект може збільшуватися за рахунок активації додаткових механізмів впливу на структуроутворення під час кристалізації.

1.2.3 Вплив швидкості охолодження на структуру і властивості силумінів

Висока швидкість охолодження застосовується для отримання виливків із дрібною структурою і високими механічними характеристиками. Однак отримання стабільної структури можливо лише при виготовленні тонкостінних виливків і литті у кокіль.

У статті Władysiak R. [48] наведено результати дослідження процесу кристалізації та охолодження дослідної ливарної форми з використанням водяного туману, стисненого під тиском 0,20...0,45 МПа. Показано характер зміни температури у виливку з Al-11Si і в стінці ливарної форми за допомогою термічних і похідних кривих та регресійних моделей. Представлено зміну температури в процесі кристалізації та охолодження досліджуваних ділянок виливка, товщина стінки яких змінюється в діапазоні 5 до 15 мм. Показано обладнання, що використовується для створення водяного туману, який охолоджує ливарну форму, та спеціально розроблений обертовий струменевий охолоджувач для розпилення води. Показано, що використання водяного туману і зміна товщини стінки виливка, що охолоджується точково, дозволяє керувати процесом кристалізації, мікроструктурою і якістю силумінового виливка.

Робота [49] є продовженням досліджень з використання охолодження водяним туманом для підвищення ефективності процесу лиття під тиском алюмінієвих сплавів. У роботі описано результати випробувань та аналіз методів охолодження під час виготовлення виливків. Ці способи відрізняються один від одного послідовністю охолодження ливарної форми і призводять до ефективних змін мікроструктури та механічних властивостей виливків зі сплаву Al-11Si. Дослідження показало, що використання багатоточкового послідовного охолодження водяним туманом впливає на покращення мікроструктури та зменшення сегрегації у виливку, а також більш ніж на 20% підвищує механічні властивості виливків у литому стані. Дослідження також демонструє, що

послідовне охолодження ливарної форми прискорює охолодження вилівка і скорочує цикл лиття під тиском.

Наприклад, авторами Wladysiak R., Kozun A. та Pacyniak T. [50], на дослідній установці з послідовним багатоточковим охолодженням був відлитий немодифікований сплав Al-20%Si за допомогою спеціальної комп'ютерної програми. Цей метод дозволяє сформувати мікроструктуру заевтектичного сплаву Al-20%Si, а також підвищити твердість. У мікроструктурі охолоджених зразків були виявлені первинні кремнієві дендрити. На основі цих дендритів пояснено утворення первинних частинок кремнію. Охолодження ливарної форми струменем водяного туману викликає зміни в твердінні, що призводить до розширення прикордонного шару зі стовпчастими кристалами і стиснення серцевинної зони з рівноосьовими кристалами. Це також призводить до більш рівномірного розподілу твердості навколо доевтектичних кристалів Si, що призвело до підвищення твердості евтектики на 24%.

У роботі [51] досліджували вплив швидкості кристалізації на структуру і механічні властивості деформівних алюмінієвих сплавів. Різну швидкість охолодження отримували заливкою сплавів у ливарні форми, у яких коефіцієнти теплопровідності в інтервалі досліджуваних температур (660 ± 20 °C) на порядки відрізнялися один від одного (від 0,8 до 377 кВт/м·К). Форми було виготовлено з різних матеріалів: фторфлогопіт, кварцове скло, графіт та мідна водоохолоджувана форма. Встановлено, що розмір зерен α -фази для сплавів В95 та Д16 зменшувався до 120...200 мкм (для швидкостей охолодження 2,5...8,8 °C/с) і до 40...70 мкм (для швидкості охолодження ~ 1000 °C/с).

Зменшення швидкості охолодження при гартуванні має незначний вплив на розмір і кінетику зростання виділень у зерні, але призводить до укрупнення стабільних фаз на великовуглових і стабільних кордонах [52]. Продукцію отриману прискореним затвердінням називають різними назвами. Інколи можна зустріти назву дрібнокристалічний модифікатор (ДКМ), дрібнокристалічна лігатура (ДКЛ), або дрібнокристалічний перепплав (ДКП). У нашому випадку ми будемо притримуватися назви дрібнокристалічна шихта (ДКШ).

У роботах Куцової В.З. [53,54] наведені результати досліджень впливу легувальних елементів та швидкості охолодження на мікроструктуру, фазовий склад, механічні властивості заевтектичних промислових поршневих силумінів. За допомогою металографічного і рентгеноструктурного аналізів та методів кількісної металографії було визначено хімічний склад дослідного сплаву додатково легованого комплексом В + Sn у кількості 0,05 ат. % у мас. %:

Si – 18...20 %	Cu – 0,6 %
Fe – 0,8 %	Zn – 0,3 %
Mg – 0,1 %	B, Sn - % ат. 0,05
Mn – 0,5 %	Al – основа.

Було встановлено, що форми росту і внутрішня будова первинних кристалів β -Si твердого розчину залежать від вмісту кремнію в сплаві і швидкості охолодження. В заевтектичних сплавах Al-Si з концентрацією кремнію приблизно 20% формуються ромбічні, гексагональні і тетраедричні первинні кристали. Охолодження із швидкістю $10^2...10^3$ °/с призводить до отримання істотно неоднорідної структури, появи ділянок з великою кількістю псевдопервинних кристалів α -Al. Збільшення швидкості охолодження сприяє збільшенню кількості евтектики досліджених сплавів і зменшенню розміру первинних кристалів β -Si твердого розчину [53].

Зростання швидкості охолодження досліджених поршневих промислових силумінів до $10...10^3$ °/с змінює інтервал значень мікротвердості первинних кристалів β -Si твердого розчину, знижує мікротвердість при швидкості охолодження $10^2...10^3$ °/с, і практично не змінює її при 10 °/с. В той же час, підвищення швидкості охолодження викликає деяке збільшення мікротвердості евтектичної складової до значень 70...120 МПа (інколи до 140 МПа) [54].

Автором Скребцовим А.М. [55] встановлено, що при легуванні силуміну комплексом В+Sn у кількості 0,05 ат. %, спостерігається найсприятливіший комплекс механічних властивостей: мікротвердості первинних кристалів β -Si, твердого розчину, твердості евтектичної складової і твердості сплаву вцілому.

Різні точки зору відносно процесів, що відбуваються в розплаві при температурі розчинення, досліджувалися науковою школою Архарова В.І. Вони вважають, що при температурі, яка перевищує температуру розчинення, кластери повністю зникають, рідина стає структурно однорідною і складається виключно з розупорядкованої зони. Однак, у роботах інших авторів, які наведені Скребцовим А.М. [56] відзначається, що при температурі наближеній до температури розчинення, енергія теплового руху частинок у розплаві стає співмірною з енергією розриву найбільш міцних міжатомних взаємодій у нерівноважних атомних асоціаціях. Теплова рівновага руйнує їх, і розплав втрачає свою спадковість.

У металічному розплаві здійснюється розпад кластерів при наявності гістерезису, що характеризується константою перетворення та енергією активації. У роботі Пригунова С.В. [57] встановлено, що в умовах глибокого переохолодження при раціональних параметрах щільності і частоти оброблення електричним струмом відбуваються зміни у процесах твердіння внаслідок електропереносу та перерозподілу заліза і марганцю між розупорядкованою зоною та кластерами.

Таким чином можна вважати, що дієвим моментом впливу на структуру та властивості Al-сплавів є швидкість охолодження, потенційні можливості впливу якої на конкретні сплави ще до кінця не вивчені.

1.2.4 Фізичні методи впливів на розплав

До фізичних методів впливу відносять обробку розплаву або вилівка температурою, ультразвуком, електромагнітними полями або імпульсами. Результатом впливу всіх цих методів, як правило, є подрібнення мікроструктури виливків та, як наслідок, підвищення механічних властивостей. Одним із найпростіших та найбільш розповсюджених методів підвищення механічних

властивостей деталей із силумінів є термічна обробка [58]. Дослідженням впливу тривалості термообробки, температури нагрівання, складу алюмінієвих сплавів присвячена велика кількість робіт.

У статті [59] наведено результати випробувань, спрямованих на дослідження впливу проведених операцій термічної обробки на зміну межі міцності при розтягуванні силуміну EN AC-42000, модифікованого стронцієм. Досліджуваний сплав виплавляли в електричній печі опору. Перебіг процесу кристалізації реєстрували за допомогою термічного похідного аналізу, і на основі цього аналізу визначали температурний діапазон термічної обробки сплаву. Проведена термічна обробка призвела до зміни механічних властивостей досліджуваного сплаву, а проведені випробування дозволили визначити температуру і тривалість розчинення та витримки, які зумовлюють покращення його механічних властивостей. Найбільші значення для границі міцності були отримані при температурі старіння 165 °C та часу витримки 5...8 год., а найбільші значення пластичності при температурі старіння 325 °C та часу витримки 5...8 год.

Наприклад, у роботі Скуйбиди О.Л. [60] досліджували залежність пластичності сплаву АК8МЗ від часу витримки при гартуванні. Зміни механічних властивостей напряму пов'язані із змінами, що відбувалися в сплаві, зокрема:

- подрібнення та диференціювання частинок евтектичного кремнію, що впливало на пластичність сплаву;
- розчинення надлишкових фаз, що впливало на пластичність та інші механічні властивості сплаву;
- коагуляція та огрубіння кремнієвої евтектики. Ці процеси знижували пластичність протягом тривалої витримки при температурі гартування;
- зміцнення твердого розчину, яке призводило до зменшення пластичності.

Виділення з твердого розчину дрібнодисперсних частинок інтерметалідних фаз при старінні сприяло підвищенню границі міцності на розтяг. При високих концентраціях заліза спостерігається збільшення твердості сплаву. Встановлено, що оптимальний час витримки при старінні залежав від вмісту заліза в сплаві,

наприклад, для сплавів із вмістом 0,51...0,65 мас. % Fe оптимальною була витримка протягом 7...8 год., а для сплавів з 1,05...1,19 мас. % Fe – 10...11 год.

Криві залежності механічних властивостей [60] (твердості, міцності, пластичності) зміщувалися вздовж осі часу витримки у область більш високих показників та залежали від концентрації заліза в сплаві. Зміщення цих оптимумів свідчить про необхідність збільшення часу витримки при гартуванні та старінні зі збільшенням концентрації заліза в сплаві. Отже, загальний вигляд графічних залежностей пластичності від часу витримки при гартуванні визначається взаємодією різних фізичних та хімічних процесів у металевому сплаві, які можуть бути контрольовані шляхом регулювання умов обробки та складу сплаву.

У роботі Gutierrez V.V. та ін.[61] визначено комбінований ефект обох обробок у сплаві А356 за допомогою термічного аналізу кривих охолодження та мікро- і макроструктурних досліджень зразків. Аналіз термічних параметрів кривих охолодження показав, що при використанні 0,2%Ti і 0,03% Sr досягається суттєвий рівень модифікації евтектичної фази, а також дрібнозерниста структура. Спільний вплив обох елементів призводить до зміни кінетики росту як первинної, так і евтектичної фази.

Авторами Куцовою В.З., Аюповою Т.А. [62] оптимізовано вміст стронцію та скандію в сплаві АК7ч. Вивчено вплив термічної обробки на структуру сплаву АК7ч, який містить Sr і Sc в оптимальних кількостях. Хімічний склад сплаву який досліджували: основа Al-7,0%Si-0,3%Mg-0,1%Mn-0,6%Fe-0,1%Sr-0,5%Sc. Рекомендують для цього сплаву термообробку за режимом: $T_{\text{гарт}} = 530^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{гарт}} = 3$ год., $T_{\text{стар.}} = 150^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{стар.}} = 1$ год., що дало змогу авторам отримати підвищення твердості на 10 НВ, границі міцності на 70 МПа, за умови збереження високого рівня пластичності.

Результати [63] показали, що температура нагрівання розчину суттєво впливала на морфологію евтектичного Si і механічні властивості ливарних сплавів А357. Зі збільшенням температури розчину зменшувалась ступінь сфероїдизації евтектичного Si та знижувались механічні властивості сплаву А357. За результатами експерименту визначено оптимальні параметри гартування сплаву

A357 Tгарт = 550□, тгарт = 6 год. Alexopoulos N. та Stylianos A. у своїй роботі [64] оцінювали вплив недо-, пікового та надмірного старіння на ударну в'язкість того самого сплаву, показано, що зміцнення досягнуто за рахунок осадження фази Mg_2Si . Загалом евтектичні сплави систем Al-Si-Mg A356/357 володіють гарними технологічними якостями, що пояснює досить широкий попит і постійний пошук нових технологій зміцнення та покращення механічних властивостей [65,66].

Ультразвукова (УЗ) обробка алюмінієвих розплавів відома як ефективний процес видалення розчиненого водню. У той час, як про ефективність дегазації ультразвукової обробки широко повідомлялося, ефект повторної дегазації після ультразвукової обробки є набагато менш вивченим. Дегазація рідких металів за допомогою ультразвукової обробки базується на розвитку акустичної кавітації. Вище кавітаційного порогу змінний тиск утворює численні каверни і мікропухирі у які активно виділяються розчинені гази. У дослідженні [67] зроблено спробу оцінити ефект дегазації алюмінієвих розплавів після застосування ультразвукової обробки. Авторами зроблено висновок, що збільшення зон зародження газової пористості після ультразвукової обробки відбувається через наявність великої кількості оксидів і оксидних плівок, що погано змочуються рідким металом. Ультразвукова вібрація виявилася надзвичайно ефективною в дегазації, контролі стовпчастої дендритної структури, зменшенні розміру рівновісних зерен і, за певних умов, утворенні глобулярних недендритних зерен і модифікуванні евтектичних кремнієвих зерен в сплавах AlSi. Обговорюються механізми ультразвукової дегазації та покращення мікроструктури [68, 69]. Коли алюміній містив найменшу кількість доданого основного сплаву, ультразвук спричинив значне додаткове подрібнення зерна порівняно з тим, що забезпечувалося лише основним сплавом. Однак вплив ультразвуку на розмір зерна зменшувався зі збільшенням додавання основного сплаву, який вносить додаткові частинки TiB_2 і розчиненого титану з кожним наступним додаванням. Застосування моделі взаємозалежності для аналізу експериментально виміряних розмірів зерен показало, що результати цього дослідження та результати аналогічних експериментів на сплаві Al - 2 мас. % Cu узгоджуються, якщо їх оцінювати з точки

зору фактору обмеження росту. Порівняно із застосуванням ультразвукової обробки, де досягається збільшення густини числа зерен на порядок, збільшення вмісту титану в діапазоні добавок основного сплаву призводить до збільшення числа зерен приблизно втричі [70].

Під час процесу лиття під тиском різниця в товщині секцій спричиняє нерівномірне охолодження, що призводить до різних механічних властивостей і спричиняє накопичення залишкових напружень та дефектів у деталі. У цьому дослідженні Lee E., Mishra V. [71] спробували визначити мікроструктурні зміни дендритної фази та евтектичної області α -алюмінію, а також зміни механічних властивостей сплаву A365 при різних швидкостях охолодження під час затвердіння. Сплав, охолоджений зі швидкістю 9000 К/хв (гартування у воді), мав відстань між плечима вторинних дендритів 3,4 мкм і містив понад 75 % дендритної фази α -алюмінію, тоді як сплав зі швидкістю охолодження 77 К/хв (охолодження на повітрі) показав 12 мкм і 65,5 % фази α -алюмінію відповідно. Границя міцності на розрив і відносне подовження сплаву A365, охолодженого зі швидкістю 9000 К/хв, зросли до 262,3 МПа і 4,4 %, відповідно, порівняно зі сплавом, охолодженим зі швидкістю 77 К/хв, який мав границю міцності на розрив 192,3 МПа і відносне подовження 2,9 %. Гартування у воді збільшує твердість дендритної фази α -алюмінію приблизно на 130 % порівняно з охолодженням на повітрі, і було підтверджено, що велика швидкість охолодження може збільшити розчинність елементів в α -алюмінієвій фазі. Твердість сплаву зростала зі збільшенням швидкості охолодження під час затвердіння завдяки рівномірному і дрібному розміру кремнієвих інтерметалідних фаз в евтектичній області, спричиненому швидким затвердінням.

Фізичні модифікувальні впливи (теплові, електромагнітні, механічні та ін.) на алюмінієві сплави показали свою ефективність у технологіях отримання якісних алюмінієвих сплавів із відходів. Тепловою обробкою расплавів на основі алюмінію займалися провідні вітчизняні і закордонні наукові школи впродовж тривалого часу. Дуже часто такий вид впливу поєднується із класичними методами модифікування та рафінування.

Автором Dwivedi D.K. [72] були проведені масштабні дослідження, та виконано узагальнення великої кількості літературних даних щодо впливу різних технологічних аспектів, пов'язаних з адгезійним зношуванням литих алюмінієво-кремнієвих сплавів. Перспективними способами фізичного впливу на розплави слід вважати обробку електричним струмом, магнітними полями та імпульсами. Теоретичні та технологічні основи даних видів оброблення розвиваються в роботах багатьох вітчизняних та іноземних авторів. Теоретичний опис модифікувального впливу на фізичні процеси кристалізації, структуроутворення та отримання дрібнозернистої структури у сплавах залишається не до кінця вивченим. Між тим, розуміння сутності процесів обробки та створення єдиного підходу до отримання результатів в подальшому дозволить більш глибоко підійти до створення об'єднаної теорії модифікування сплавів фізичними впливами.

У роботі [72] представлено та обговорено низку гіпотез і теорій, запропонованих за останні два десятиліття для пояснення різних явищ, пов'язаних зі зношуванням і тертям, а також вплив параметрів випробувань (таких як навантаження, швидкість ковзання, зустрічна поверхня) і властивостей робочого матеріалу (механічних і металургійних) на трибологічну поведінку алюмінієво-кремнієвих сплавів.

Інші [73] вважають, що модифікувальний ефект після обробки фізичними впливами (електромагнітні поля, вібрація, ультразвук та ін.) проявляється в результаті прискорення процесів кристалізації за рахунок фрагментації та утворення дрібних уламків дендритів, що збільшує кількість зародків у розплаві. Крім цього автори стверджують, що електромагнітний вплив зменшував міжфазову поверхневу енергію на кордоні «зародок-розплав», що сприяло формуванню додаткових центрів кристалізації, блокував при цьому зростання дендритних гілок за рахунок інтенсифікації масопереносу.

Так, наприклад, у роботі авторів Fan Z., Shen Y., He Y. [74] показано, що зі збільшенням частоти магнітного поля і струму збудження зовнішнього магнітного поля сприяло підвищенню розчинення Mg в Al, а інтенсивність дифракційних піків

від різних кристалографічних площин у структурі дещо відрізнялася під дією різних частот магнітного поля.

Результати досліджень Wei Y. та ін. [75] показали, що удосконалення первинних кремнієвих структур і покращення механічних властивостей заевтектичних силумінів, з високим вмістом Si, є важливими для покращення їхніх експлуатаційних характеристик. У цьому дослідженні було розроблено пристрій для постійного магнітного перемішування та досліджено його вплив на первинну структуру кремнію та механічні властивості сплавів Al-30%Si.

Постійне магнітне перемішування – простий у впровадженні і низьковартісний метод обробки розплавів. Воно часто використовується в алюмінієвих плавильних печах для гомогенізації розплаву. Вперше цей метод для керування структурою під час твердіння був застосований на сплавах Al-4%Cu і Al-7%Si і підтвердив, що він покращує структуру сплаву.

Авторами [75] було розроблено магнітний перемішувач і вперше застосовано в умовах виробництва. Було отримано гарну якість продукції і високу економію енергії до 62%, в порівнянні зі звичайним електромагнітним перемішуванням. Однак досі не зрозуміло, чи ефективно постійне магнітне перемішування для модифікування структур затвердіння та підвищення механічних властивостей заевтектичних Al-сплавів з високим вмістом Si. Оскільки цей сплав має значні відмінності за складом і структурою від Al з одним зв'язком Cu та Al-сплавів з низьким вмістом Si. Рафінування первинного кремнію стає більш складним із значним збільшенням вмісту кремнію. Результати показують, що постійне магнітне перемішування розплаву із швидкістю 140...220 об/хв збільшило зону однорідної структури виливків. Воно також значно подрібнило первинний кремній до розміру 1,3...2,0 мкм і підвищило границю міцності та відносне подовження до 160...168 МПа і 6,7%, відповідно. У порівнянні з відомими методами модифікації, постійне магнітне перемішування демонструє ефективність, порівнянну з розпиленням і обробкою тертям, провідними методами в даний час.

Позитивний ефект обробки електричним струмом (плазмою) виявлено на дегазації алюмінієвого розплаву, як у лабораторних так і промислових умовах [76].

Електричний струм іонізував елементи, присутні в розплаві. Розчинений водень іонізувався до H^+ . Завдяки більшій рухливості іони H^+ , порівняно з іншими іонами, під впливом прикладеного потенціалу рухалися швидше, ніж іони інших складових, через розплавлену ванну. На катоді, приєднаному до верхньої поверхні ванни розплаву, іони H^+ відновлювалися до атомів H , а потім до його молекул H_2 , нарешті, до газу H_2 . Він легко виходив з розплавленої ванни завдяки вищій концентрації у верхній зоні, а також нижчому тиску рідкого металу.

У Фізико-технологічному інституті металів та сплавів НАН України [77-78] проведені дослідження по визначенню особливості тиксоформінгу в процесі виготовлення литих зразків, які передбачали проведення роторної обробки алюмінієвих сплавів, що знаходились в перед кристалізаційному стані, для створення додаткових центрів кристалізації за рахунок переохолодження розплаву в системі ротор-ківш, а також відносне переміщення твердої фази, що є необхідною умовою формування глобулярної структури α -твердого розчину у алюмінієвих виливках.

Роторна обробка розплаву призводить до подрібнення макрозерна в 2...3 рази за рахунок доданої кількості центрів кристалізації. При цьому спостерігались як модифікувальний так і значний рафінувальний ефекти [79], які проявлялися в утворенні газової пористості за рахунок виділення розчиненого в розплаві водню. Найбільш дрібна пористість розміром 0,5...1,0 мм спостерігалася в перерізах виливків, одержаних при температурі 800 °C. З підвищенням в'язкості розплаву, при більш низьких температурах лиття, розмір пор збільшувався в 1,5...2,0 рази, оскільки швидкість видалення водню знижувалася.

Встановлено, що тверда глобулярна фаза металеві суспензії практично не утворювала каркасу, що, в свою чергу, забезпечило уникнення утворення гарячих тріщин. Вибір режимів нагрівання заготовок і подальшого їх тиксоформінгу в псевдотвердому стані здійснено за даними диференційного термічного аналізу, на підставі побудованої авторами залежності «температура – частка рідкої фази». З використанням ультратонкостінних герметичних форм із алюмінієвої фольги

товщиною 300 мкм досліджено особливості формування мікроструктури виливків діаметром 15 мм, отриманих із рідкого стану розплаву ВАЛ10, які гартували у воді.

Показано [79], що температура лиття 700 і 660 °С, швидкість охолодження (3,1...6,2 °С/с) в поєднанні з одночасним застосуванням роторної обробки алюмінієвого розплаву суттєво впливали на морфологію і розмір дендритів твердого розчину міді в алюмінії (α -фази). Зокрема при температурі лиття 700 °С і швидкості охолодження 6,2 °С/с у виливках формувалася нетипова для сплаву дендритна структура α -фази. Зменшення швидкості охолодження до 3,1 °С/с в умовах роторної обробки кардинально змінювало процес тверднення і призводило до формування компактної дрібнокристалічної структури α -фази. Інтерметаліди на основі заліза, що були виділені із розплаву, обробленого ротором, в основному мають компактну морфологію з розміром окремих фаз 10...15 мкм, які досить рівномірно розподілялися за об'ємом виливка. Глобуляризація α -твердого розчину алюмінію, компактна морфологія залізної фази суттєво впливали на фізико-механічні властивості, особливо на пластичність, яка збільшувалась в 3...5 рази, порівняно з вихідним зразком. В процесі тиксоформінгу температуру пресформи підтримували на рівні 310...320 °С. При цьому кількість рідкої фази в псевдотвердих заготівках становила 40 %. Швидкість впуску металу в порожнину прес-форми складала близько 50 м/с. Металева суспензія мала високу рідкоплинність і повністю заповнювала порожнину (0,2 мм x 100 мм) по роз'єму пресформи. Механічні властивості зразків після термічної обробки за режимом Т6 становили: $\sigma_{\text{в}} = 410$ МПа, $\delta = 5$ %, а тріщини не спостерігалися.

У роботі [80] досліджено вплив кінетики лазерного осадження порошкового шару нових високоміцних сплавів Al-Mn-Cr-Zr на мікроструктуру і механічні властивості. За допомогою адитивних методів виробництва отримано сплави з високим перенасиченням твердих розчинів у надрукованому стані. Це забезпечило значне зміцнення при старінні та збільшення твердості в одному зі сплавів до 40%. Показано, що ці сплави придатні для виробництва виливків за допомогою адитивних методів без розтріскування при затвердінні.

Алюмінієві порошкові матеріали, що використовуються для адитивних технологій методом лазерного осадження, досить часто обирають на основі евтектичних систем Al-Si через її надзвичайну технологічність, проте авторами [81] відмічається, що механічні властивості поступаються деформівним сплавам. Тому було запропоновано евтектичний сплав Al + 7,5 мас. % Ni для виготовлення деталей методом лазерного осадження металів.

Отримано дослідні зразки з густиною 99,9%, відсутніми усадковими тріщинами та границею міцності на розтяг 270 МПа. Незважаючи на складність, високу вартість впровадження та низьку продуктивність методів лазерного спікання порошкових металів, технологія дозволяє отримувати деталі складної форми і стає дедалі популярнішою при штучному і дрібносерійному виробництві.

1.3 Цілі та задачі дослідження.

Аналіз літературних джерел показує, що в сучасному виробництві литих деталей з Al-сплавів постійно зростає кількість використовуваної вторинної сировини.

В роботі ставилось завдання розроблення ефективної технології переробки відходів виробництва у вигляді литників та браку лиття у високоякісні сплави та отримання якісних литих деталей з високим рівнем механічних властивостей.

Для цього потрібно було вирішити наступні задачі:

- проаналізувати методи підвищення якості виливків з алюмінієвих сплавів, що застосовуються вітчизняними та зарубіжними виробництвами;
- порівняти вплив якості шихтових матеріалів на структуру і властивості виливків з алюмінієвих сплавів;
- розробити експериментальну високоефективну та маловитратну технологію модифікування, та порівняти її із технологією обробки модифікатором K_2ZrF_6 , яка застосовується на АТ «МОТОР СІЧ»;

- розробити технологію отримання дрібнокристалічної шихти з відходів виробництва;
- дослідити комплексний вплив модифікувального комплексу МК-1 і дрібнокристалічної шихти на структуру і властивості вторинного АК7ч з різним вмістом заліза;
- провести дослідно-промислове випробування технології комплексної обробки вторинних ливарних алюмінієвих сплавів.

РОЗДІЛ 2

МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Вибір матеріалів та методів досліджень

Вторинні сплави містять підвищену концентрацію шкідливих домішок, у тому числі заліза, що негативно впливає на їх механічні та технологічні властивості. Тому в даній роботі особлива увага зосереджена на сплавах з підвищеною концентрацією заліза. Для виконання поставлених задач застосовувались наступні методи:

- аналіз хімічного складу;
- металографічний, фрактографічний, рентгеноструктурний аналізи;
- механічні випробування з визначенням границі міцності, відносного видовження та твердості;
- методи математичної статистики та прогнозування механічних властивостей відносно складу шихти, концентрації заліза та присадки модифікатора.

2.2 Технологія виготовлення дослідних сплавів

У якості предмету для вивчення використовувалися доєвтектичні сплави АК7ч, А356.2 та їх звороту у вигляді литників. Дані сплави широко застосовуються для виготовлення литих деталей, тому переробка відходів власного виробництва у високоякісні сплави залишається актуальною задачею на протязі тривалого часу.

Відповідно до додаткової угоди № 3 від 19.03.2015 р. за договором № 2914 управління головного металургу (УГМет) було проведено дослідницьку роботу з метою оптимізації технології переробки відходів сплавів А356.2 і АК7ч у сплави з високим рівнем фізико-механічних властивостей і низькою собівартістю, котрі придатні для виготовлення деталей відповідального призначення. У рамках

цієї угоди для проведення лабораторних дослідних плавок АТ «МОТОР СІЧ» надало ЗНТУ алюмінієві сплави та інші витратні матеріали в кількості (додатки А, Б):

- сплав АК7ч АТ виробництва «МОТОР СІЧ» - 100 кг, зокрема 50 кг первинного і 50 кг звороту;

- сплав А356.2 виробництва "ALCOA" (Норвегія) - 100 кг, зокрема 50 кг первинного і 50 кг звороту;

- флюс для обробки сплавів K_2ZrF_6 у кількості 5 кг;

- лігатури Al-Si (25 %), Al-Ni (25 %), Al-Si-Cu (33...35 %), Al-Si-Ti (3...5 %), Al-Si-Mn (10 %) по 5 кг кожної, загальною кількістю 25 кг.

Для приготування дослідних сплавів у лабораторних умовах використовували електричну піч опору. Для приготування сплавів в умовах виробництва використовували шахтну газову піч з графітовим тиглем ТГГ-150.

Лабораторні плавки проходили під покривним флюсом NaCl : KCl у співвідношенні 1 : 1 кількістю 2 мас. % засипаних на дно тигля. Заводська технологія полягала в обробці розплаву при температурі 720 °С модифікатором K_2ZrF_6 шляхом замішування його на дзеркалі чистого металу. Експериментальна технологія полягала в обробці розплаву модифікувальним комплексом МК-1 за допомогою «дзвіночка», при його зануренні на дно тигля за тієї ж температури сплаву. Контроль температури здійснювався за допомогою хромель-алюмелевої термопари та аналогово-цифрового перетворювача МАХ6675, фіксацію температури проводили з частотою 1 Гц та автоматичним записом показників на зовнішню пам'ять. Тривалість витримання сплаву після закінчення модифікувальної обробки до кінця розливу не більше трьох годин. Під час роботи по приготуванню сплавів дотримувались правил безпеки відповідно до НПАОП 27.4-1.44-15 «Правила охорони праці під час виробництва алюмінію» [82].

З металу кожної плавки в кокіль відливали призматичний вилівок масою 3 кг (рис 2.1). Після термічної обробки за режимом Т6 (гартування 535 °С ± 10°С, час витримки 5 годин, охолодження у воді 20°С + повне штучне

старіння $170\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ протягом 8 годин) згідно ДСТУ 2839-94 виготовляли шліфи для вивчення мікроструктури і зразки для механічних випробувань.



Рисунок 2.2 – Виливок

2.3 Аналіз хімічного складу

Зразки для хімічного, металографічного аналізу та механічних випробувань вирізалися із нижньої частини виливка. Для аналізу хімічного складу кожної плавки використовували іскровий спектрометр «SPECTROLAB», що дозволило визначати склад за 20-ма елементами з точністю $\pm 0,0001$ мас.%. Особливу увагу приділяли вмісту найбільш шкідливих домішок Fe, Pb, Na, Ca та легувальним елементам Ti, Mg, Cu, Cr.

2.4 Металографічний, фрактографічний і рентгеноструктурний аналізи

Металографічний аналіз структури металу проводили на оптичних мікроскопах МІМ-8 та «SIGETA ММ-700» при збільшеннях в 100 та 400 раз. Для чіткого виявлення інтерметалідних включень поверхню шліфів обробляли водним розчином кислот 0,5 %HF+0,5 %HNO₃+1,5 %HCl впродовж 10 с.

Рентгеноспектральний мікроаналіз фаз проводили на растровому сканувальному мікроскопі РЕМ-106И при напрузі прискорення електронів 20 kV та току гармати $I_p = 88...92$ mA. Фрактографічний аналіз поверхні руйнування проводили на зламах зразків, які використовувалися для визначення границі міцності і пластичності, при напрузі прискорення електронів 25 kV та току гармати $I_p = 100...102$ mA, за допомогою того ж самого обладнання.

Ідентифікацію фаз проводили за допомогою рентгеноструктурного аналізу на дифрактометрі ДРОН-1 в CuK_α фільтрувальному випромінюванні за стандартною методикою. Запис дифрактограм відбувався зі швидкістю 1/2 °/хв за схемою θ -2 θ з фокусуванням по Брегу-Брентано на кутах від 20 до 120°. Параметр ґратки розраховували за положенням центра мас отриманих дифрактометричних максимумів. Особливість такого фокусування полягає в тому, що в режимі відбиття, під час реєстрації дифракційного максимуму (hkl) фіксуються лише ті кристали, чия кристалографічна площина паралельна до поверхні зразка (нормаль до відбиваючої площини N_{hkl} має бути розташована паралельно нормалі до поверхні зразка N_s).

2.5 Механічні випробування

Для визначення границі міцності та відносного видовження із нижньої частини вилівка виготовляли розривні зразки діаметром 5 мм та довжиною робочої

частини 25 мм за ДСТУ ISO 6892-1:2019 [83]. Після чого зразки піддавались руйнуванню на розривній машині МР-100 з фіксацією діаграми розтягання. Твердість визначали за стандартною методикою згідно ДСТУ EN ISO 6506-4:2019 за Брінеллем [84].

2.6 Статистична обробка результатів

Результати експериментів було отримано на 5...10 зразках для кожного варіанту випробувань. Дослідження проводили із застосуванням активного багатofакторного експерименту другого порядку. Було реалізовано центральний композиційний рототабельний план при кількості факторів, що змінювалися $K=3$, плече зіркових точок становило $d=1,682$ [85, 86].

Математичне оброблення експериментальних даних проводили з метою оптимізації процесів приготування шихти, отримання заданого хімічного складу і структури сплавів, технології їх рафінувально-модифікувального оброблення. У якості основних факторів, що впливали на параметри оптимізації, було обрано: вміст дрібнокристалічної швидкоохолодженої шихти (ДКШ), вміст заліза в сплаві та кількість модифікувального комплексу МК-1 (ТУ У 20.1-14307794-269:2017) при обробленні розплаву. Параметрами оптимізації (відповідно до ДСТУ 2839-94), були: границя міцності σ_b , відносне видовження δ , твердість HRB.

Планування експерименту проводили за трьома незалежними змінними на двох рівнях варіювання. Вибір рівнів та інтервалів варіювання основних факторів проводили виходячи з результатів попередніх експериментів, аналізу складів алюмінієвих сплавів і літературних даних.

Літературні дані [85-89] та результати попередніх експериментів дають підставу вважати, що залежності "показники-фактори, що вивчаються" будуть мати екстремуми. Поблизу екстремуму, поверхня відгуку має кривизну і не може бути адекватно описана неповним квадратичним рівнянням. В цих випадках, необхідно

описувати дослідну поверхню відгуку повним рівнянням другого ступеню [88]. Бокс Г.Е. і Вілсон К.В. [89] запропонували використовувати плани першого порядку в якості ядра, до якого потім добудовується конструкція плану другого порядку. Такі плани в літературі називають композиційними і вони відповідають покроковій процедурі проведення досліджень.

Для оцінки адекватності моделі використовувався критерій Фішера та критерій Стьюдента. Статистичне оброблення результатів проводили за допомогою програмного забезпечення «MS Excel» та «Statistica» [90].

РОЗДІЛ 3

ОПТИМІЗАЦІЯ ТЕХНОЛОГІЇ ПЕРЕРОБКИ ВІДХОДІВ

A356.2 І АК7ч У ВИСОКОЯКІСНІ СПЛАВИ

3.1 Модифікування ливарних алюмінієвих сплавів

Алюмінієві ливарні сплави, завдяки їх фізичним та механічним властивостям все частіше використовуються у машинобудуванні на заміну чавуну та сталі. Низька вартість вторинної сировини зумовлює зацікавленість до пошуку нових методів її переробки. Відомо, що сплави на основі алюмінію володіють спадковістю, тобто структура та механічні властивості шихти певною мірою зберігаються у виливку [91-98]. Аналіз останніх досліджень вказує на те, що якість литих алюмінієвих деталей в основному залежить від наступних факторів: технологічних параметрів лиття, наявності у сплаві сторонніх домішок (особливо заліза) та розмірів структурних складових шихти [90-94]. Розроблена велика кількість методів впливу на розплав з метою підвищення механічних властивостей деталей, які, як правило, впливають на один із перерахованих вище факторів [94]. Тому останнім часом все частіше знаходять застосування технології комплексного впливу на розплав [99]. У цьому напрямку слід відзначити позитивні результати багаторічної науково-технічної співпраці між Національним університетом «Запорізька політехніка» та АТ «МОТОР СІЧ».

У роботі Глушкової Д.Б. [100] показано, що обґрунтований вибір наномодифікування є одним із найбільш технологічних і досить ефективних способів підвищення якості сплавів. Для отримання заданої структури кількість модифікатора, що вводиться в розплав встановлюється експериментальним шляхом.

У нашій роботі виконано порівняльний аналіз ефективності модифікатора K_2ZrF_6 і МК-1 розробленого в ЗНТУ [101]. Слід зазначити, що в умовах виробництва для модифікування ливарних алюмінієвих сплавів використовувався

флюс K_2ZrF_6 , а на підприємствах на яких виконували дослідження працівники нашого університету впроваджувалося використання модифікувального комплексного препарату МК-1 [101]. Аналіз літературних даних дає змогу дійти висновку, що модифікатор K_2ZrF_6 впливає здебільшого на форму включень кремнію, в той час як модифікатор МК-1 додатково сприяє зміні форми інтерметалідів, дегазації сплаву, подрібненню зерна α -твердого розчину. З метою поліпшення якості виливків зі сплаву АК7ч було проведено порівняння ефективності модифікатора K_2ZrF_6 та МК-1, що застосовували для оброблення сплавів А356.2 і АК7ч.

Широке використання на заводі сплавів АК7ч і А356.2 призводить до накопичення значної кількості відходів (ливникові системи, стружка, браковані деталі лиття, спльоси тощо), що потребують переробки. Водночас широкому впровадженню матеріалів, які отримані з використанням вторинної сировини, перешкоджає низький рівень якості готової продукції, особливо неприпустимий для виробів відповідального призначення. Вторинні сплави, внаслідок забруднення вихідної сировини різними неметалевими матеріалами, мастилами та домішковими елементами, мають несприятливу структуру, що зумовлює низький рівень механічних властивостей, а також значну кількість розчинених газів, що спричиняють високу пористість сплавів.

У зв'язку з цим, переробка відходів виробництва і отримання високоякісних вторинних алюмінієвих сплавів з низькою собівартістю і придатних для виробів відповідального призначення продовжує залишитись актуальним завданням для підприємств України. Основними науковими напрямками спільних досліджень були вивчення, розробка та впровадження нових енергоефективних технологій, які дозволяють отримувати алюмінієві сплави із брухту з механічними і ливарними властивостями на рівні первинних. Це дозволяє значно зменшити виробничі витрати, оскільки переробка вторинного алюмінію потребує в 20 разів менше від витрат енергії необхідної для вилучення алюмінію із глинозему. Також значною мірою покращуються санітарно-гігієнічні умови праці у ливарному цеху та зменшуються викиди в атмосферу шкідливих та парникових газів [102].

До складу модифікувального комплексу МК-1 для алюмінієвих сплавів входить (мас. %):

карбонат натрію (Na_2CO_3)	10...20,
карбонат калію (K_2CO_3)	5...10,
карбід кремнію (SiC)	12...20,
гексафтортитанат калію (K_2TiF_6)	10...20,
тетрафтороборат калію (KBF_4)	5...10,
сірка (S) решта.	

Авторами патенту [101] приводиться повний опис механізму впливу та призначення кожної складової модифікувального комплексу. Наявність Na_2CO_3 та K_2CO_3 сповільнювало окислення сірки та сприяло розпорошенню бульбашок пароподібної сірки, що збільшувало площу контакту між розплавом та газовою фазою, і забезпечило більш високий рівень модифікування та рафінування. Під час розпаду у розплаві Na_2CO_3 та K_2CO_3 відбувалося виділення вуглекислого газу, пухирі якого, проходили через розплав, та додатково сприяли підвищенню рівня очищення сплавів від неметалевих включень та розчинених газів. Компоненти натрій, калій та сірка є сумісними складовими у якості модифікувальних комплексів для алюмінієвих сплавів.

Наявність SiC забезпечувала достатню кількість центрів кристалізації, що сприяло скороченню розмірів і відстані між вторинними осями дендритів. Також у сплавах забезпечується розчинення основних структурних складових та коагуляція шкідливих домішок. При розпаді K_2TiF_6 у розплаві, гексафтортитанат калію збільшував ефективність модифікування евтектики завдяки калію, а утворення α -твердого розчину кремнію в алюмінії відбувалося за участі атомарного титану, який більш активний, ніж електролітичний титан, і утворює численні дрібнодисперсні центри кристалізації у вигляді тугоплавких інтерметалідів TiAl_3 .

Фтор, проходячи крізь розплав, підвищував загальну рафінувальну здатність комплексу. Присутність тетрафтороборату калію забезпечувала утворення захисної плівки на поверхні розплаву, видалення твердих неметалевих включень та розчинених газів. Цей компонент у комплексі з карбонатами і фторидами сприяв

адсорбції шлакових включень і вилученню водню зі сплаву, який утворює з Al_2O_3 комплексне з'єднання $Al_2O_3-H_2$.

Сірка вносила комплексний вплив на алюмінієві сплави: при додаванні в розплав утворювала газоподібні продукти, які, проходячи крізь розплав у вигляді пухирців, рафінували його. Це змінювало тип хімічного зв'язку інтерметалідних фаз на металевий, що дозволило змінити морфологію залізовмісних фаз із пластинчастої на компактнішу – глобулярну або схожу на китайські ієрогліфи.

Загальний вплив дії перелічених складових і їхніх пропорцій забезпечував довготривалий модифікувальний ефект для алюмінієвих сплавів і збереження високого рівня механічних властивостей завдяки формуванню модифікованої, упорядкованої структури з низькою пористістю [101].

За погодженням з управлінням головного металургу (УГМет) було складено і затверджено план проведення в умовах ЗНТУ лабораторних експериментальних плавок (див. додаток Б). Зміст експериментальної роботи викладено в таблицях 3.1-3.2.

Таблиця 3.1 – Хімічний склад сплавів, що використовувалися у якості шихти

Сплав	Вміст елементів, мас. %						
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
АК7ч	6,25	0,35	0,05	0,02	0,31	0,03	0,01
АК7ч зворот	6,72	0,60	0,05	0,08	0,32	0,02	0,01
А356.2	6,21	0,07	0,01	0,02	0,36	0,01	0,11
А356.2 зворот	7,07	0,11	0,02	0,02	0,23	0,03	0,07

Примітка: Хімічний склад визначено у центральній заводській лабораторії підприємства АТ «МОТОР СІЧ».

Дані таблиці 3.1 показують, що сплав і зворот АК7ч мають підвищений у 5 і більше разів вміст заліза, у порівнянні з А356.2 виробництва компанії «ALCOA». Також слід зазначити, що вміст титану в сплаві та звороті АК7ч у 7...11 разів менший, ніж у сплаві А356.2. Проте у сплаві та звороті АК7ч вміст Cu у 2,5...5 разів вищий ніж у сплаві А356.2. Вміст Mg знаходився на приблизно однаковому рівні.

Сліди Mn і Zn не перевищували 0,08 % і не могли суттєво вплинути на змінення структури і механічних властивостей досліджуваних сплавів.

Таблиця 3.2 – Характеристика дослідних плавок

№	Сплав	Склад шихти	Модифікувальна обробка розплаву (720°C)	Контроль Параметрів після т.о. Т6
1	АК7ч	100% зворот АК7ч	1,0 мас. % K_2ZrF_6	σ_B ; δ ; НВ; структура
2	АК7ч	100% зворот АК7ч	0,15 мас. % МК-1	σ_B ; δ ; НВ; структура
3	А356.2	100% зворот А356.2	1,0 мас. % K_2ZrF_6	σ_B ; δ ; НВ; структура
4	А356.2	100% зворот А356.2	0,10 мас. % МК-1	σ_B ; δ ; НВ; структура
5	АК7ч+А356.2	50% перв. АК7ч 50% зворот А356.2	0,05 мас.% МК-1	σ_B ; δ ; НВ; структура
6			0,10 мас.% МК-1	
7			0,15 мас.% МК-1	
8	А356.2+АК7ч	50% перв. А356.2 50% зворот АК7ч	0,05 мас.% МК-1	σ_B ; δ ; НВ; структура
9			0,10 мас.% МК-1	
10			0,15 мас.% МК-1	

Примітка: Термообробка Т6 гартування з 535°C час витримки 5 год.; охолодження у воді t води = 20°C; старіння при 170°C впродовж 8 год. (за погодженням з технічним відділом цеху № 1 АТ «МОТОР СІЧ»).

З таблиці 3.2 видно, що основною метою було порівняння ефективності модифікувальних комплексів, та отримання оптимальної технології переробки звороту за структурою і механічними властивостями. Були розглянуті варіанти отримання сплавів, шихта яких складалась як повністю із брухту, так і варіанти змішування чистої первинної шихти і звороту власного виробництва у співвідношенні 1:1. Різна кількість модифікувального комплексу МК-1 у варіантах №2 і №4 пояснюється значною різницею заліза у цих сплавах (див. табл 3.1).

3.2 Порівняння ефективності модифікувальних комплексів K_2ZrF_6 та МК-1

Шихта для плавок складалася зі 100 % звороту сплаву АК7ч (див. табл. 3.2). Хімічний склад звороту сплаву АК7ч наведено в таблиці 3.1. Метою цих плавок було визначення впливу технології обробки сплаву на структуру та рівень його механічних властивостей. Проводили порівняння заводської технології обробки (1,0 мас. % K_2ZrF_6) і експериментальної. На період складання плану дослідних робіт, з урахуванням високого вмісту заліза (0,60 %) і низьким вмістом титану (0,01 %) у звороті сплаву АК7ч, було погоджено рішення обробляти сплав підвищеною кількістю модифікувального комплексу МК-1 (0,15 мас. %). Мікроструктура сплавів плавок №№1, 2 представлена на рисунку 3.1.

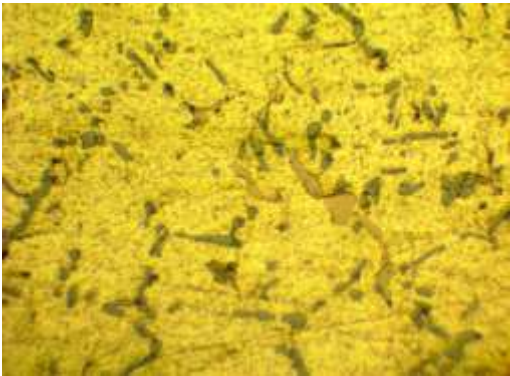
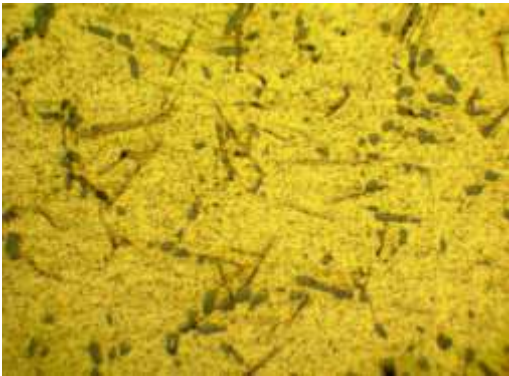
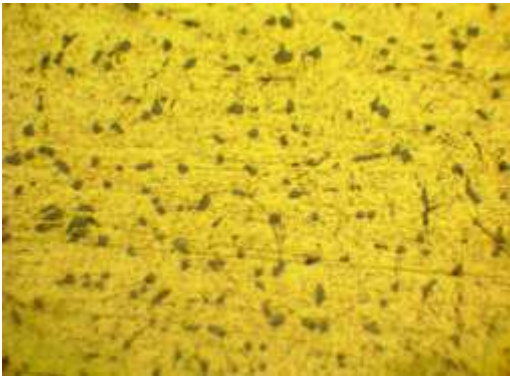
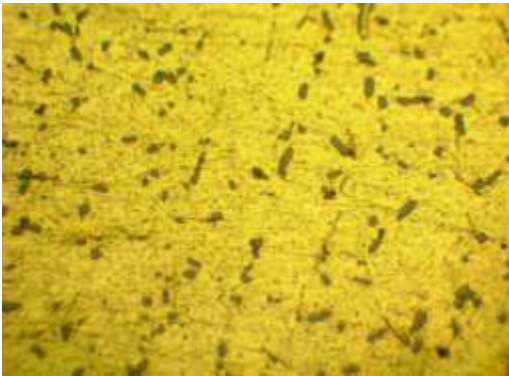
№ плавки	Структура (після т.о. Т6)	
1 (1,0 мас. % K_2ZrF_6)		
2 (0,15 мас. % МК-1)		

Рисунок 3.1 – Мікроструктура сплавів плавок №№1, 2; x 500

Мікроструктура сплаву, отриманого за заводською технологією (плавка №1), характеризувалася неповним ступенем модифікування кремнію і наявністю значної кількості великих залізовмісних інтерметалідних фаз несприятливої морфології, що містили залізо (див. рис. 3.1). Пластинчасті інтерметалідні фази, з високими значеннями параметра форми λ (відношенням максимальної довжини фази до її ширини), є активними концентраторами напружень, що негативно позначалося на рівні механічних властивостей алюмінієвих сплавів. Результати механічних випробувань представлені на рисунку 3.2.

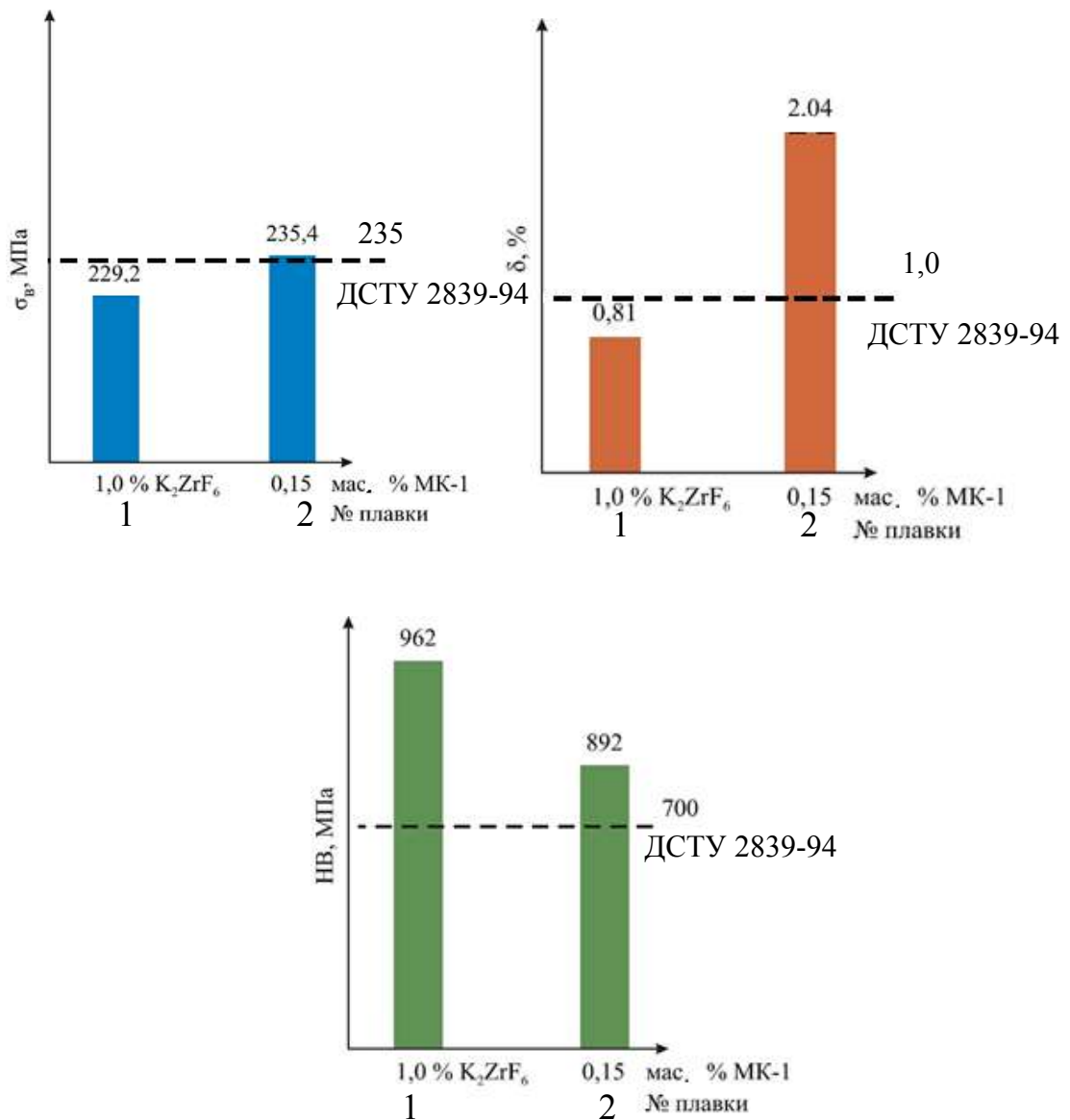


Рисунок 3.2 – Середні значення показників механічних властивостей сплавів плавки №№ 1, 2 після термічної обробки за режимом Т6

При отриманні сплавів за експериментальною технологією (плавка №2) структура сплаву помітно поліпшувалася. Усі структурні складові мали компактну форму, з параметром форми $\lambda \approx 1$ і досить рівномірним розподілом (див. рис. 3.1). Модифікувальний ефект спостерігався не тільки на кремнії, а й на інтерметалідних фазах. Слід зазначити, що хоча й було досягнуто рівень механічних властивостей сплаву відповідно до ДСТУ 2839-94, але стверджувати, що 0,15 мас. % МК-1 для таких "брудних" сплавів є оптимумом було передчасно. Оптимізація кількості модифікувального комплексу МК-1 на таких "брудних" сплавах потребувала проведення подальших досліджень. Для сплавів, шихтою яких є 100 % зворот АК7ч з високим вмістом домішок і, особливо заліза, заводська технологія не була прийнятною з точки зору оптимізації. Експериментальна технологія забезпечувала рівень механічних властивостей відповідно до ДСТУ 2839-94, але для оптимізації необхідно було проведення подальших досліджень.

Шихта для плавок №№ 3,4 містила 100 % звороту сплаву А356.2 «ALCOA» (див. табл. 3.1). Хімічний склад звороту сплаву А356.2 наведено в таблиці 3.2. Проводили порівняння впливу заводської технології обробки (1,0 мас. % K_2ZrF_6) і експериментальної (0,10 мас. % МК-1) на рівень механічних властивостей сплавів. З урахуванням досить невисокого вмісту заліза (0,11 %) у звороті сплаву А356.2, було прийнято рішення щодо обробки сплаву 0,10 мас. % МК-1.

Аналіз мікроструктур (рис. 3.3) сплавів плавок №№ 3,4 показав, що, як і в попередньому випадку, заводська технологія давала змогу отримувати в структурі модифіковані кремній і α -твердий розчин, але не впливала на залізовмісні інтерметалідні фази. Експериментальна технологія забезпечувала модифікування всіх структурних складових та їхній досить рівномірний розподіл в об'ємі металу (див. рис. 3.3). Водночас слід зазначити, що сплави плавок №№ 3,4 мали найнижчий з усіх експериментальних вміст заліза (0,11 %), у зв'язку з чим, можливо, кількість модифікувального комплексу на рівні 0,10 мас. % була зовеликою і було можливе виникання ефекту «перемодифікування».

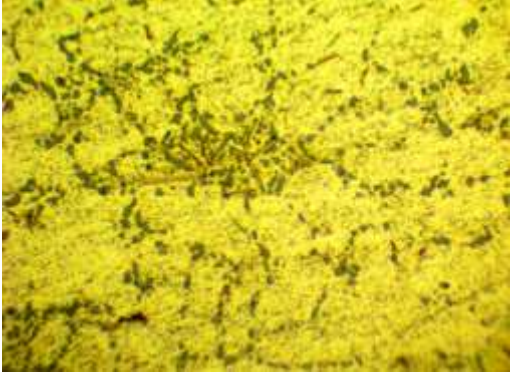
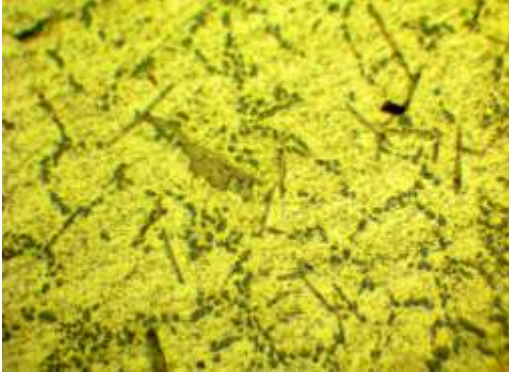
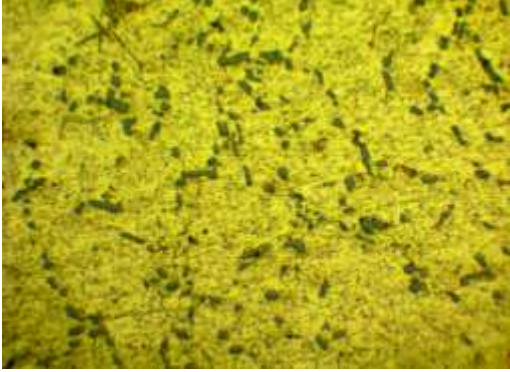
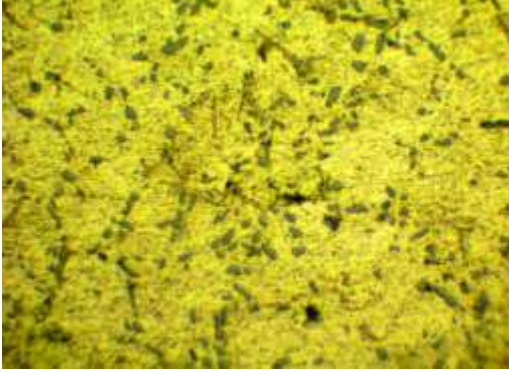
№ плавки	Структура (після т.о. Т6)	
3 (1,0 мас. % K_2ZrF_6)		
4 (0,10 мас. % МК-1)		

Рисунок 3.3 – Мікроструктура сплавів плавки №№3,4; х 500

Результати механічних випробувань представлені на рисунку 3.4. Високий рівень механічних властивостей пояснюється найнижчою концентрацією заліза серед усіх досліджуваних варіантів. Обробка модифікувальним комплексом K_2ZrF_6 забезпечила навіть більш високу пластичність ніж обробка модифікувальним комплексом МК-1. Це також опосередковано вказує на виникнення ефекту «перемодифікування» і підкреслює необхідність уточнення концентрації заліза в сплаві перед застосуванням активних модифікувальних препаратів. Обидва технологічні варіанти оброблення розплавів можна рекомендувати для виготовлення деталей відповідального призначення, але слід зауважити, що сплави з вмістом заліза менше ніж 0,15 мас. % на виробництві скоріше виняток, і основною метою роботи була заміна дорожчих і чистіших імпортованих закордонних сплавів на більш дешеві сплави власного виробництва.

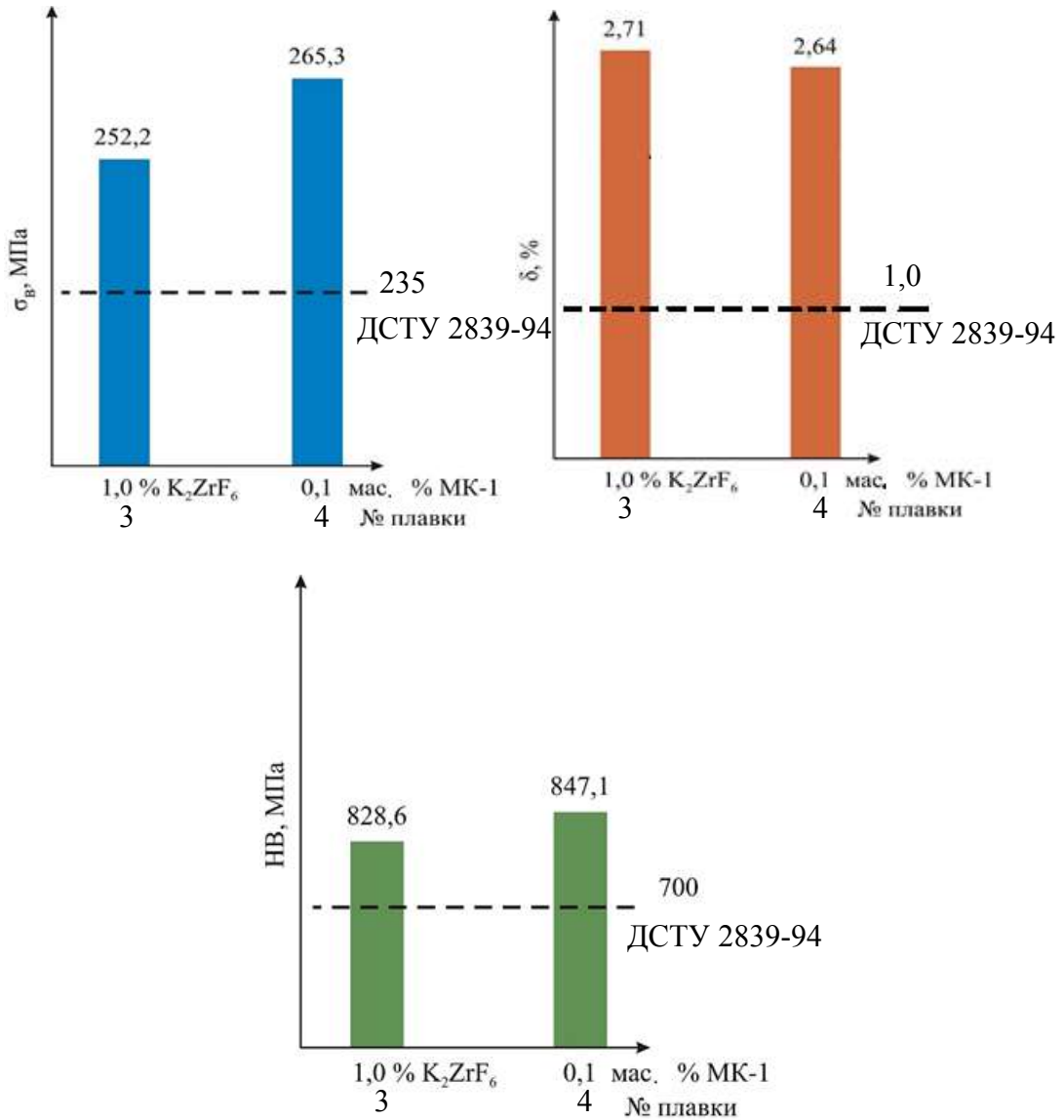


Рисунок 3.4 – Середнє значення показників механічних властивостей сплавів плавки №№ 3, 4 після термічної обробки за режимом Т6

3.3 Визначення оптимальної кількості модифікувального комплексу МК-1 для переробки звороту АК7ч та А356.2

Дані плавки проводили з метою визначення оптимальної кількості модифікувального комплексу МК-1 для сплаву, отриманого з шихти складу: 50 мас. % АК7ч і 50 мас. % звороту сплаву А356.2 (див. табл. 3.2). Розрахунковий

хімічний склад сплаву, мас. %: 6,66 % Si; 0,23 % Fe; 0,035 % Cu; 0,02 % Mn; 0,27 % Mg; 0,03 % Zn; 0,04 % Ti; Al - решта (див. табл. 3.1).

В ході експерименту розплав обробляли зростаючими добавками МК-1 з кроком варіювання 0,05 мас. %. Після отримання виливку кожного варіанту відбирали зразки для вивчення мікроструктур та визначення показників механічних властивостей. Простежується чітка залежність механічних властивостей сплавів від їхньої мікроструктури (рис. 3.5).


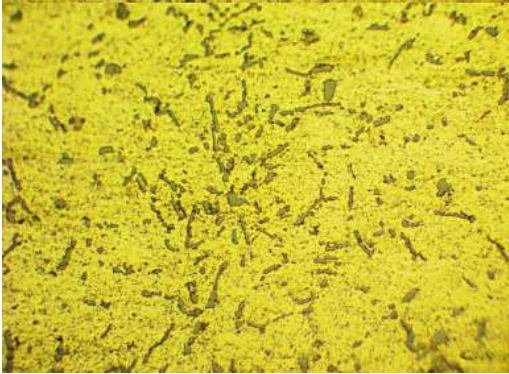


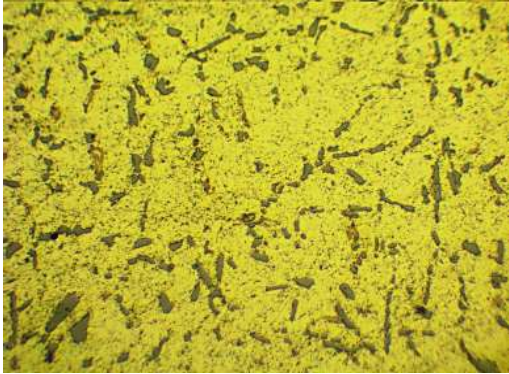
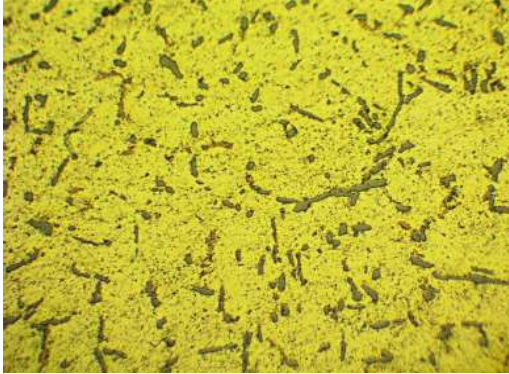
№ плавки	Структура (після т.о. Т6)	
5 (0,05 мас. % МК-1)		
6 (0,10 мас. % МК-1)		
7 (0,15 мас. % МК-1)		

Рисунок 3.5 – Мікроструктура сплавів плавки №№ 5, 6, 7; х 500

Мікроструктура сплаву плавки №5 свідчила про те, що при вмісті 0,23 % Fe обробка розплаву модифікувальним комплексом МК-1 у кількості 0,05 мас. % не була достатньою. У структурі сплаву були помітні інтерметалідні фази досить великих розмірів, що свідчило про недостатній ступінь модифікування рідкого металу. Структура характеризувалась нерівномірністю розподілу структурних складових, розмір зерен α - твердого розчину досить великий (див. рис. 3.5).

Мікроструктура сплаву плавки № 6 (0,10 мас. % МК-1) характеризувалася високою дисперсністю та рівномірністю розподілу структурних складових, їх сприятливою морфологією, а також меншим розміром зерен α -твердого розчину (див. рис. 3.5), що свідчило про достатній ступінь модифікування. Даний тип структур вважають найбільш оптимальними для силумінів.

Порівняння мікроструктури сплаву плавки № 7 (0,15 мас. % МК-1) зі структурами сплавів плавки № 5 і № 6 свідчило про початок укрупнення структурних складових, що є ознакою перемодифікування (див. рис. 3.5). Отже можна зробити висновок, що для сплавів, котрі виплавлені на шихті з 50 мас. % первинного АК7ч і 50 мас. % звороту А356.2, із середньозваженим вмістом 0,23 мас. % Fe слід вважати оптимальною кількістю модифікувального комплексу МК-1 на рівні 0,10 мас. %. Для сплаву АК7ч кількість заліза згідно з ДСТУ 2839-94 обмежена на рівні 0,5 % у чушці та до 1,0 % у виливку при литті у кокіль, тобто концентрація заліза у технологічних варіантах знаходилась у межах норми.

Результати отримані в ході механічних випробувань представлено на рисунку 3.6. Зміна розмірів і форм основних структурних складових відносно варіанту технологічної обробки впливала на механічні властивості. Оскільки сплави використовуються для виготовлення виливків відповідального призначення, то центральна заводська лабораторія висувала більш жорсткі вимоги до пластичності на рівні 2,0 %. Незважаючи на те, що сплав плавки №7 цілком задовольняв вимоги ДСТУ 2839-94, пластичність $\delta \geq 1,0$ %, обробка модифікувальним комплексом МК-1 у кількості 0,15 мас. % також не є оптимальною і з точки зору механічних властивостей.

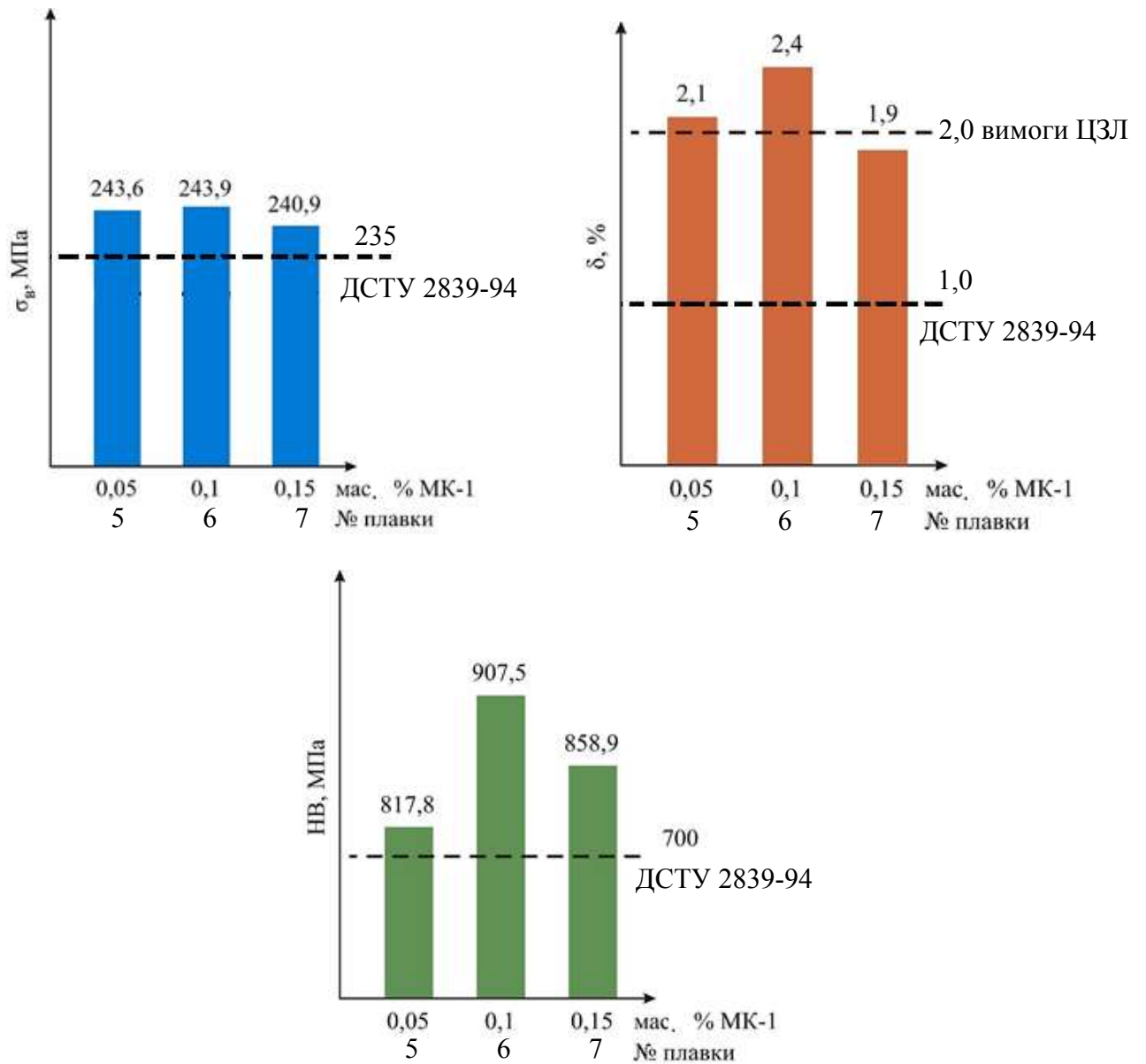


Рисунок 3.6 - Середні значення показників механічних властивостей сплавів плавки №№ 5, 6, 7 після термічної обробки за режимом Т6

Аналіз плавки №№ 8, 9, 10 шихта яких складалася з 50 мас. % первинного сплаву А356.2 і 50 мас. % звороту АК7ч (див. табл. 3.1) проводили для визначення оптимальної кількості модифікувального комплексу. Оптимізацію кількості модифікувального комплексу МК-1 проводили на сплаві з розрахунковим хімічним складом, мас. %: 6,47 % Si; 0,34 % Fe; 0,03 % Cu; 0,05 % Mn; 0,34 % Mg; 0,015 % Zn; 0,06 % Ti; Al - решта (див. табл. 3.2).

Збільшення кількості звороту сплаву АК7ч сприяло подальшому підвищенню вмісту заліза в металі плавок №№ 8, 9, 10 (порівняно зі сплавами плавки №№ 5, 6, 7) до рівня 0,33 мас. % Fe. Аналіз мікроструктури сплаву плавки №8 свідчив про недостатню кількість модифікувального комплексу МК-1 (0,05 мас. %) для остаточного поліпшення структури (рис. 3.7). У структурі поряд із подрібненими структурними складовими присутня значна кількість інтерметалідних фаз несприятливої морфології та досить великих розмірів.

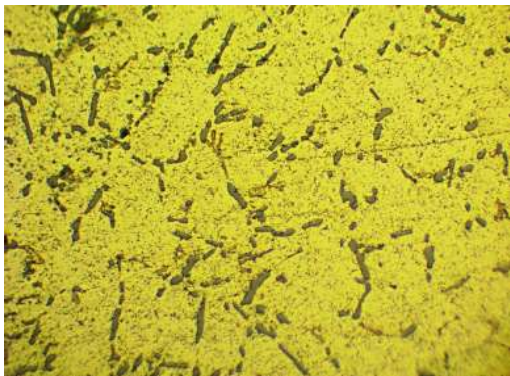

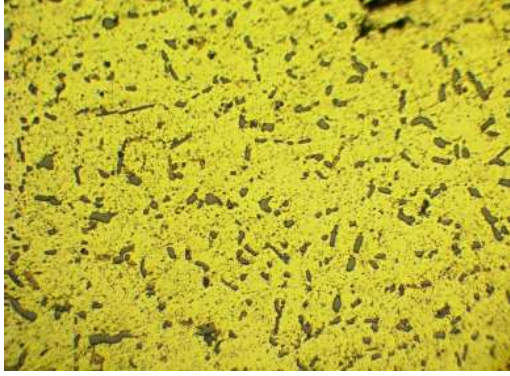
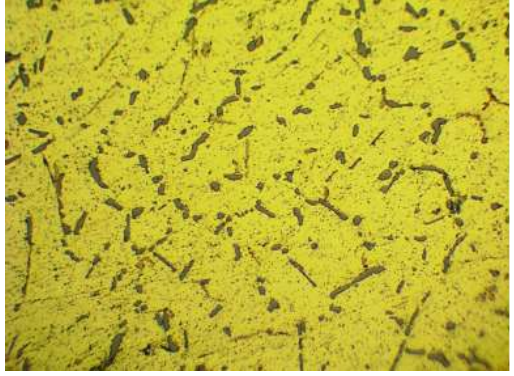
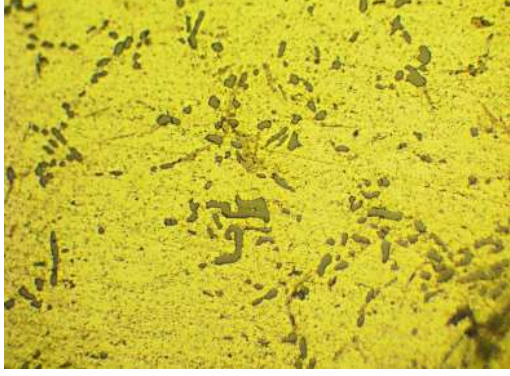

№ плавки	Структура (після т.о. Т6)	
8 (0,05 мас. % МК-1)		
9 (0,10 мас. % МК-1)		
10 (0,15 мас. % МК-1)		

Рисунок 3.7 - Мікроструктура сплавів плавки №№ 8, 9, 10; x 500

При підвищенні кількості МК-1 до 0,10 мас. % спостерігали подальше подрібнення і рівномірний розподіл усіх структурних складових (див. рис. 3.7).

Зі зростанням кількості МК-1 до 0,15 мас. % спостерігаються ознаки перемодифікування - укрупнення структурних складових і зниження ступеня рівномірності їх розподілу. Тобто можна зробити висновок, що для сплавів, шихта яких складалася з 50 мас. % первинного А356.2 і 50 мас. % звороту АК7ч, із вмістом 0,33 мас. % Fe, також оптимальною кількістю слід вважати 0,10 мас. % МК-1.

Результати механічних випробувань представлено на рисунку 3.8.

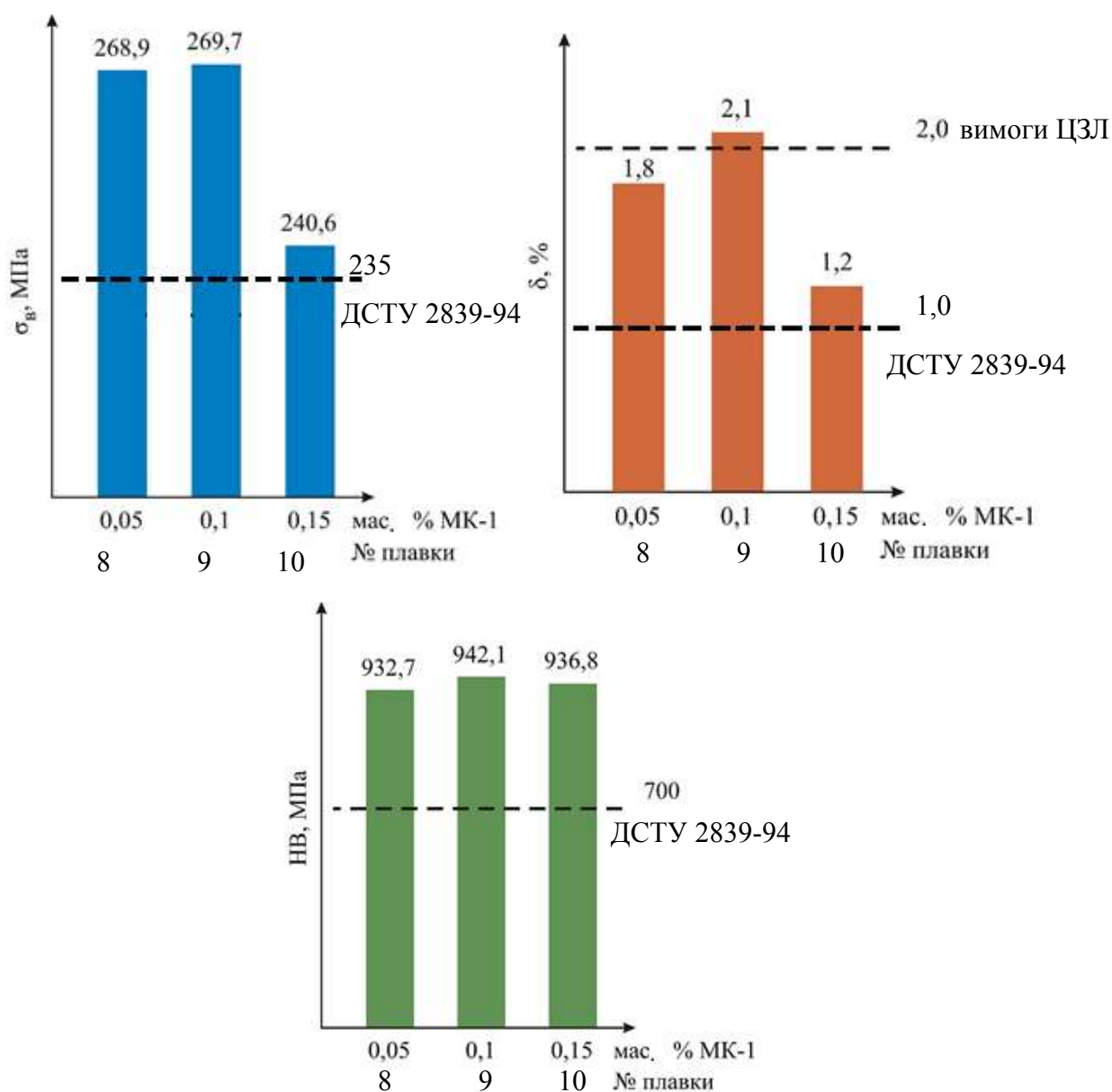


Рисунок 3.8 - Середні значення показників механічних властивостей сплавів плавки №№ 8, 9, 10 після термічної обробки за режимом Т6

3.4 Висновки

Порівняльний аналіз механічних властивостей і мікроструктури алюмінієвих сплавів, що отримані за заводською та експериментальною технологіями в умовах лабораторних і промислових плавок, дає змогу зробити наступні висновки:

1. Заводська технологія обробки алюмінієвих сплавів забезпечує заданий відповідно до ДСТУ 2839-94 рівень механічних властивостей лише за умови використання досить чистих за домішками та первинних шихтових матеріалів. Використання за заводською технологією у якості модифікатора K_2ZrF_6 у кількості не менше ніж 1,0 мас. % забезпечує досить стабільне модифікування евтектичного кремнію і α -твердого розчину, але не впливає на зміну морфології та характеру розподілу залізовмісних інтерметалідних фаз. Високий вміст значної кількості великих за розмірами інтерметалідних фаз несприятливої морфології є основною причиною низького рівня властивостей сплавів з підвищеним вмістом домішок або отриманих з низькосортної шихти.

2. З метою підвищення якості алюмінієвих сплавів, що отримані з низькосортної сировини, та котрі містять високий відсоток домішок, застосовано розроблений у ЗНТУ модифікувальний комплекс МК-1. Результати застосування МК-1 свідчать про його високу ефективність і здатність активно нейтралізувати негативний вплив шкідливих домішок на структуру і комплекс механічних властивостей алюмінієвих сплавів. Висока рафінувальна і модифікувальна здатність МК-1 дає змогу отримувати високоякісні вторинні сплави з рівнем властивостей первинних (відповідно до ДСТУ 2839-94).

3. Використання експериментальної технології під час обробки сплаву АК7ч АТ «МОТОР СІЧ» забезпечило стабільно високий рівень механічних властивостей, відповідний до первинного сплаву А356.2 «ALCOA», навіть незважаючи на те, що сплав АК7ч мав вищий вміст шкідливих домішок (заліза в ~ 3 рази, свинцю в > 5 разів), а також у 1,4...3,3 разів нижчий вміст титану (активного модифікатора зерен α -твердого розчину).

4. Використання експериментального модифікувального комплексу МК-1 дозволило одержувати сплави з більш сприятливою, модифікованою і тонкою структурою, порівняно із заводською технологією. Рекомендована кількість МК-1 для застосування залежить насамперед від вмісту заліза та загальної забрудненості сплавів, отже потребує узгодження перед застосуванням.

5. Застосування експериментальної технології полегшує спосіб введення модифікатора в розплав і скорочує час його обробки. Використання МК-1 надало змогу отримувати стабільно високий комплекс механічних властивостей на більш "брудній", а отже, дешевій шихті. Досягнутий рівень властивостей експериментальних сплавів перевищує вимоги ДСТУ 2839-94.

6. Рівень якості, що був досягнутий на сплаві АК7ч, дає змогу рекомендувати розроблену технологію та експериментальні сплави до значно ширшого використання, зокрема для деталей відповідального призначення. Експериментальна технологія була випробувана під час виготовлення зі звороту сплаву АК7ч фасонної деталі відповідального призначення P088701101 "Корпус" (див. додаток А). Використання експериментальної технології дало змогу досягти рівня механічних властивостей, що відповідали вимогам ДСТУ 2839-94 та відмовитися від використання імпортованих коштовних первинних сплавів.

7. У досліджуваних сплавах концентрація заліза залишалась у межах норми відповідно до ДСТУ 2839-94. Оскільки з кожною повторною переробкою брухту та відходів виробництва кількість заліза у сплавах зростає, внаслідок розчинення сталевих предметів (залишки болтів, різьбових втулок, шпильок, стружки), необхідно дослідити додаткові механізми підвищення механічних властивостей на сплавах із концентраціями заліза, що значно перевищують 1,0 мас. %. Одним із таких механізмів і є використання спадкового модифікувального впливу шихти.

РОЗДІЛ 4

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ДРІБНОКРИСТАЛІЧНОЇ ШВИДКООХОЛОДЖЕНОЇ ШИХТИ НА СТРУКТУРУ ТА КОМПЛЕКС МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

В даний час основним засобом підвищення механічних і експлуатаційних властивостей виливків не тільки з первинних, але і з більш дешевих вторинних сплавів, є домішкове модифікування, прискорене затвердіння та інвертування мікроструктури заготовок [102-105]. Вибір модифікаторів проводиться в основному методом підбору, оскільки теоретичні основи модифікування розроблені недостатньо. Відсутність універсальності - головний недолік домішкового модифікування. В даний час немає навіть єдиної класифікації домішкових модифікаторів.

Багато положень гіпотетичних загальноприйнятих уявлень про модифікування застаріли та суперечать експериментальним даним. Це змушує дослідників шукати більш універсальні засоби подрібнення мікроструктури виливків. Одним з них є підвищення швидкості затвердіння, що збільшує дисперсність всіх фазових складових сплавів. Однак цей спосіб застосовується переважно для отримання відносно тонкостінних заготовок. В даний час структурно-високодисперсні виливки отримують переважно литтям в металеві форми, але істотного подрібнення мікроструктури заготовок досягти не вдається, внаслідок виникнення газового зазору між формою та виливком в процесі його формування. Необхідно усунути цей зазор, щоб прискорити процес затвердіння та отримати необхідну модифіковану структуру виливка. В даний час ця проблема не вирішена, тому заготовки відповідального призначення при литті в металеві форми модифікують з використанням домішкових модифікаторів [106, 107].

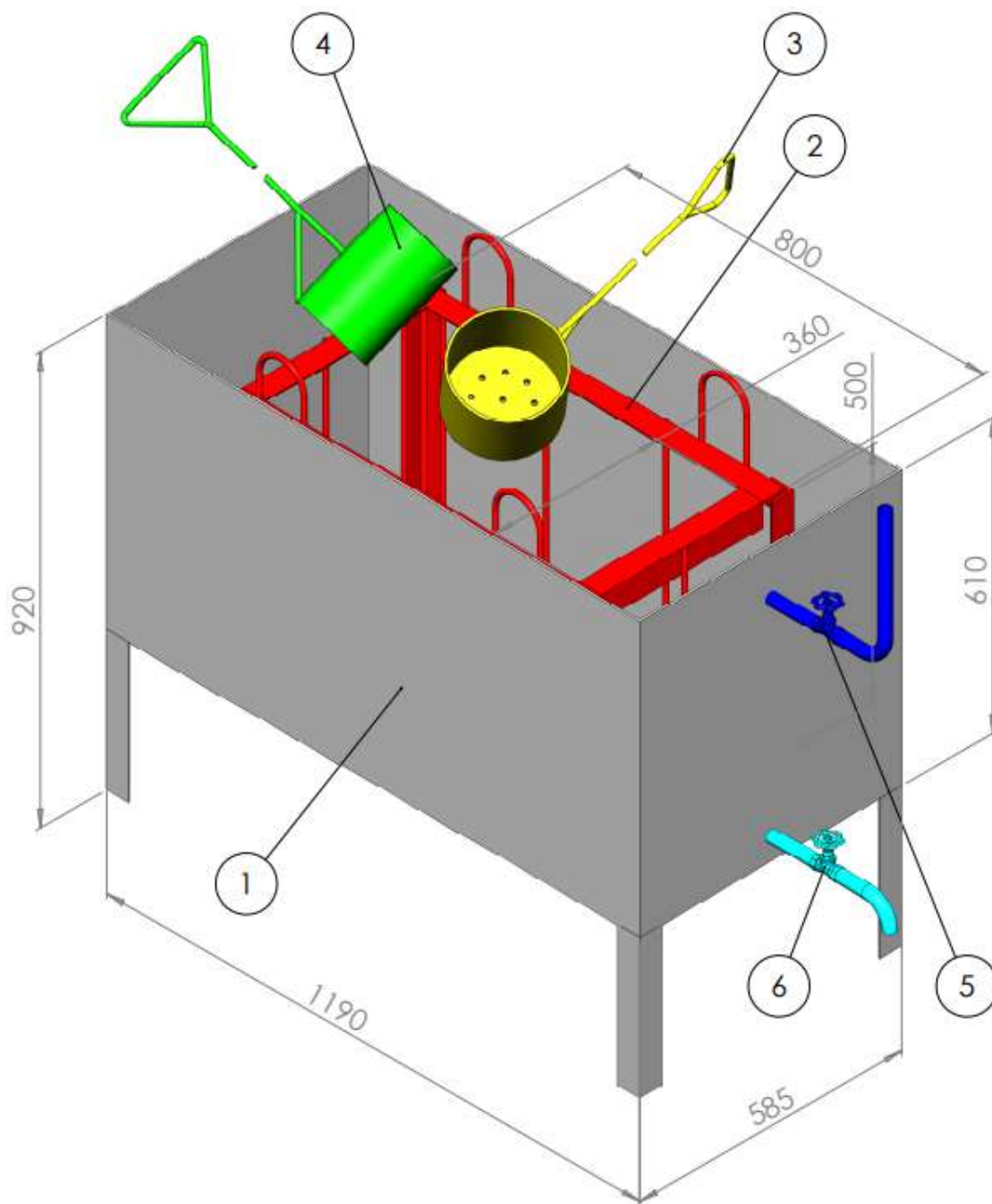
Зазвичай для потреб промисловості використовують сплави та флюси, які містять хімічно-активні елементи. Продукти модифікування є екологічно небезпечними речовинами, що призводить до підвищення вартості технологічного

процесу отримання заготовок в результаті необхідності забезпечення та дотримання санітарно-гігієнічних норм [108]. Спроби уникнути або ж зменшити застосування таких елементів призводять до зниження викидів в атмосферу забруднюючих газів.

4.1 Розробка технології отримання ДКШ

Розробка та промислова апробація технології виробництва алюмінієвих сплавів з інвертованою структурою для фасонного лиття деталей відповідального призначення передбачала використання дрібнокристалічної шихти (ДКШ) із сприятливими спадковими властивостями. Відповідно до технічного завдання та календарного плану, робота полягала в розробці та узгодженні технологічної інструкції «Технологія отримання дрібнокристалічної шихти алюмінієвих сплавів». Основні положення інструкції були розроблені за результатами попередньо проведених наукових досліджень в умовах лабораторії з обробки матеріалів кафедри «Композиційні матеріали, хімія та технології» Запорізького національного технічного університету та на виробничих потужностях цеху №1 АТ «МОТОР СІЧ». Розроблену технологічну інструкцію представлено у додатку В.

Основу шихти плавок для виготовлення дрібнокристалічної шихти склали зворот АК7ч і зворот А356.2 (аналог АК7ч, виробництва «ALCOA») у співвідношенні 1:1, тобто дрібнокристалічна швидко охолоджена шихта мала той же склад що і при виробництві деталей. При її приготуванні вихідну шихту плавили у чавунному футерованому тиглі під покривним флюсом (50 мас. % NaCl + + 50 мас. % KCl). Кількість флюсу становила 2% від маси розплаву. Після плавлення при температурі $720 \pm 5^\circ\text{C}$ розплав через ємність з перфорованим дном (діаметр отворів 8 мм) заливали до резервуару з водою (ємність приблизно 160 л). Температура води становила $22 \dots 25^\circ\text{C}$ (рис. 4.1). Після чого отриману шихту необхідно обов'язково добре просушити і перед завантажуванням підігріти до температури $120 \dots 150^\circ\text{C}$.



1 - бак-охолоджувач; 2 - уловлювач; 3 - ємність з перфорацією; 4 - ківш;
5 - кран для подачі охолоджувальної рідини; 6 - кран для відводу охолоджувальної рідини.

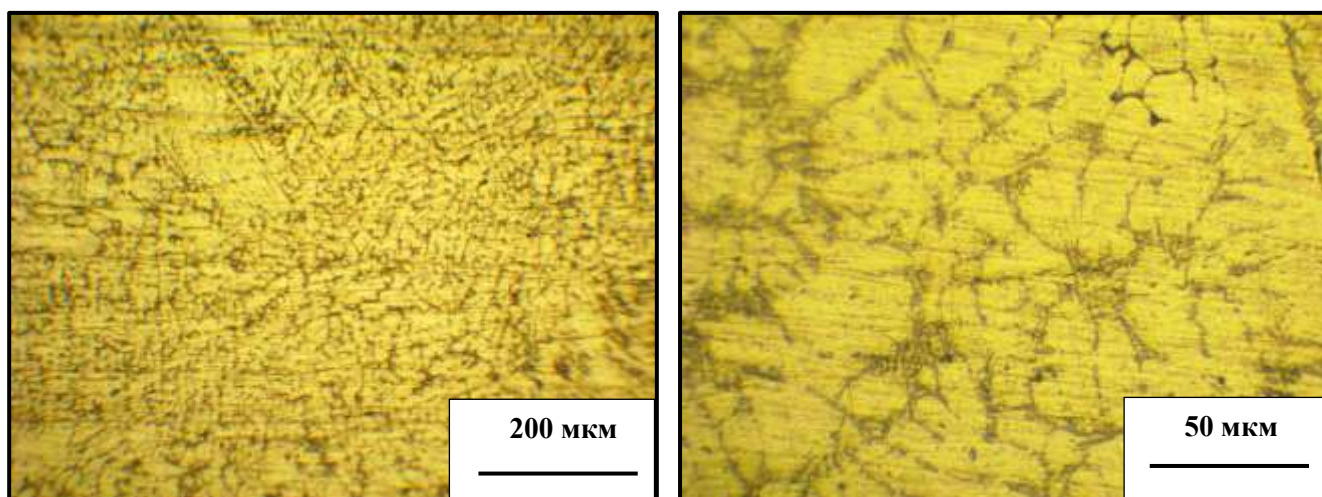
Рисунок 4.1 – Зовнішній вигляд установки для отримання дрібнокристалічної шихти

Перфорована ємність забезпечила отримання однакої за фракційним складом (рис. 4.2) швидко охолодженої дрібнокристалічної шихти із позитивними спадковими властивостями.



Рисунок 4.2 – Зовнішній вигляд дрібнокристалічної шихти

За рахунок швидкого охолодження, отримана таким чином ДКШ, мала недендритну розрізнену (інвертовану) мікроструктуру (рис.4.3).



а - x100;

б - x400.

Рисунок 4.3 – Мікроструктура дрібнокристалічної шихти вторинного сплаву (AK7ч + A356.2). x100, x400

Мікроструктура ДКШ мала високу ступінь однорідності з рівномірним розподіленням усіх фаз по поверхні шліфа. Розмір зерна алюмінію становив у середньому 10...15 мкм, а розмір евтектичного кремнію 1...2 мкм. Включення інтерметалідів було важко ідентифікувати та відрізнити від кремнієвої фази за зовнішнім виглядом. Така структура дозволяє значно підвищити комплекс механічних властивостей сплавів. Враховуючи високу ступінь спадковості алюмінієвими сплавами структури та властивостей було прийнято рішення використати ДКШ у якості присадки до основної шихти з наступною оптимізацією її кількості. Дифрактограма ДКШ представлена на рисунку 4.4.

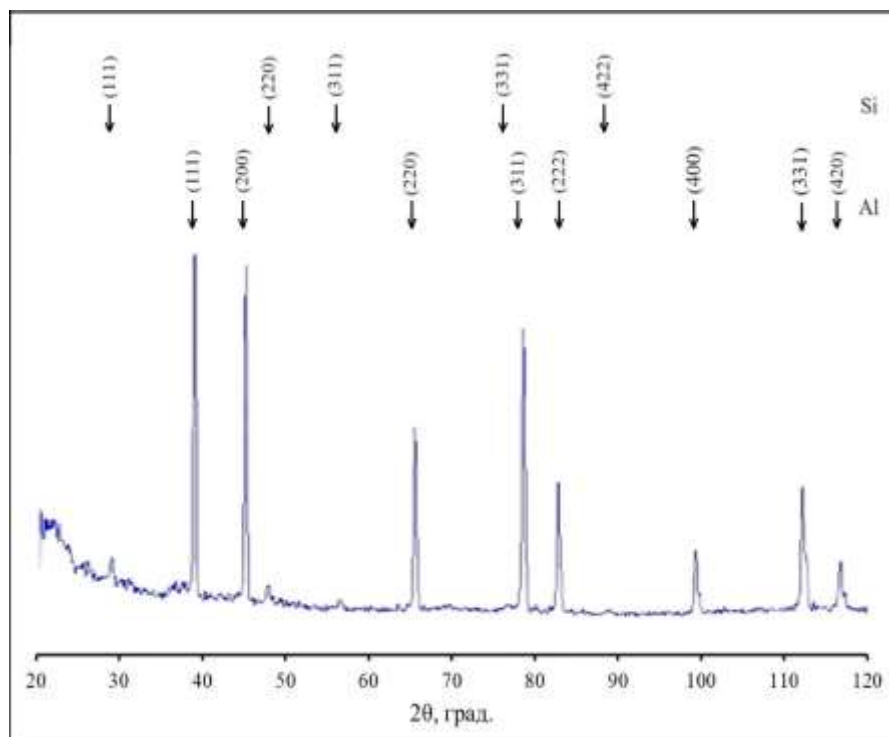


Рисунок 4.4 – Дифрактограма дрібнокристалічної шихти вторинного сплаву (AK7ч + A356.2)

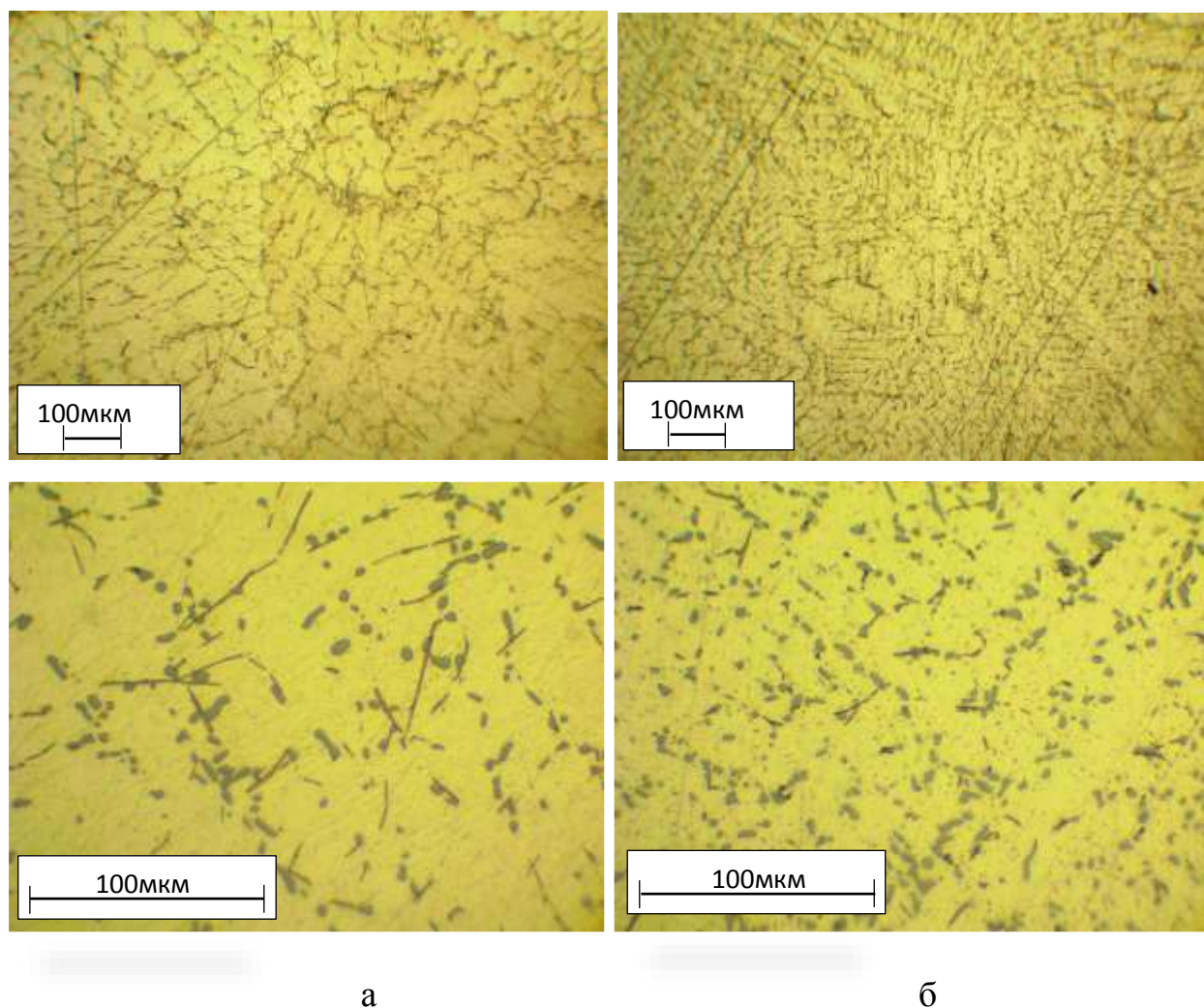
Дифрактометричні дослідження дрібнокристалічної шихти (див. рис. 4.4) підтвердили наявність у сплаві фаз α -Al та евтектичного Si. Завдяки високій швидкості охолодження дифракційні максимуми характерні для інтерметалідних фаз β -подібного типу не спостерігалось. Очевидно, що невеликої кількості інтерметалідів у ДКШ не достатньо для чіткої реєстрації відбивань від ґраток вказаних інтерметалідних фаз.

4.2 Визначення впливу ДКШ

Перед промисловим впровадженням, для перевірки позитивного впливу механізму спадковості ДКШ, було проведено дві дослідні плавки. Перша використовувалась як базовий варіант для порівняння і складалась із 100 мас. % звороту АК7ч, що був виплавлений під покривним флюсом (50 мас.% NaCl + + 50 мас. % KCl) і розлитий за температури 710...720 °С. Другу проводили на звороті сплаву АК7ч, який плавив під покривним флюсом (50 мас. % NaCl + + 50 мас. % KCl), після чого додавали ДКШ у кількості 33,3 мас. % на дзеркало розплавленого металу, доводили до температури 720 °С, знімали шлак та розливали до кокілю. Вміст заліза обох плавок був однаковий і становив 0,6 мас. %. Виливки з кокілю проходили термічну обробку за режимом Т6 (гартування + повне штучне старіння), після чого з них виготовляли зразки для дослідження мікроструктури та визначення механічних властивостей (σ_b , δ , НВ). Основною метою проведення такого варіанту дослідження було визначення можливості отримання якісних виливків із вторинного сплаву АК7ч без застосування модифікувальних комплексів а лише із залученням спадкової дії дрібнокристалічної шихти.

Мікроструктури представлені на рисунку 4.5 свідчили, що додавання лише дрібнокристалічної шихти до сплаву АК7ч навіть без додаткової модифікувальної обробки дозволяють у 1,5...2,5 рази зменшити розмір α -твердого розчину алюмінію, у 1,2...1,7 разів зменшити розмір кремнію та рівномірно розподілити по всьому об'єму вилівка. Середній розмір інтерметалідних фаз також зменшився приблизно у 1,3...1,9 разів, без зміни форми і вигляду включень.

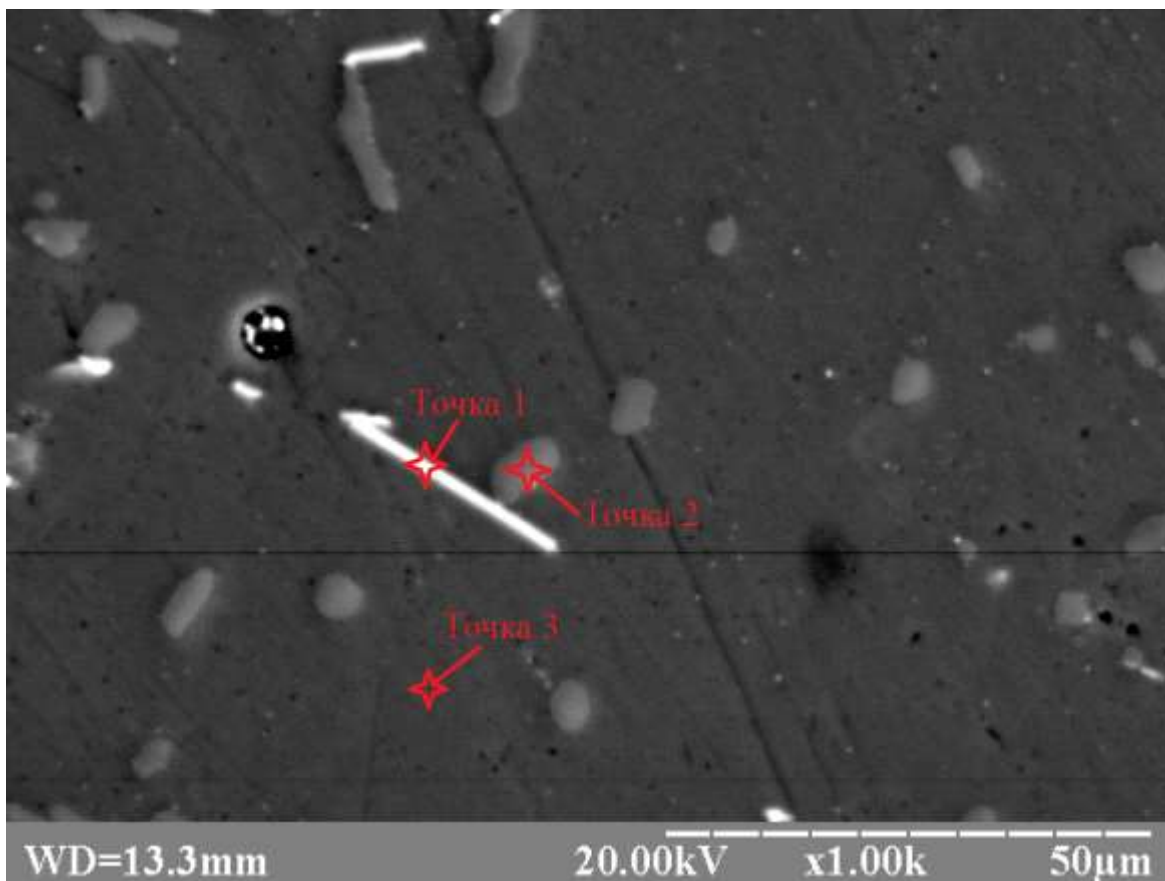
Зміни мікроструктури пов'язані із тим, що кристалізація починалась одночасно із багатьох центрів, які мали високу ступінь спорідненості із алюмінієм та гарно змочувались розплавом, не створюючи надлишкової енергії поверхневого натягу. Кристали, що починали свій ріст, не встигали набути значних розмірів до того як стикалися із сусідніми гілками дендритів.



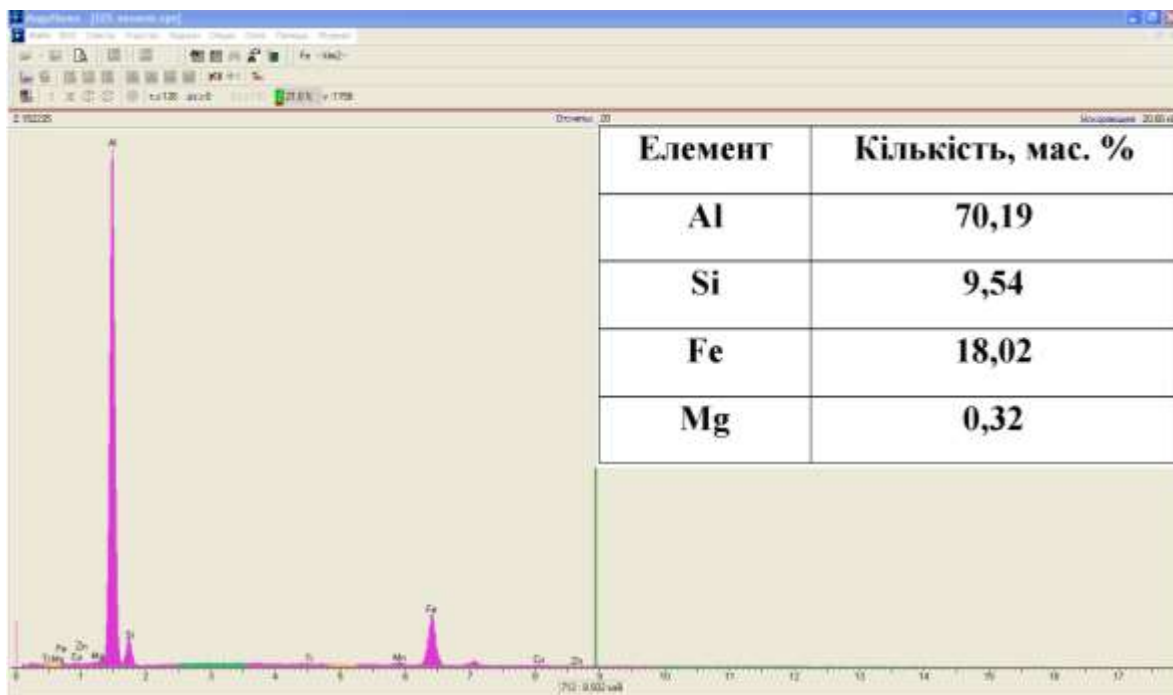
а – варіант №1: без обробки; б – варіант №2: 33,3 мас. % ДКШ.

Рисунок 4.5 – Мікроструктури дослідних сплавів АК7ч

Було проведено рентгеноспектральні дослідження фаз, що були візуально виявлені та ідентифіковані як кремній та інтерметаліди у мікроструктурі на електронному сканувальному мікроскопі при збільшенні в 1000 раз (рис. 4.6, 4.7). Спектрограми підтверджують хімічний склад фаз, які раніше ідентифікували лише за зовнішнім видом, морфологією і хімічним складом сплаву. Інтерметаліди набувають саме видовженої голкоподібної або пластинчастої форми, кремнієва фаза, як правило, приймає компактну форму, а матриця представляє собою α -твердий розчин домішків всіх хімічних елементів, що входять до сплаву. Як відомо при кімнатній температурі кремній має розчинність в алюмінії менше 0,1%, отже переважна більшість його в сплаві представлена у вигляді евтектики або він входить до складних інтерметалідних фаз.



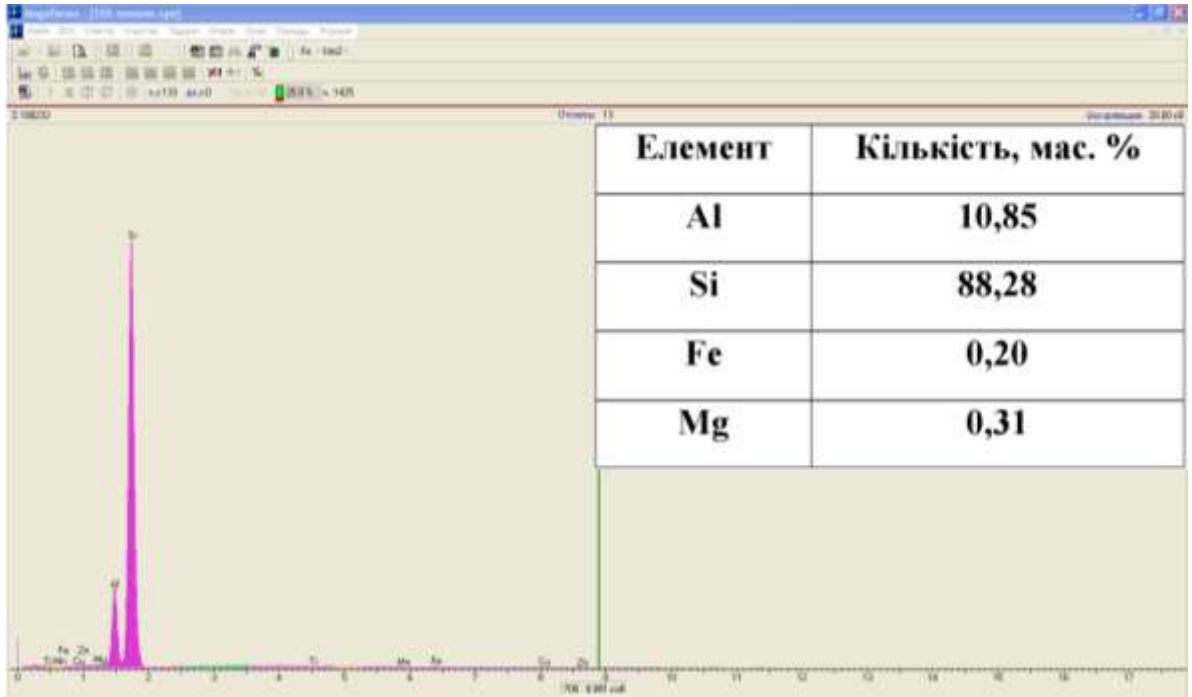
а



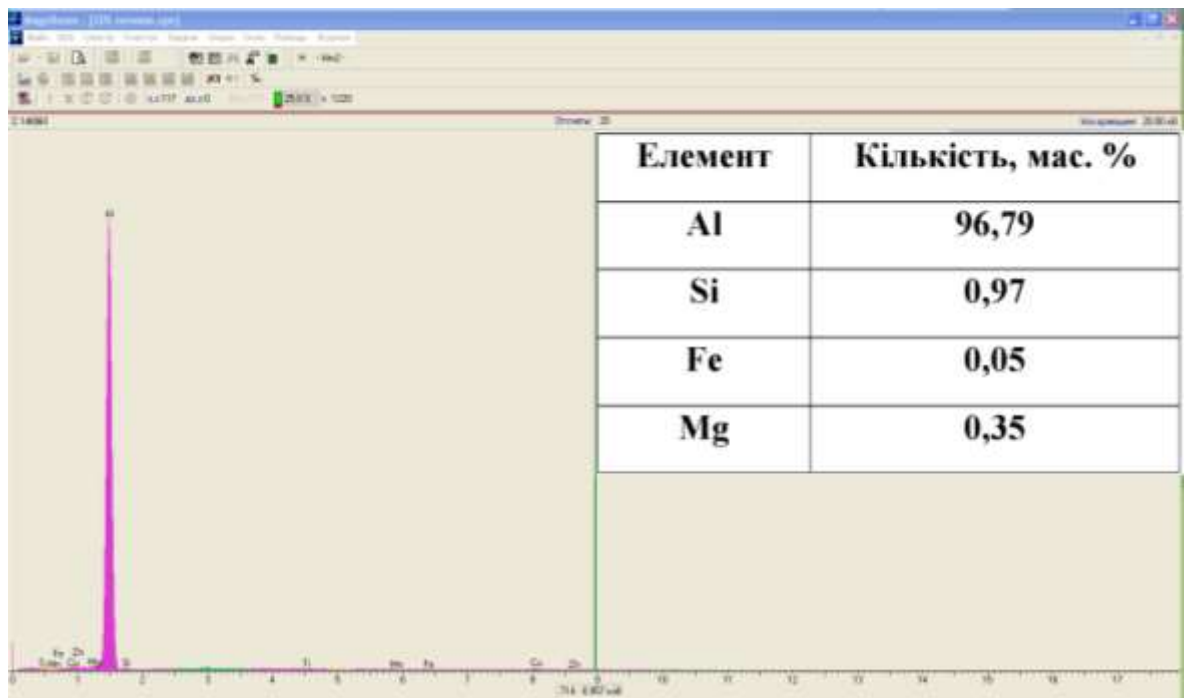
б

а – мікроструктура сплаву АК7с х1000 без обробки з відміченими точками аналізу; б – спектрограма та хімічний склад фаз точки 1

Рисунок 4.6 – Результати рентгеноспектрального мікроаналізу сплаву АК7с без обробки.



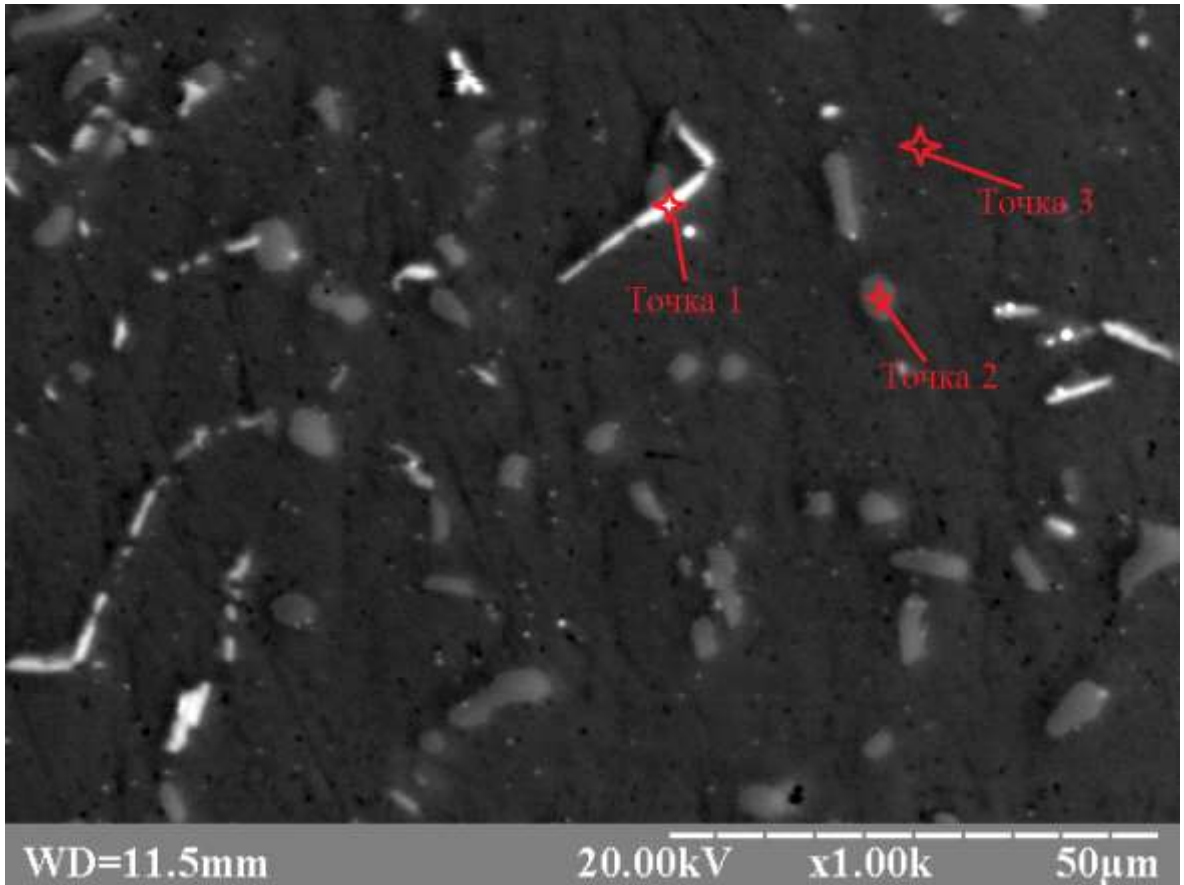
в



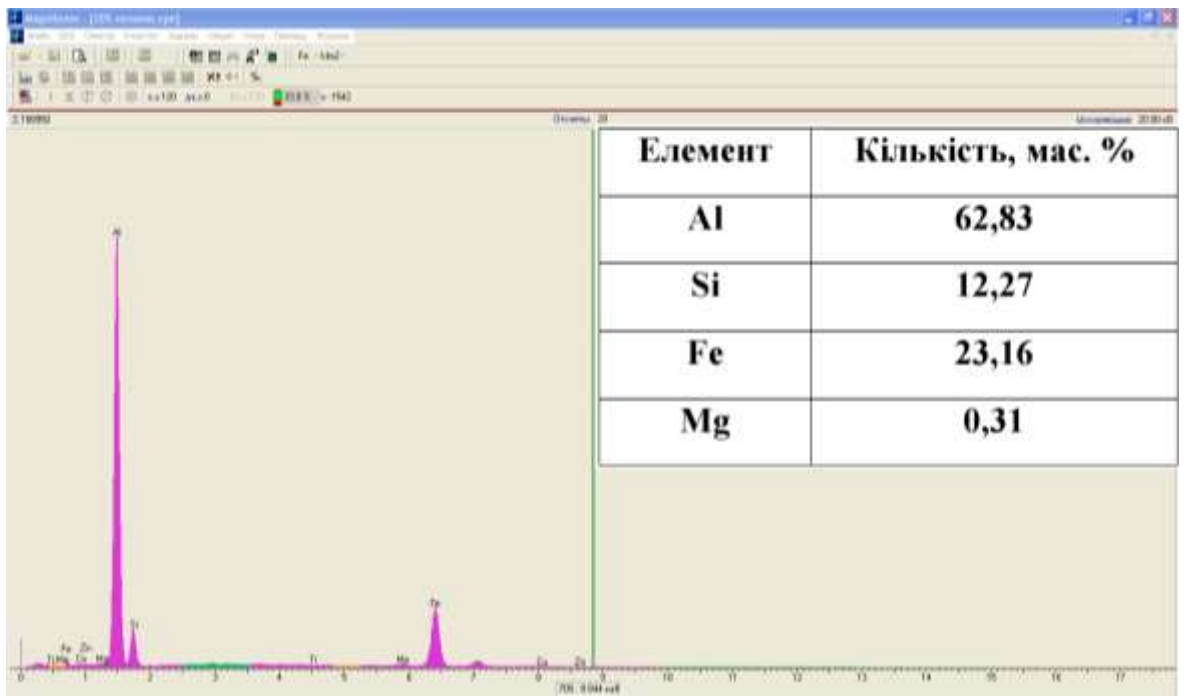
г

в – спектрограма та хімічний склад фаз точки 2; г – спектрограма та хімічний склад фаз точки 3

Рисунок 4.6 – Аркуш 2



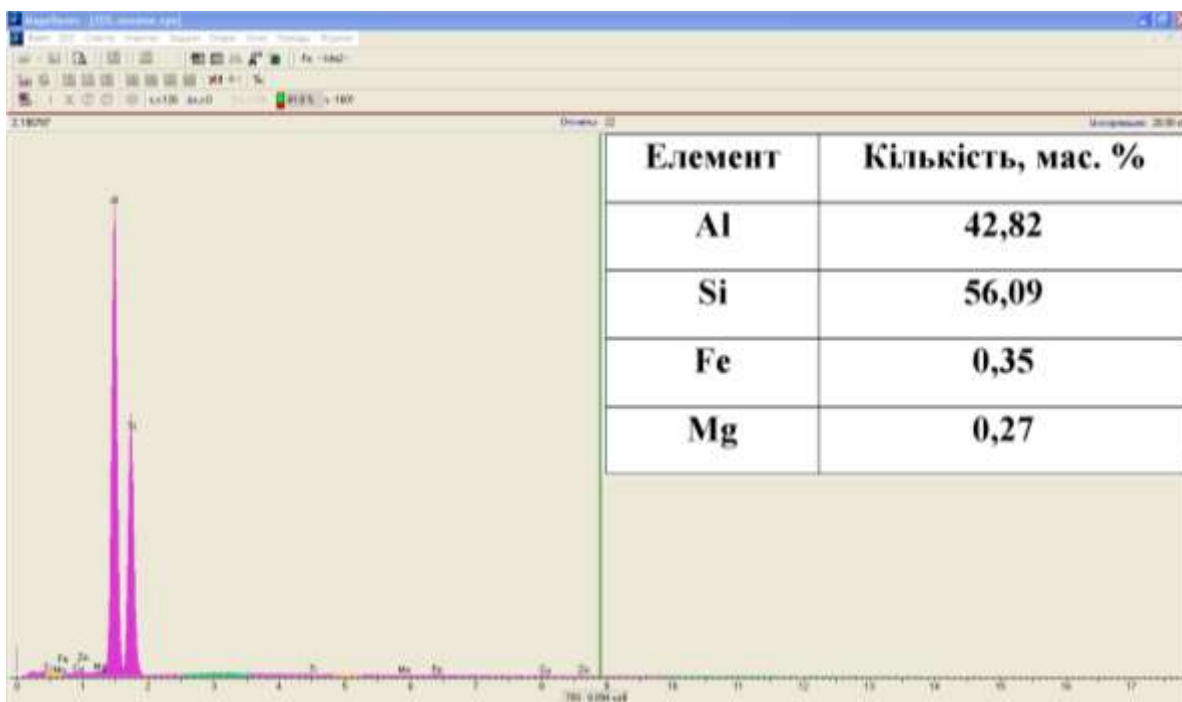
а



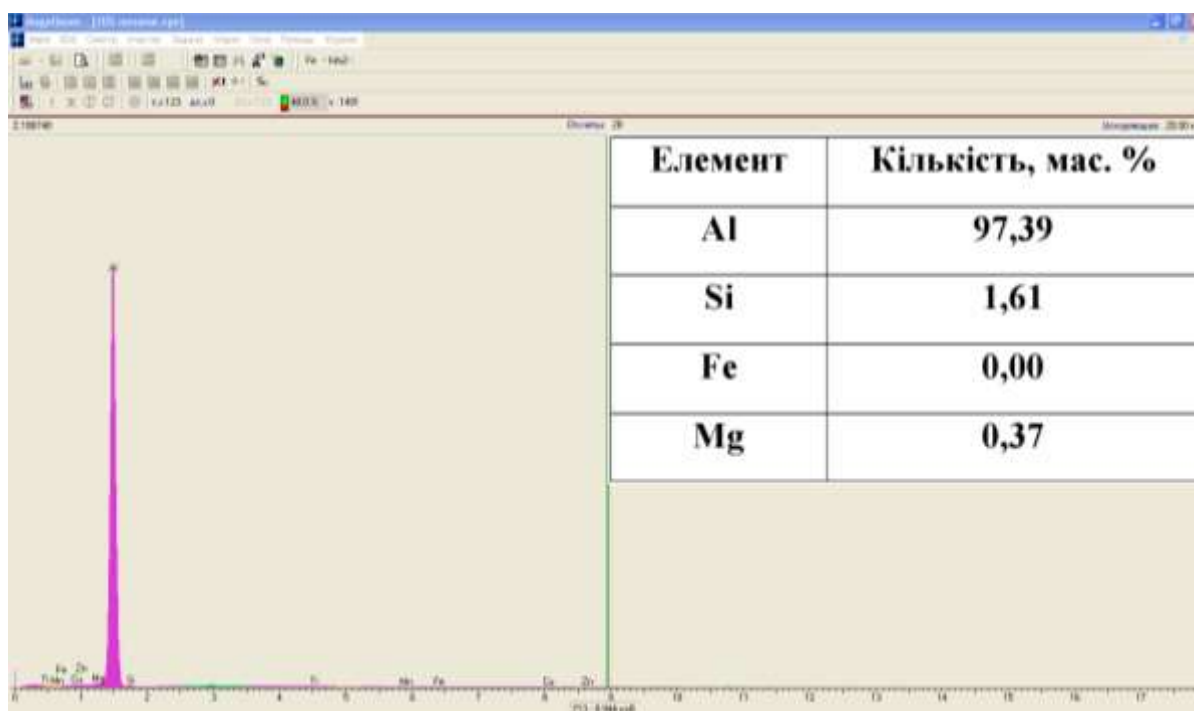
б

а – мікроструктура сплаву АК7ч x1000 з 33,3 мас. % ДКШ з відміченими точками аналізу; б – спектрограма та хімічний склад фаз точки 1

Рисунок 4.7 – Результати рентгеноспектрального мікроаналізу сплаву АК7ч з 33,3 мас. % ДКШ



В



Г

в – спектрограма та хімічний склад фаз точки 2; г – спектрограма та хімічний склад фаз точки 3

Рисунок 4.7 – Аркуш 2

За допомогою рентгеноструктурного аналізу було підтверджено кристалізацію фаз Al, Si, Al_3Fe та помічені вкраплення оксидів Al_2O_3 (рис. 4.8). При додаванні до сплаву дрібнокристалічної шихти кількість оксидних включень збільшується, про що свідчить збільшення інтенсивності максимумів дифрактограми, це можна пояснити тим що гранули ДКШ мають значну площу поверхні для окиснення і замішуються у розплав.

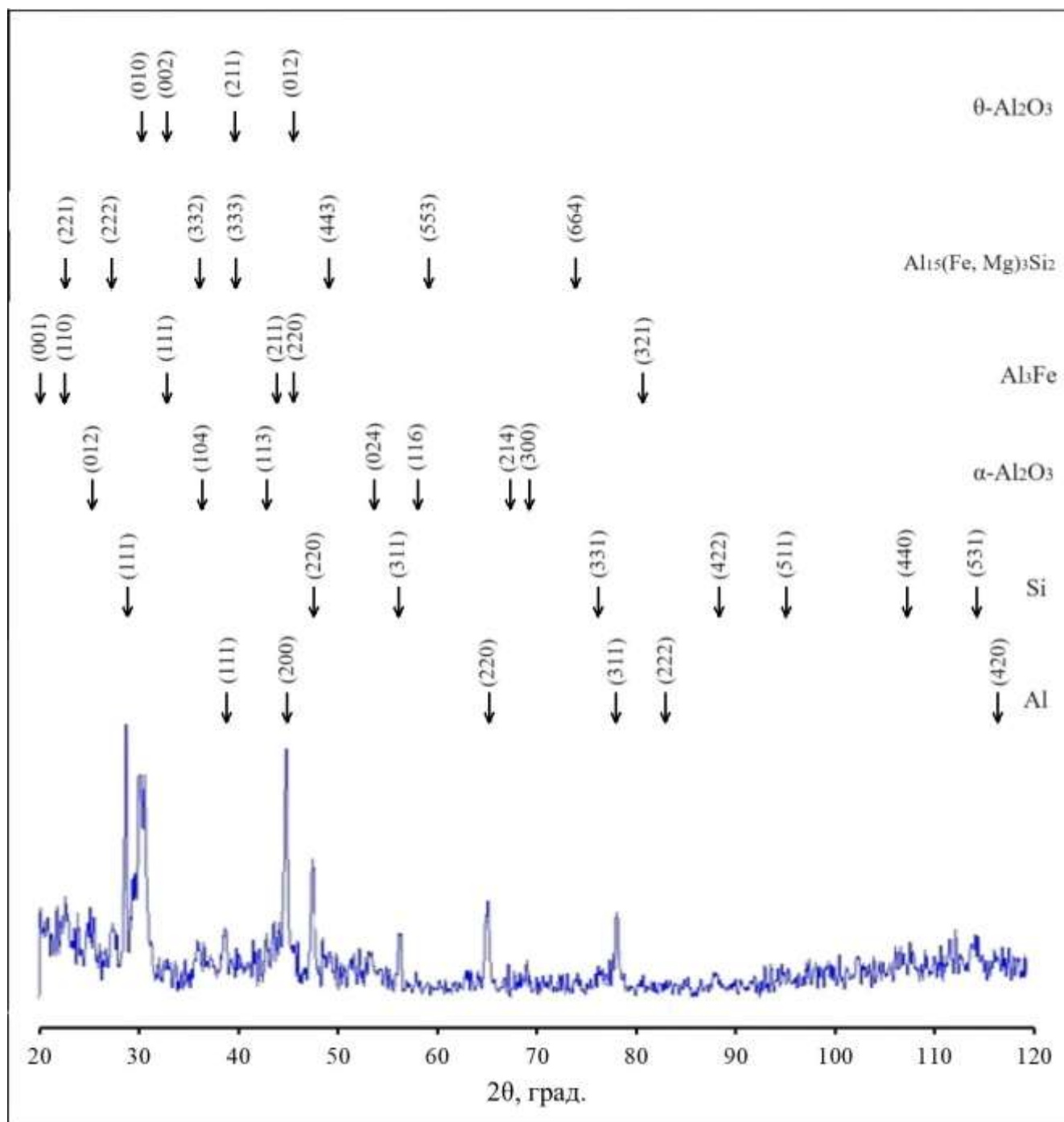


Рисунок 4.8 – Дифрактограма дослідного сплаву АК7ч з 33,3 мас. % ДКШ

Результати випробувань наведені у таблиці 4.1.

Таблиця 4.1 – Результати випробувань по визначенню механічних властивостей вторинного алюмінієвого сплаву АК7ч

№ проби	Вид шихти	Бв, МПа	$\overline{\text{бв}}$, МПа	δ ,%	$\overline{\delta}$,%	НВ	$\overline{\text{НВ}}$
1	100 мас. % зворот АК7ч	316; 328; 318; 312.	318	1,7; 2,3; 1,0; 1,7.	1,7	121; 114; 117; 121.	118
2	66,7 мас. % зворот АК7ч + 33,3% ДКШ	304; 296; 284; 286.	292	7,1; 2,8; 2,6; 2,4.	3,7	107; 106; 104; 107.	106

Результати засвідчили, що спадкова дія ДКШ дозволяє отримувати більш дисперсну мікроструктуру та в значній мірі підвищує пластичність до 3,7%. Незначне зниження середніх значень границі міцності до 292 МПа та твердості до 106 НВ пояснюється тим, що з ДКШ, до сплаву ймовірно потрапляє більша кількість оксидів та води. Включення оксидів несприятливої форми відіграють роль концентраторів напружень, що може відобразитися на показниках міцності. Волога призводить до підвищення газової пористості та зниження щільності вилівка. Оцінюючи комплекс механічних властивостей в цілому, саме другий варіант задовольняв вимоги виробництва для виготовлення виливків відповідального призначення $\delta \geq 2,0\%$. З метою подальшого покращення комплексу механічних властивостей, було б доцільно додатково дослідити комплексний вплив рафінувально-модифікувального оброблення із застосуванням МК-1 і ДКШ.

Дослідження фрактограм зламів зразків (рис 4.9) для визначення границі міцності і пластичності, також свідчать про підвищення енергоємності руйнування при додаванні до сплаву ДКШ. Про підвищення енергії повного руйнування зразку сплаву АК7ч у складі якого містилася третина ДКШ свідчила наявність ямочного рельєфу та відсутність великої площини сколів, які часто утворюються вздовж крихких інтерметалідних фаз.

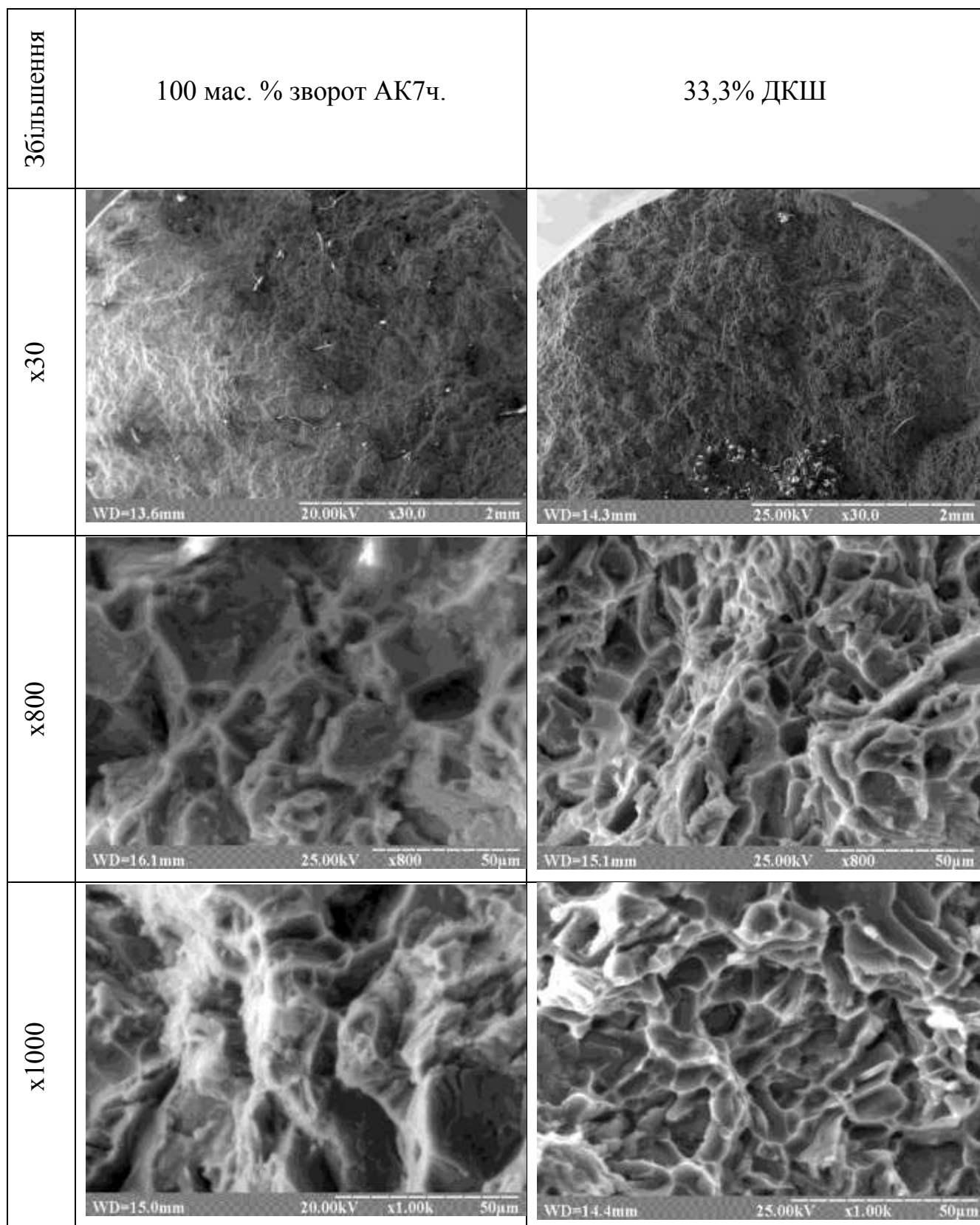


Рисунок 4.9 – Поверхні руйнувань зразків для визначення границі міцності і пластичності

4.3 Комплексне застосування ДКШ та МК-1

Для отримання виливків із вторинних сплавів із підвищеними механічними властивостями було проведено авторський нагляд і технічний супровід виробництва алюмінієвих сплавів із використанням дрібнокристалічної шихти, отриманої відповідно до вимог технологічної інструкції (див. додаток В).

Для побудови математичної моделі впливу дрібнокристалічної шихти, вмісту заліза та модифікувальної обробки на механічні властивості силуміну АК7ч всі експерименти виконані згідно з матрицею повного факторного експерименту 2^3 , а саме рототабельного плану центрального композиційного планування (табл.4.2).

Відповідно до матриці планування було проведено дослідні лабораторні плавки. Основу шихти плавки складала зворот АК7ч і зворот А356.2 (аналог АК7ч, виробництва «ALCOA») у співвідношенні 1:1. Шихту плавили під покривним флюсом NaCl : KCl кількістю 2 мас. % засипаних на дно тигля. Для того щоб варіант плавки за хімічним складом відповідав матриці планування експерименту за допомогою дзвоника розплав дошихтовувався залізним порошком ПЖ-2 до повного його розчинення, що забезпечувалося вистоюванням розплаву мінімум впродовж 30 хв. Потім на чисте дзеркало розплавленого металу додавалася дрібнокристалічна шихта, розмішувалася і доводилася до температури 720°C . Після чого проводили оброблення модифікувальним комплексом МК-1 до повного закінчення реакції і розливали в кокіль. Тривалість витримання сплаву після закінчення модифікувальної обробки до кінця розливу становила не більше трьох годин. Виливки піддавались термічній обробці, гартування і повне штучне старіння, що відповідає режиму Т6 для сплаву АК7ч згідно з ДСТУ 2839-94. Із виливка отриманого за даною технологією виготовляли шліфи для вивчення мікроструктури і зразки для визначення механічних властивостей, за змінами яких проводили оцінку впливу комплексної технології модифікування. Результати застосування комплексних методів оброблення на вторинних сплавах із підвищеною концентрацією заліза мають найбільший попит на виробництві.

Таблиця 4.2 – Кодування факторів при дослідженні області оптимуму за допомогою центрального композиційного рототабельного уніформ-планування другого порядку, $K=3$

Інтервали варіювання та рівні факторів		Фактори, що вивчаються		
		X_1 мас. % ДКШ	X_2 мас. % Fe	X_3 мас. % МК-1
Інтервал варіюв.	1,0	25	0,5	0,05
	1,682	42,05	0,841	0,0841
Нульовий рівень	$X_0=0$	42,05	1,0	0,1
Нижній рівень	-1,0	17,05	0,5	0,05
Верхній рівень	+1,0	67,05	1,5	0,15
Зіркові точки	-1,682	0	0,159	0,0159
	+1,682	84,1	1,841	0,1841

Матриця планування передбачає проведення N дослідів. При плануванні другого порядку [85, 86]:

$$N = 2^K + 2K + N(0), \quad (4.1)$$

де 2^K – основний план;

K - кількість незалежних змінних;

$2K$ – кількість дослідів у зіркових точках;

$N(0)$ – кількість дослідів у центрі експерименту.

Матрицю планування експерименту наведено у таблиці 4.3.

Таблиця 4.3 – Матриця центрального композиційного рототабельного уніформ-планування другого порядку, K=3

Варіант №	Фактори, що вивчаються						Властивості (т.о. за режимом Т6)		
	ДКШ		Fe		МК-1		Бв, МПа	δ, %	HRB
	Рівень фактора	мас. %	Рівень фактора	мас. %	Рівень фактора	мас. %			
1	-1,0	17,05	-1,0	0,5	-1,0	0,05	294,0	7,0	50,17
2	+1,0	67,05	-1,0	0,5	-1,0	0,05	275,2	6,4	41,83
3	-1,0	17,05	+1,0	1,5	-1,0	0,05	254,6	2,2	47,33
4	-1,0	17,05	-1,0	0,5	+1,0	0,15	284,7	4,9	51,67
5	+1,0	67,05	+1,0	1,5	-1,0	0,05	264,7	3,0	49,33
6	+1,0	67,05	-1,0	0,5	+1,0	0,15	274,0	7,5	44,83
7	-1,0	17,05	+1,0	1,5	+1,0	0,15	271,8	1,7	54,5
8	+1,0	67,05	+1,0	1,5	+1,0	0,15	267,5	2,9	45,83
9	-1,682	0	0	1,0	0	0,1	275,5	3,1	47,17
10	+1,682	84,1	0	1,0	0	0,1	222,6	2,4	22,5
11	0	42,05	-1,682	0,16	0	0,1	256,0	6,7	36,83
12	0	42,05	+1,682	1,84	0	0,1	246,0	0,7	51,17
13	0	42,05	0	1,0	-1,682	0,016	275,0	4,5	39,17
14	0	42,05	0	1,0	+1,682	0,184	266,1	2,5	46,5
15	0	42,05	0	1,0	0	0,1	300,0	6,5	52,0
16	0	42,05	0	1,0	0	0,1	305,0	6,0	51,0
17	0	42,05	0	1,0	0	0,1	310,1	6,0	53,1
18	0	42,05	0	1,0	0	0,1	311,0	5,8	50,3
19	0	42,05	0	1,0	0	0,1	309,0	6,2	54,1
20	0	42,05	0	1,0	0	0,1	310,0	6,0	52,0

Оброблення експериментальних даних проводили за допомогою регресійного аналізу. Оцінювання коефіцієнтів регресії проводили за допомогою критерію Ст'юдента. Відповідність регресійної моделі критерію Фішера свідчить про її адекватність. Адекватність моделі вказує, що її можна використовувати для прогнозування значень функцій відгуку при різних значеннях факторів, які знаходяться між верхнім і нижнім рівнями. Отримані рівняння, що описують залежність механічних властивостей від вмісту ДКШ (X_1), концентрації заліза в сплаві (X_2), та кількості присадки модифікувального комплексу МК-1 (X_3), мають наступний вигляд:

$$\begin{aligned} \sigma_B = & 215,85 + 1,6 \cdot X_1 + 83,97 \cdot X_2 + 579,58 \cdot X_3 + 0,353 \cdot X_1 \cdot X_2 - 0,626 \cdot X_1 \cdot X_3 + \\ & + 152,5 \cdot X_2 \cdot X_3 - 0,026 \cdot X_1^2 - 63,34 \cdot X_2^2 - 3568,84 \cdot X_3^2; \end{aligned} \quad (4.2)$$

$$\begin{aligned} \delta = & 4,65 + 0,09 \cdot X_1 + 0,52 \cdot X_2 + 26,67 \cdot X_3 + 0,36 \cdot X_1 \cdot X_3 + 2 \cdot X_2 \cdot X_3 - 0,0014 \cdot X_1^2 - \\ & - 2,27 \cdot X_2^2 - 255,4 \cdot X_3^2; \end{aligned} \quad (4.3)$$

$$\begin{aligned} HRB = & 28,65 + 0,40 \cdot X_1 + 10,15 \cdot X_2 + 191,27 \cdot X_3 + 0,085 \cdot X_1 \cdot X_2 - 0,917 \cdot X_1 \cdot X_3 - \\ & - 4,15 \cdot X_2 \cdot X_3 - 0,007 \cdot X_1^2 - 4,27 \cdot X_2^2 - 592,68 \cdot X_3^2 \end{aligned} \quad (4.4)$$

Аналіз рівнянь (4.2 - 4.4) демонструє, що залежності, які описують зміну механічних властивостей, характеризуються кривими другого порядку. Це вказує, що при визначених значеннях факторів, які досліджувалися, функції відгуку мають екстремальні значення (табл.4.4). Значення функцій в точках екстремумів, показують теоретично можливі максимальні значення механічних властивостей для даного виду комплексного оброблення. Оцінку впливу комплексної технології модифікування проводили лише в межах досліджуваних факторів і встановлено, що можливе отримання виливків з високими показниками механічних властивостей $\sigma_B > 300$ МПа, $\delta > 5\%$ і $HRB > 50$ при застосуванні комплексної модифікувальної обробки МК-1 до 0,1 мас. % і ДКШ до 42,05 мас. % у складі шихти.

Таблиця 4.4 – Значення функцій в точках екстремумів

Функція	ДКШ, мас. %	Fe, мас. %	МК, мас. %	Значення ф-ї в точці екстремуму (max)	Значення інших ф-ї для даної точки екстремуму
f(σ_B , МПа)	35,01	0,88	0,097	$\sigma_B=308,76$ МПа	$\delta=6,38$ % 52 HRB
f(δ , %)	42,89	0,16	0,083	$\delta=7,74$ %	$\sigma_B=272,65$ МПа 43,25 HRB
f(HRB)	28,88	1,41	0,134	54,44 HRB	$\sigma_B=286,76$ МПа $\delta=3,06$ %

Для наглядного зображення при яких умовах можливо отримувати найвищі показники механічних властивостей були побудовані поверхні відгуку у межах вивчаємих параметрів (рис. 4.10), котрі відображають вплив кількості ДКШ та модифікувальної обробки при постійній оптимальній концентрації заліза в сплаві. Для отримання максимальної границі міцності бажано щоб залізо у сплаві знаходилося у кількості 0,88 мас. %, для максимальної пластичності 0,16 мас. % заліза, а для твердості 1,41 мас. %. Оскільки максимум пластичності співпав із зірковою точкою за матрицею експерименту, то ймовірно, що при зменшенні концентрації заліза можливо отримати ще більш високі показники відносного видовження. Але для побудови такої залежності необхідні коштовні сплави високої чистоти та проведення додаткових досліджень. Також слід зазначити, що кількість домішок у звороті має тенденцію зростати, а не зменшуватись, отже практичну цінність мають саме результати отримані на сплавах з високим вмістом заліза, особливо за межами рекомендацій ДСТУ 2839-94.

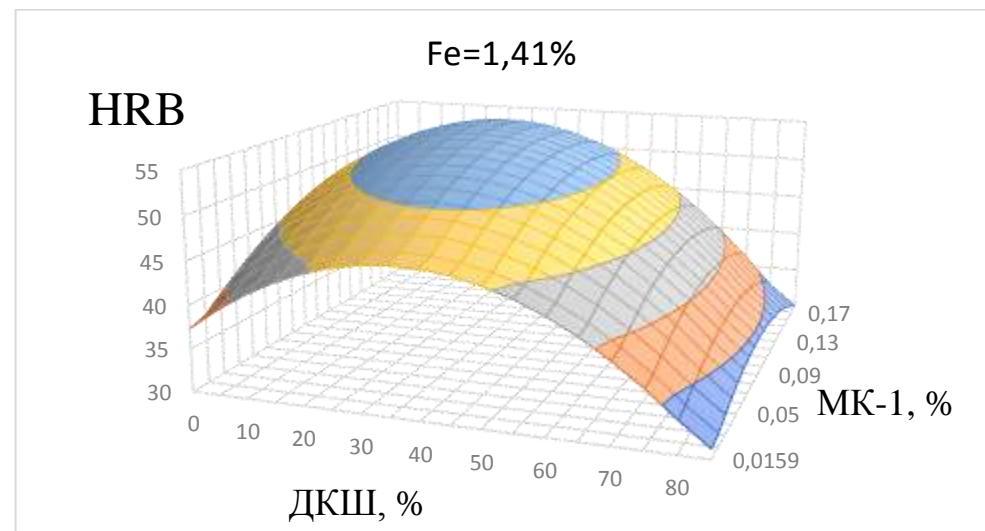
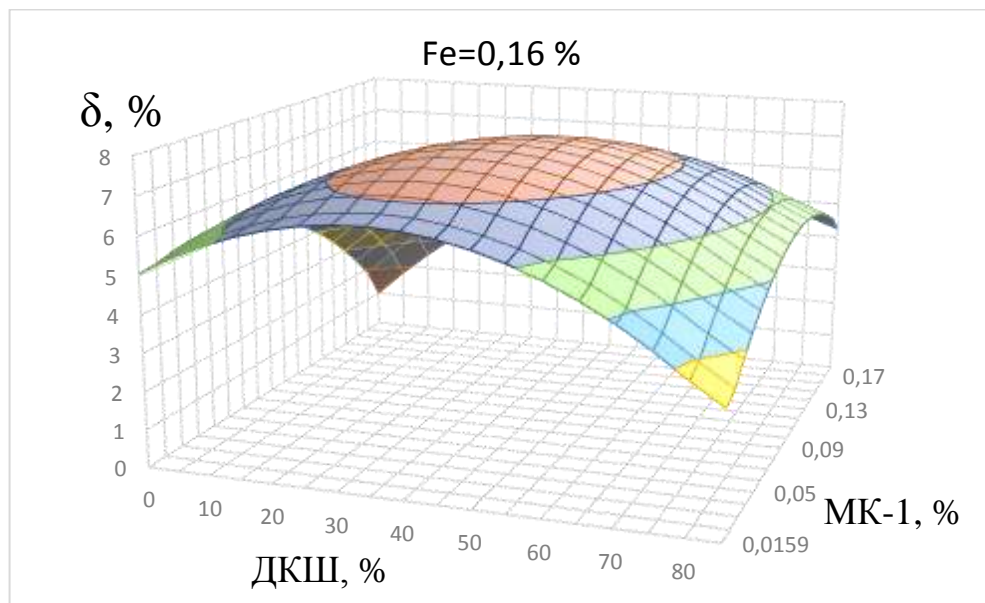
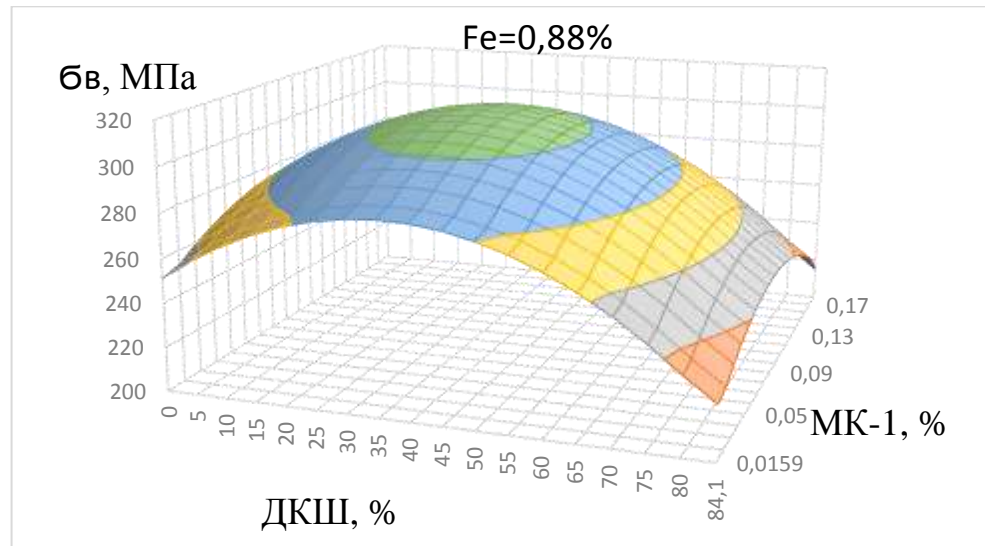


Рисунок 4.10 – Поверхні відгуку для границі міцності, пластичності та твердості точок екстремумів їх функцій залежності при відповідній концентрації заліза

Сплави, оброблені за комплексною технологією, мали структуру, що складалася з алюмінієвої матриці (α -твердий розчин Si та інших домішок в Al), евтектичного Si та інтерметалідних фаз Al_3Fe , Al_5FeSi , Al_2Fe (рис. 4.11). Залежно від складу шихти, вмісту Fe і кількості застосовуваного модифікатора частинки кремнію і залізовмісних фаз змінювали свій розмір і форму, що стало основним фактором, який впливає на механічні властивості сплавів.

Представлені структури "зоряних" точок матриці планування експерименту відображають вплив досліджуваних чинників на структурні зміни та механічні властивості сплаву (див. рис. 4.11 і 4.12). Дослідження мікроструктур саме "зоряних" точок дозволяють наочно відобразити зміни, що відбуваються у сплаві під дією одного із вивчаємих факторів на межах діапазону варіювання. Підвищення вмісту ДКШ в шихті від 0 до 84,1 % призвело до диспергування кремнію та інтерметалідних включень (див. рис. 4.11 а, б). Збільшення концентрації Fe з 0,16 до 1,84 % призводило до утворення в сплаві великої кількості видовжених інтерметалідних фаз (див. рис. 4.11 в, г). Зростаюча присадка модифікатора МК-1 активно впливала на розмір і форму основних структурних складових (див. рис. 4.11 д, е).

Результати статистичного опрацювання дали змогу отримати невідомі раніше залежності для границі міцності, відносного подовження і твердості від досліджуваних факторів. Залежності мають точку екстремуму в межах області дослідження, що свідчить про раціональний вибір інтервалів варіювання досліджуваних факторів. Проведений металографічний аналіз засвідчив отримання у сплаві з ДКШ інвертованої структури (див. рис. 4.11). Рівномірний розподіл та зменшення розмірів структурних складових було досягнуто саме за рахунок комплексної дії модифікувальної обробки та залучення механізму спадковості. Дрібнокристалічна шихта може бути отримана у інший спосіб, наприклад гвинтовою екструзією, або литтям у струменевий кристалізатор, основна вимога - це наявність у ній закладеної інвертованої структури та розмір зерна α -твердого розчину 10...15 мкм. Спорідненість з розплавом таких центрів кристалізації вища ніж відомі домішкові модифікатори I-го роду.



а

б



в

г



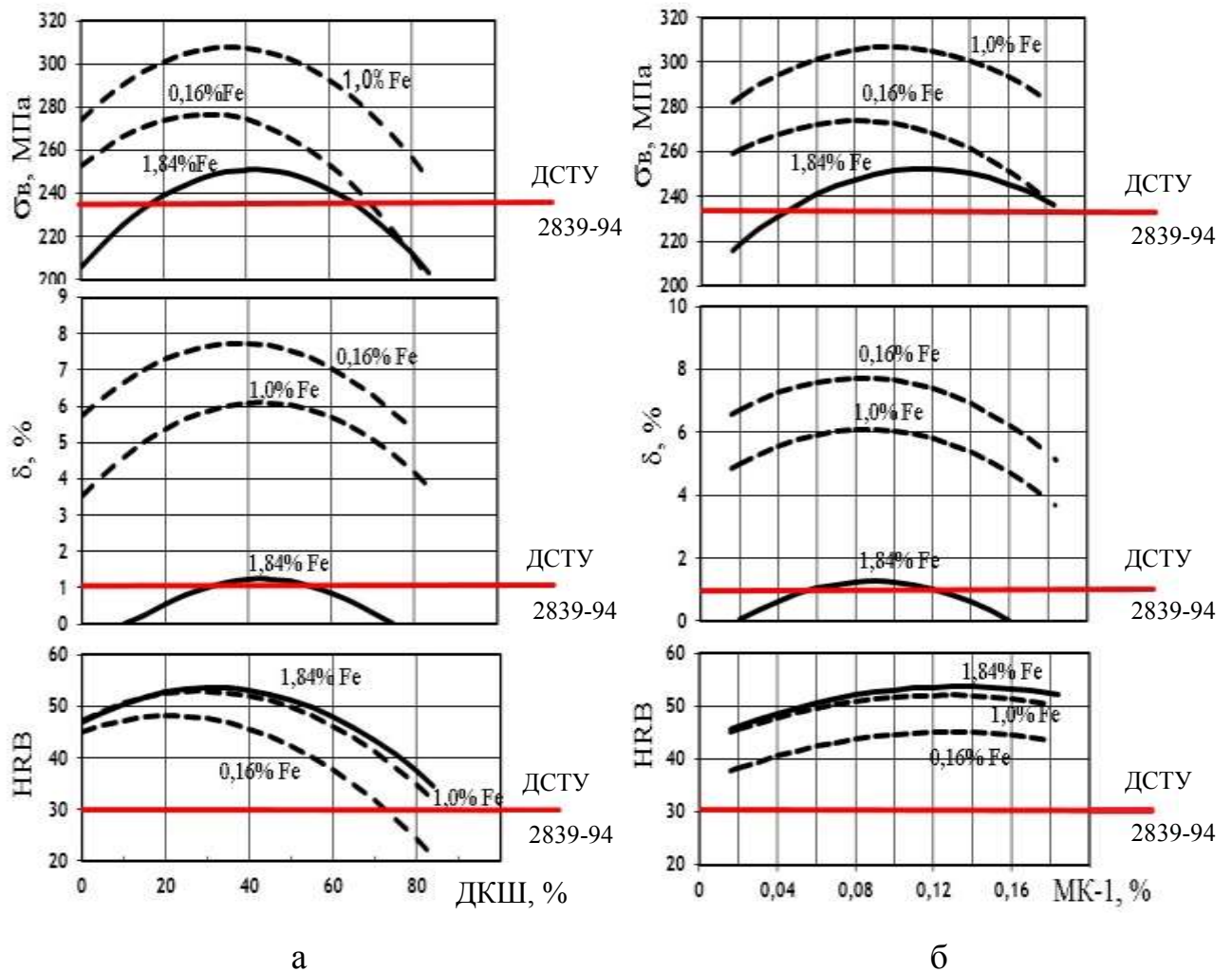
д

е

а - 0%ДКШ 1,0 % Fe 0,1 %МК-1; б - 84,1 %ДКШ 1,0% Fe 0,1 %МК-1;
 в - 42,05 %ДКШ 0,16 % Fe 0,1 %МК-1; г - 42,05 %ДКШ 1,84 % Fe 0,1 %МК-1;
 д - 42,05 % ДКШ 1,0 % Fe 0,016 %МК-1; е - 42,05 % ДКШ 1,0 % Fe 0,184 %МК-1.

Рисунок 4.11 - Мікроструктура сплаву АК7ч, х400

Застосування шихти, що містить 30...45 мас. % ДКШ дає змогу підвищувати границю міцності σ_B на 30...40 МПа, відносне подовження δ на 1...2 % і твердість HRB на 2...6 од. (рис. 4.12). Подальше збільшення ДКШ у шихті призводить до зниження механічних властивостей, що, ймовірно, пов'язано із забрудненням сплаву оксидом алюмінію Al_2O_3 .



а - при постійній присадці модифікатора МК-1 0,1 мас. %; б - при наявності в шихті ДКШ у кількості 42,05 мас. %.

Рисунок 4.12 – Вплив концентрації Fe на механічні властивості дослідного сплаву

Обробка модифікувальним комплексом МК-1 дає змогу досягти підвищення границі міцності на 15...30 МПа, відносного подовження на 1,0...1,3 % і твердості на 7...8 од. (див. рис. 4.12). Загальне підвищення механічних властивостей

досягнуто в результаті подрібнення і зміни форми кристалів первинного кремнію та інтерметалідів (див. рис. 4.11 д, е).

Зростання концентрації Fe у сплаві призвело до зниження пластичності та підвищення твердості (див. рис. 4.12) у всьому інтервалі досліджень. При концентраціях до 1,0 мас. % залізо підвищувало межу міцності внаслідок зміцнення α -твердого розчину. Вищі концентрації Fe призводили до зниження σ_B унаслідок утворення витягнутих інтерметалідних фаз, які мають низький когерентний зв'язок із матрицею і виступають у ролі активних концентраторів напружень, що узгоджується з отриманими раніше результатами.

4.4 Висновки

1. Застосування загальновідомих методів управління структурою і властивостями виливків з алюмінієвих сплавів не завжди забезпечують необхідну якість деталей, виготовлених із вторинної сировини, у зв'язку з негативним впливом шихти і домішок заліза.

2. Використання шихтових матеріалів зі сприятливою спадковою структурою дає змогу скоротити кількість застосованих модифікувальних добавок, що, зі свого боку, значно знижує викиди газів і покращує екологічний та санітарно-гігієнічний стан в ливарному цеху.

3. Позитивні результати спадкової модифікувальної обробки отримано на сплаві АК7ч з вмістом заліза 0,6 мас. %. Застосування ДКШ у кількості 33,3 мас. % дозволило зменшити розмір α -твердого розчину алюмінію в 1,5...2,5 разів, кремнію в 1,2...1,7 разів та інтерметалідів в 1,3...1,9 разів, що призвело до підвищення пластичності сплаву до 3,7%.

4. Комплексне застосування домішкового і спадкового методів модифікувальної обробки дозволяє отримувати сплави з рівномірним розподілом

фаз по об'єму вилівка, зменшити розміри структурних складових та надати їм компактної форми.

5. Встановлено, що отримання виливків з високими показниками механічних властивостей $\sigma_B > 300$ МПа, $\delta > 5\%$ і $HRB > 50$ для ливарних сплавів АК7ч і А356.2 можливе при застосуванні модифікувальної обробки МК-1 до 0,1 мас. % і ДКШ до 42,05 мас. % у складі шихти.

6. Вперше отримано залежності впливу кількості ДКШ, Fe і модифікатора на σ_B , δ , HRB для вторинних сплавів АК7ч і А356.2. Показано нові можливості підвищення механічних властивостей вторинних силумінів, унаслідок обробки розплаву модифікувальним комплексом МК-1 у поєднанні з використанням ДКШ. Отримані результати дозволили застосувати розроблену комплексну технологію для одержання якісних виливків з відходів виробництва в промислових умовах.

РОЗДІЛ 5
ПРОМИСЛОВА АПРОБАЦІЯ ТЕХНОЛОГІЇ КОМПЛЕКСНОГО
ОБРОБЛЕННЯ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ ДЕТАЛІ 05943200001-01
«ТАРІЛКОТРИМАЧ» ІЗ ЗВОРОТУ СПЛАВУ АК7ч

Перевірка формування інвертованої (розрізненої недендритної) структури проводилась в промислових умовах цеха №1 АТ «МОТОР СІЧ» при виготовленні деталі 05943200001-01 «Тарілкотримач».

У якості матеріалу для виготовлення деталей використовувався зворот сплаву АК7ч. При проведенні експерименту в промислових умовах було застосовано комплексне поетапне оброблення сплаву за різними варіантами (табл. 5.1).

Таблиця 5.1 – Варіанти виготовлення деталі 05943200001-01 «Тарілкотримач»

№ з/п	Суть технологічного варіанту виготовлення деталі литтям у кокіль	Маркування
1	Зі сплаву, що відповідає за станом початковій стадії підготування	1
2	З додатковим примусовим підпресуванням зі сплаву, що відповідає за станом початковій стадії підготування	1-1
3	Зі сплаву, до якого додано 35 мас. % дрібнокристалічної шихти сплаву АК7ч	2
4	З додатковим примусовим підпресуванням зі сплаву, що виготовлено з 35 мас. % дрібнокристалічної шихти АК7ч	2-1
5	Зі сплаву, до якого додано 35 мас. % дрібнокристалічної шихти АК7ч та котрий додатково оброблено модифікувальним комплексом МК-1 у кількості 0,05 мас. %	3
6	З додатковим примусовим підпресуванням зі сплаву, до якого додано 35 мас. % дрібнокристалічної шихти АК7ч та котрий додатково оброблено модифікувальним комплексом МК-1 у кількості 0,05 мас. %	3-1

Згідно з планом дослідження, на початковій стадії, 100 кг сплаву АК7ч розплавляли під покривним флюсом складу (50 мас. % NaCl+50 мас. % KCl) у газовій печі та довели до температури 710...720°C. Надалі варіанти виготовлення деталі різнилися (див. табл. 5.1). Контроль мікроструктур відбувався безпосередньо на поперечному перетині деталей.

Одночасно, з виготовленням деталей за різними технологічними варіантами, проводили відбирання проб та заливання піщаних форм для отримання зразків, що призначено для визначення механічних властивостей відповідно до вимог ДСТУ 2839-94.

Зовнішній вигляд деталей 05943200001-01 «Тарілотримач» наведено на рисунку 5.1.



Рисунок 5.1 – Вигляд деталей 05943200001-01 «Тарілотримач»

Після виготовлення деталей та зразків вони піддавались термічному обробленню за режимом T5 (загартування + неповне штучне старіння) згідно з ДСТУ 2839-94. З метою вивчення макроструктури було виготовлено темплети з натурних деталей (рис. 5.2).



Рисунок 5.2 – Макрошліфи деталей 05943200001-01 «Тарілкоотримач»

Аналіз макроструктури дослідних деталей демонструє переваги використання технології комплексного оброблення розплаву вторинного сплаву АК7ч при виготовленні деталі деталей 05943200001-01 «Тарілкоотримач» (рис.5.3).

Так додавання до розплаву ДКШ спричиняє помірне подрібнення макроструктури (див. рис. 5.3 зразки №1 та №2). Наступне оброблення розплаву модифікувальним комплексом МК-1 окрім подрібнення зерен забезпечує стабільно рівновісну структуру за перетином макрошліфа (див. рис. 5.3 зразок №3). Додаткове

примусове підпресування при гравітаційному литті у кокіль деталі 05943200001-01 «Тарілотримач» забезпечує отримання покращеної щільної структури (див. рис. 5.3, зразки №1-1,2-1,3-1).

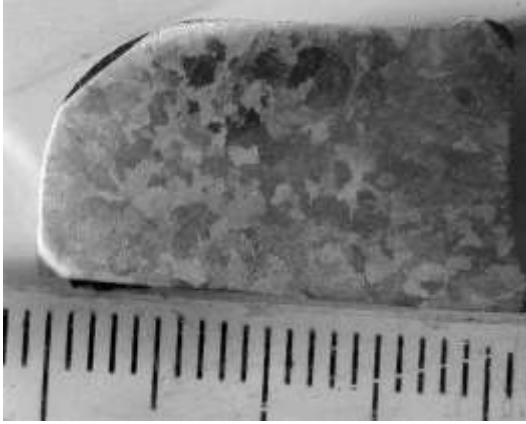
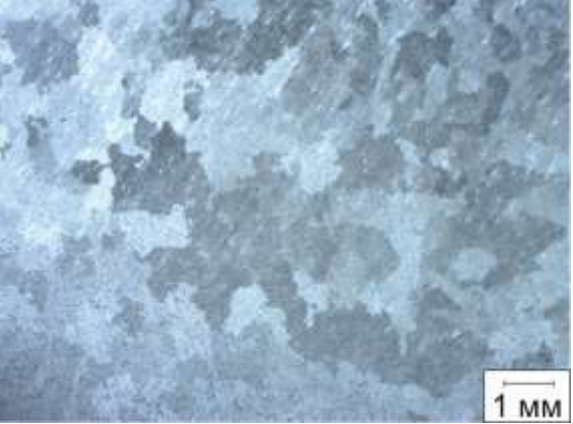
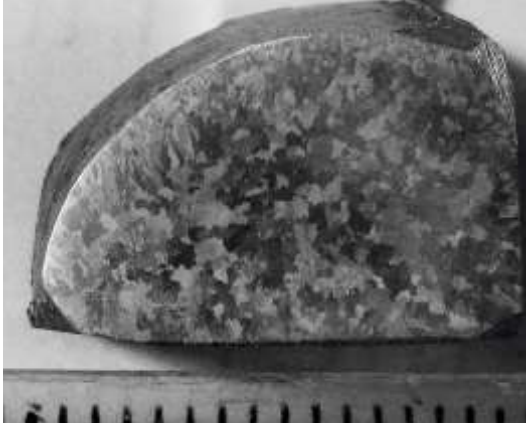
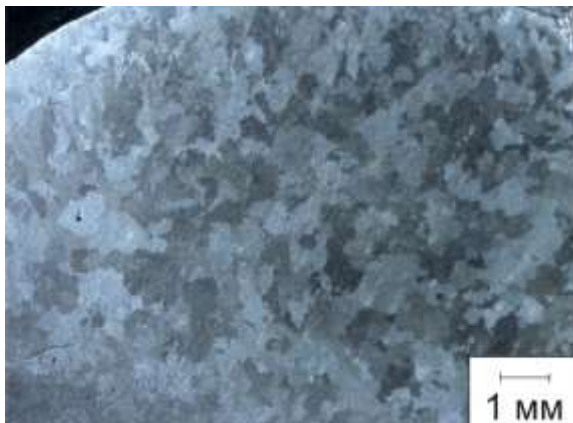
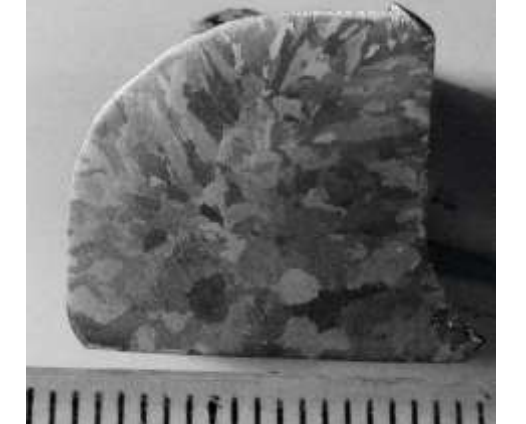
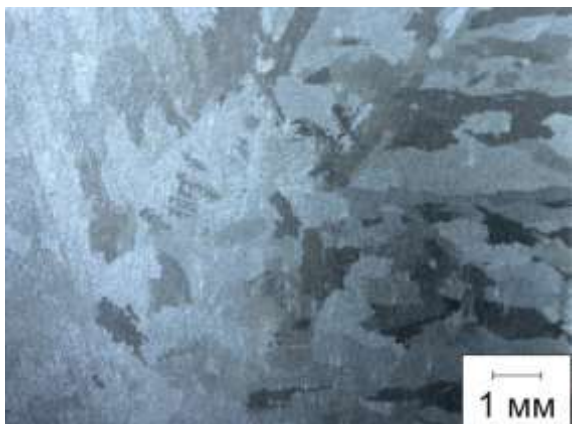
Маркування зразка	Зовнішній вигляд зразка	Макроструктура x8
1	 External view of sample 1, showing a dark, textured surface with a ruler for scale.	 Macrostructure of sample 1 at 8x magnification, showing a dense, granular structure with a 1 mm scale bar.
1-1	 External view of sample 1-1, showing a dark, textured surface with a ruler for scale.	 Macrostructure of sample 1-1 at 8x magnification, showing a dense, granular structure with a 1 mm scale bar.
2	 External view of sample 2, showing a dark, textured surface with a ruler for scale.	 Macrostructure of sample 2 at 8x magnification, showing a dense, granular structure with a 1 mm scale bar.

Рисунок 5.3 - Зовнішній вигляд зразків і макроструктура дослідних деталей

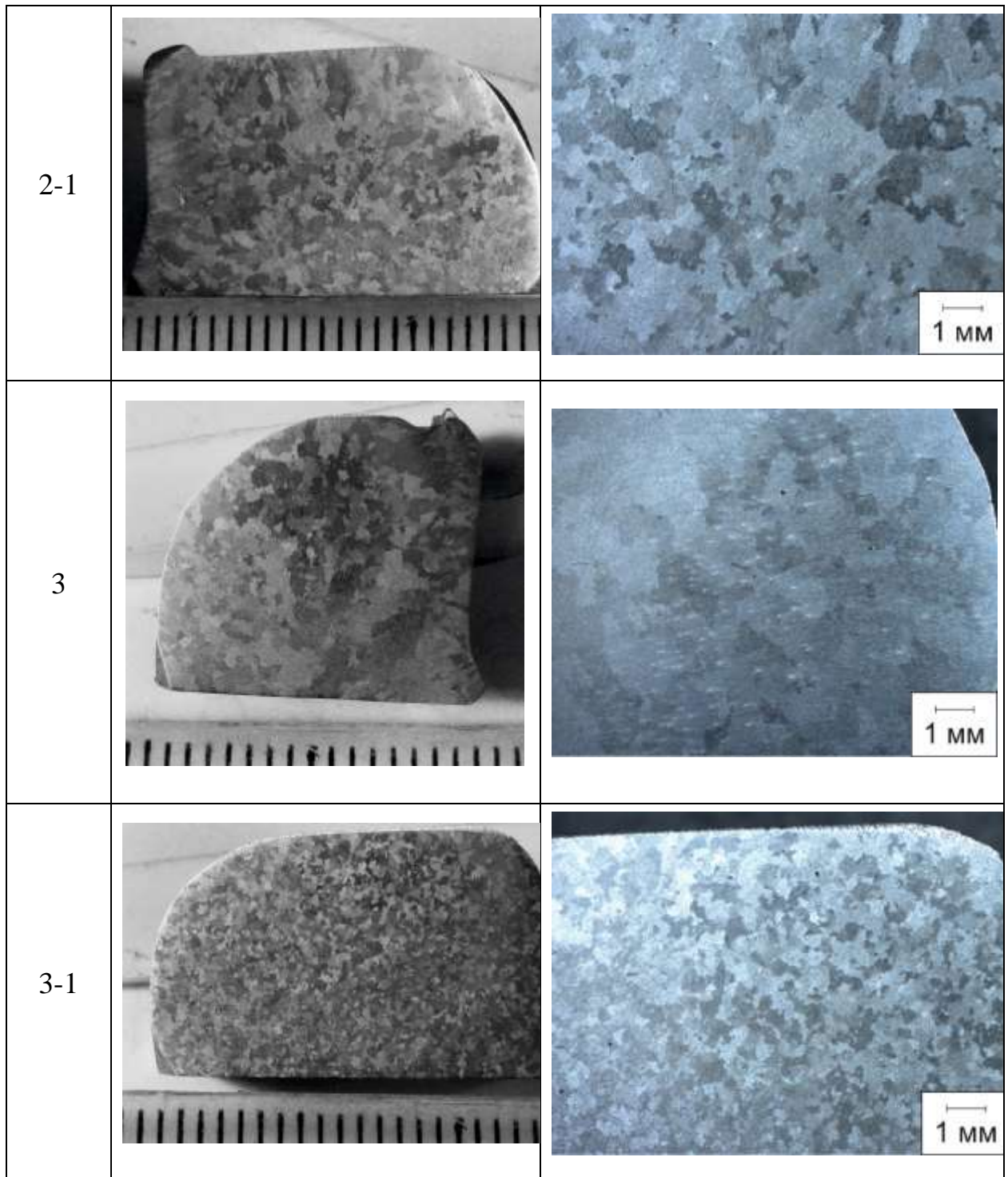


Рисунок 5.3 – Аркуш 2

Найкращу макроструктуру мають деталі, що виготовлено за варіантом 5 та 6 (див. табл. 5.1, зразки №3 та №3-1). Пористість металу всіх технологічних варіантів виготовлення виливків не перевищувала 1-й бал за ДСТУ 2839-94.

На рисунку 5.2 чорним маркером відмічено місця з яких було взято зразки для виготовлення мікрошліфів і вивчення мікроструктури. Для металографічного дослідження мікроструктури використовували оптичний мікроскоп ММ-700 при збільшеннях $\times 200$ та $\times 500$. Характерну мікроструктуру деталей 05943200001-01 «Тарілотримач», що отримані гравітаційним литтям без підпресування, представлено на рисунку 5.4.

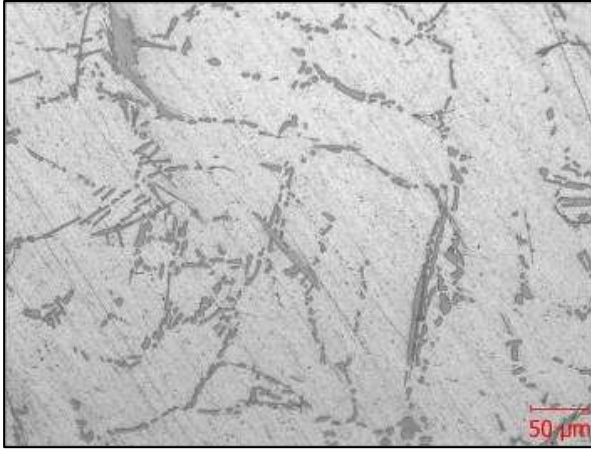
Мікроструктура деталі, що виготовлена за класичною технологією без додаткового оброблення, складалась з алюмінієвої матриці, доволі компактних включень евтектичного кремнію та витягнутих пластинчастих інтерметалідних β -фаз Al_5FeSi з середньою довжиною 30...40 мкм (див. рис. 5.4а, б). Також доволі явно проглядалася наявність дендритів, а структура виглядала неоднорідною (див. рис. 5.4 а).

Додавання до розплаву 35 мас. % ДКШ забезпечило отримання інвертованої структури сплаву з доволі дрібними та компактними включеннями евтектичного кремнію, що рівномірно розповсюджені за об'ємом. Також відбулося зменшення розмірів залізовмісних пластинчастих інтерметалідних β -фаз в середньому до 20...30 мкм, однак зміни їх форми не спостерігали (див. рис. 5.4 в, г).

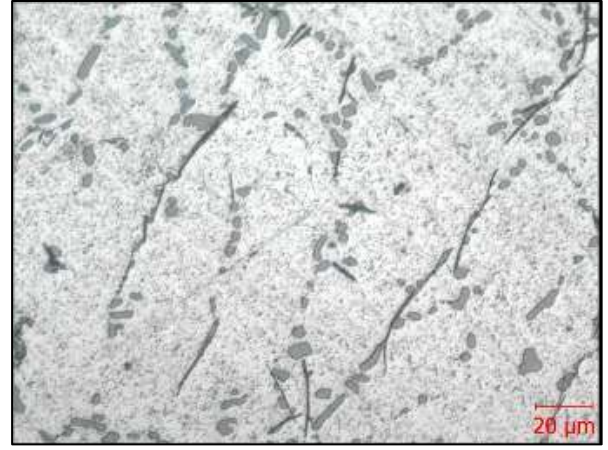
Зменшення розмірів зерна та включень відбулося завдяки тому, що при додаванні ДКШ до складу шихти, вносяться додаткові центри кристалізації. Відомо, що при перегріванні розплаву кристали не дисоціюють повністю, а зменшуються до певного критичного розміру, який відповідає нульовій енергії поверхневого натягу на границі розподілу рідина-зародок.

З метою покращення структури сплаву необхідно було змінити морфологію інтерметалідних залізовмісних фаз з пластинчастої на компактну. Для досягнення цієї мети було проведено додаткове оброблення розплаву модифікувальним комплексом МК-1. Вплив оброблення розплаву модифікувальним комплексом МК-1 позначився на морфології залізовмісних β -фаз, які набули більш компактної та розгалуженої форми, що за своїм зовнішнім виглядом нагадують «китайські ієрогліфи» (див. рис. 5.4 д, е).

Технологічний варіант №1

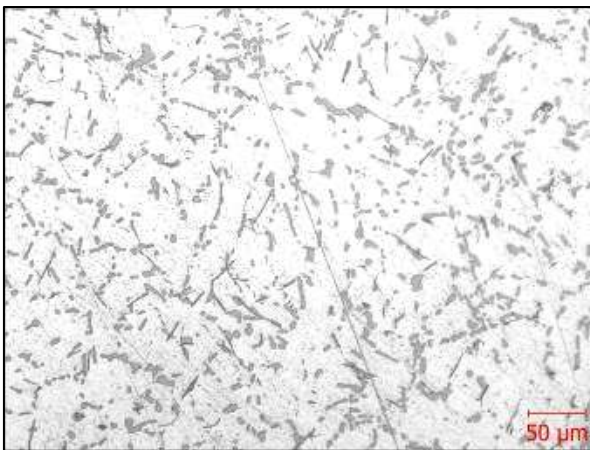


а

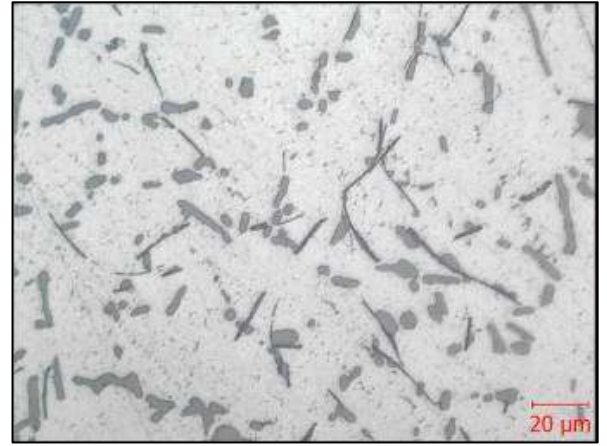


б

Технологічний варіант №2

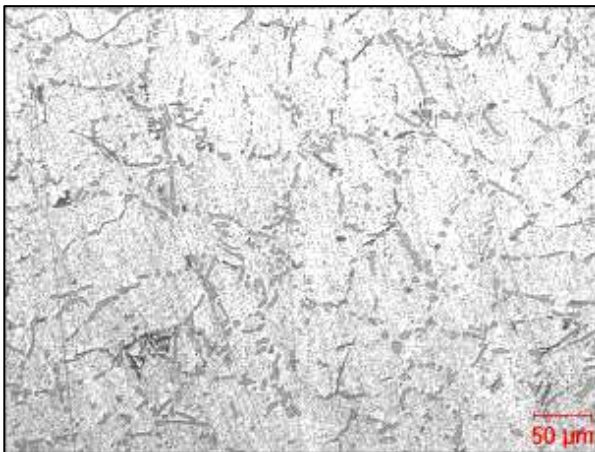


в



г

Технологічний варіант №3



д



е

а, в, д – x200; б, г, е – x500.

Рисунок 5.4 – Мікроструктура деталей 05943200001-01 «Тарілотримач», що отримані без підпресування (див. табл.5.1)

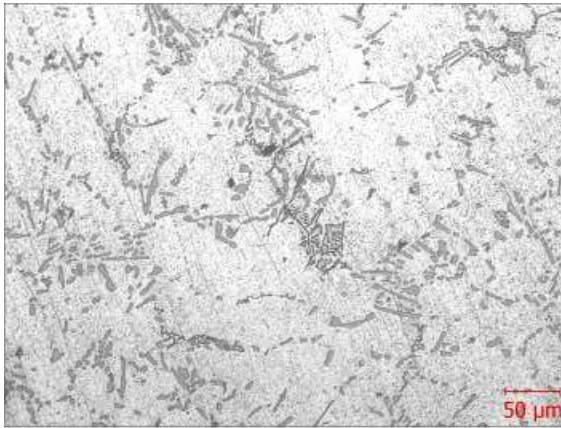
Технологічний варіант №1-1 виготовлення деталі з підпресуванням (див. табл. 5.1) забезпечив структуру сплаву, що характеризувалася доволі крупним зерном α -твердого розчину кремнію в алюмінії; наявністю евтектичного кремнію, кристали якого представлені як компактними включеннями так і видовженими (приблизно до 30 мкм), а також крупними включеннями залізовмісних інтерметалідних фаз схожих на «китайські ієрогліфи» (рис. 5.5 а, б). На поверхні шліфа спостерігались скупчення кремнію та інтерметалідних фаз.

При додаванні до розплаву ДКШ (технологічний варіант №2-1 за таблицею 5.1) спостерігали суттєве зменшення та усереднення розмірів α -зерен до 50...60 мкм; подрібнення та більш рівномірний розподіл евтектичного кремнію та інтерметалідних залізовмісних фаз (рис. 5.5 в, г). Розміри найбільших включень не перевищували 20 мкм (див. рис. 5.5 г). Скупчень колоній кремнію і інтерметалідів не спостерігалось.

У структурі деталей, що були відлиті за комплексною технологією обробки (ДКШ+МК-1) з підпресуванням (див. табл. 5.1, технологічний варіант №3-1), було помітно зменшення розмірів зерна α -твердого розчину кремнію в алюмінію в середньому до 20...30 мкм; отримання включень евтектичного кремнію компактної форми з середнім розміром 5...6 мкм та дрібнодисперсними компактними залізовмісними інтерметалідними фазами з максимальним розміром до 10...12 мкм, переважно у вигляді включень схожих на «китайські ієрогліфи» (рис. 5.5 д, е). Розподіл структурних складових по поверхні шліфа характеризувався більшою однорідністю. Скупчення великої кількості фаз відсутні.

В усіх технологічних варіантах виготовлення деталей з підпресуванням, на поверхні шліфа майже відсутні голкоподібні та пластинчасті інтерметаліди. Загалом структура характеризувалась як доволі однорідна, дрібнодисперсна та інвертована, котра, за канонами матеріалознавства, забезпечує найбільш стабільний та високий комплекс механічних властивостей і, як наслідок, якість деталей. При наявності відповідного обладнання та у випадках коли це дозволяють розміри і форма деталей, необхідно застосовувати примусове підпресування.

Технологічний варіант №1-1

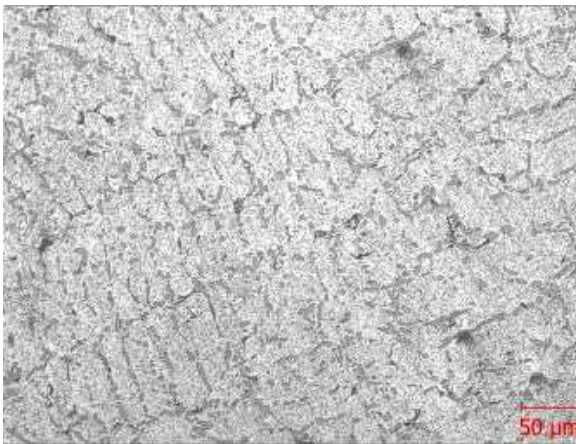


а

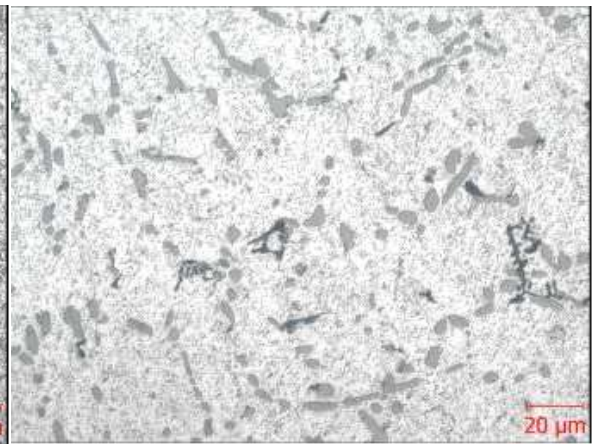


б

Технологічний варіант №2-1

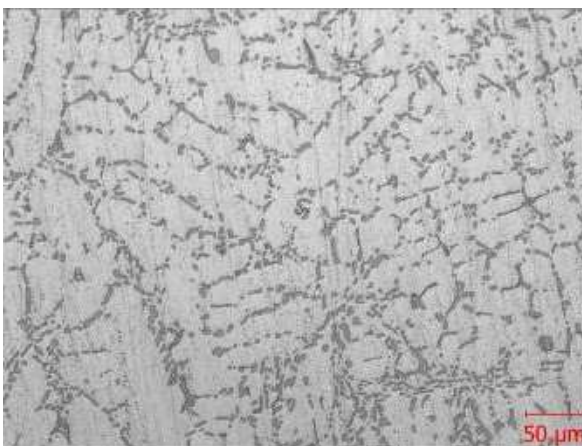


в



г

Технологічний варіант №3-1



д



е

а, в, д – x200; б, г, е – x500.

Рисунок 5.5 – Мікроструктура деталей, що відліті з підпресуванням

Показники механічних властивостей відлитих зразків наведені у таблиці 5.2.

Таблиця 5.2 - Механічні властивості вторинного сплаву АК7ч

Варіант технологічної обробки*	Бв, МПа	δ %	НВ
АК7ч без обробки	200	3,2	110
АК7ч +35 мас. %ДКШ	210	4,5	105
АК7ч+35 мас. %ДКШ+0,05 мас. % МК-1	230	5,2	102

Примітка: *- відповідно вимог ДСТУ 2839-94 до сплаву АК7ч, що застосований при литті у кокіль у модифікованому стані, після термічного оброблення за режимом Т5 властивості повинні бути не менш: Бв \geq 210 МПа, $\delta \geq$ 2 %, НВ \geq 60.

Рівень механічних властивостей сплаву АК7ч за кожним технологічним варіантом добре узгоджується зі структурою сплавів (див. рис. 5.3-5.5). Отримання у виливках інвертованої структури дозволило забезпечити необхідний рівень міцності та досягти значного підвищення пластичності (у 1,63 рази). Використання комплексної технології дозволить значно знизити виробничі витрати, що підтверджується попередніми розрахунками (додаток Г).

Термічна обробка за режимом Т5 була продиктована технологією виготовлення деталі «Тарілкоотримач». За отриманими результатами була рекомендована до впровадження технологія комплексної обробки сплаву, з використанням 35 мас. % ДКШ та обробкою 0,05 мас.% модифікувальним комплексом МК-1 (додаток Д).

Результати роботи були також використані в навчальному процесі Національного університету «Запорізька політехніка» під час виконання студентами лабораторних, практичних, дипломних і магістерських робіт, що підтверджується додатком Е. Результати досліджень опубліковані в роботах, перелік яких представлено у додатку Ж.

ВИСНОВКИ

На підставі аналізу технічної літератури та власних експериментальних даних показана можливість підвищення механічних і службових властивостей алюмінієвих сплавів, у тому числі і вторинних, за рахунок отримання інвертованої структури. Вирішено задачу з пошуку універсального та дешевого способу отримання виливків із алюмінієвих сплавів, в тому числі і вторинних, з високим рівнем властивостей.

Отримана регресійна модель, що описує вплив кількості ДКШ, вмісту заліза в сплаві та кількості модифікувального комплексу МК-1, при обробленні розплаву, на характеристики міцності, пластичності та твердості алюмінієвих сплавів. Перевірка даних аналітичної оптимізації у лабораторних умовах підтвердила отримання інвертованої структури у дослідних сплавах та високий рівень їх властивостей. Комплексна взаємодія ДКШ та МК-1 дозволила отримувати деталі з більш високими механічними властивостями внаслідок формування структури з рівномірним розподілом фаз та зміною морфології залізовмісних інтерметалідів.

Результати проведених досліджень дозволили зробити наступні висновки:

1. Заводська технологія обробки алюмінієвих сплавів забезпечує заданий відповідно до ДСТУ 2839-94 рівень механічних властивостей лише за умови використання первинних шихтових матеріалів, досить чистих за домішками. Використання за заводською технологією у якості модифікатора K_2ZrF_6 у кількості не менше ніж 1,0 мас. % забезпечує досить стабільне модифікування евтектичного кремнію і α -твердого розчину, але не впливає на зміну морфології та характеру розподілу залізовмісних інтерметалідних фаз. Високий вміст значної кількості великих за розмірами інтерметалідних фаз несприятливої морфології є основною причиною низького рівня властивостей сплавів, що отримані з низькосортної шихти з підвищеним вмістом домішок.

2. Модифікувальний комплекс МК-1 сильно впливає на морфологію кремнію і залізовмісних фаз, при цьому його кількість необхідно погоджувати з

концентрацією Fe в сплаві для отримання оптимальних структури і механічних властивостей. При обробці розплаву модифікувальним комплексом МК-1 можливе отримання якісних виливків з шихти, що складається із 100% вторинної сировини сплаву АК7ч з вмістом Fe до 0,60 мас. %.

3. Розроблено просту в реалізації та низьковартісну технологію з отримання дрібнокристалічної шихти АК7ч нагартувальним отвердінням для використання її у якості добавки при спадковому модифікуванні. Мікроструктура ДКШ характеризується розміром зерен α -твердого розчину алюмінію у середньому 10...15 мкм та розміром евтектичного кремнію 1...2 мкм.

4. Встановлено, що за допомогою комплексного застосування 0,1 мас. % модифікувального комплексу МК-1 та 35 мас. % дрібнокристалічної шихти можливо отримувати якісне литво навіть на сплавах, що мають концентрацію заліза до 1,84 мас. %, тобто значно вищу ніж допустима за ДСТУ 2839-94 для виливків, котрі відлито у кокіль. Раніше вплив спадковості оцінювався лише для первинних сплавів.

5. Застосування розробленої технології комплексного модифікування дозволить розширити номенклатуру деталей відповідального призначення для яких можуть бути застосовані вторинні сплави без втрати якості. Це дозволить скоротити витрати на придбання імпорتنих матеріалів на 37,0...39,5%, що, в свою чергу, знижує собівартість виготовлення виробів на 20...30%.

6. Комплексне модифікування вторинних силумінів продемонструвало не лише покращення механічних характеристик виливків, але й позитивний екологічний ефект. Зменшення витрат на сировину, а також зниження шкідливих викидів у процесі модифікування, сприяють зниженню загальної екологічної навантаженості виробництва та вирішують проблему утилізації відходів власного виробництва.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Мітяєв О.А. Науково-технологічні основи формування структури, фізико-механічних і службових властивостей вторинних силумінів : дис. ... д-ра техн. наук : 05.02.01. Запоріжжя, 2008. 285 с.
2. Лютова О.В. Підвищення технологічних та механічних властивостей до евтектичних вторинних силумінів : автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.02.01. Запоріжжя, 2012. 17 с.
3. Скуйбіда О.Л. Удосконалення процесів рафінування, модифікування та термічної обробки доевтектичних силумінів, виготовлених із вторинної сировини : дис. ... канд. техн. наук : 05.02.01. Запоріжжя, 2013. 190 с.
4. Широкобокова Н.В. Поверхнєве зміцнення вторинних силумінів методом лазерної обробки : дис. ... канд. техн. наук : 05.02.01. Запоріжжя, 2014. 158 с.
5. Глушкова Д.Б., Демченко С.В., Калініна Н.Е. Дослідження структуроутворення та показників міцності алюмінієвих сплавів у процесі модифікування дисперсними композиціями. *Вісник Харківського національного автомобільно-дорожнього університету*. Том 1. Вип. 103. 2023. С. 83–87.
6. Structural materials: manufacture, properties, conditions of use. / O. Ostash et al. Kharkiv: Tech-nology center ps, 2023. 176 p.
7. Пригунова А. Г., Белік В. І., Шеневідько Л. К., Кошелєв М. В. Дослідження фазових перетворень при кристалізації алюмінієвих сплавів методом гартувально-мікроструктурного аналізу. *Процеси лиття*. 2020. Т. 141, №3. С. 27–41.
8. Калініна Н.Є., Маруха В.І., Крилів В.І. Структура, властивості та використання конструкційних наноматеріалів. Львів : Простір–М, 2017. 304 с.
9. Куцова В.З., Котова Т.В., Аюпова Т.А. Наноматеріали та нанотехнології : навч. посібник. Дніпропетровськ : НМетАУ, 2013. 103 с.
10. Основи металургійного виробництва металів і сплавів : підручник. / Д.Ф. Чернега та ін. Київ : Вища школа, 2006. 503 с.
11. Encyclopedia of aluminium. / S. Michna et al. Prešov : Adin, 2005. 700 p.

12. Koutsoukis T., Makhlouf M. Alternatives to the Al–Si eutectic system in aluminum casting alloys. *International Journal of Metalcasting*. 2016. Vol. 10, № 3. P. 342–347.
13. Сігарьов Є.М., Сігарьов М.К., Стороженко С.А. Металургія кольорових металів та сплавів : навч. посібник. Кам'янка : ДДТУ, 2016. 203 с.
14. Гнатуш В.А. Світові тенденції ринку вторинної переробки відходів та брухту алюмінієвих сплавів. *Процеси лиття*. 2020. Т. 141, № 3. С. 56–69.
15. Пригунова А.Г., Тубольцев Л.Г., Нарівський А.В., Сокол Л.В. Алюмінієва промисловість України: від занепаду до потенційного зростання. *Метал та лиття України*. 2022. Вип. 30, № 3. С. 8–20.
16. Subodh K. Das. Designing aluminium alloys for a recycling friendly world. *Materials Science Forum*. 2006. Vol. (519–521). P. 1239–1244. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.519-521.1239.
17. Iizuka K., Shirota G., Arimura H., Oshita H. Today's melting and refining technology for aluminium and aluminium alloy slab making. 1996. Vol.46. P.34–37.
18. Milani V., Capuzzi S., Timelli G. Effects of NaCl, KCl and Na₃AlF₆ on the refining process of aluminium alloys. *La Metallurgia Italiana*. 2023. Vol.115, №4. P. 7–15.
19. Скуйбіда О.Л. Низькотоксичний флюс для обробки Al-Si сплавів, отриманих рециклінгом лому та відходів. *Вісник НТУ «ХП»*. *Нові рішення в сучасних технологіях*. 2015. №48. С. 29–34.
20. Рибак В.М., Чорнозем Д.С. Електрошлакове рафінування алюмінієвих сплавів. *Спеціальна металургія : вчора, сьогодні, завтра* : матеріали ІХ міжнародної науково-практичної конференції, м. Київ. 24 травня 2011 року. Київ : НТУУ «КП», 2011. С.25–28.
21. Головаченко В.П., Ісайчева Н.П., Вернидуб А.Г., Дука В.М., Цір Т.Г., Шеневідько Л.К. Екологічно чистий спосіб фінішного рафінування алюмінієвих сплавів. *Процеси лиття*. 2019. Т.139, №5 С. 11–16.
22. Kurz W., Fisher D., Rappaz M. Fundamentals of solidification. 5th ed. Trans Tech Publications, Switzerland, 2023. 353 p.

23. Fikssen V.M., Karpukhin Ye.O. Technologies of casting and preparation of aluminum alloys using magnetohydrodynamics tool. *Met. lit'e Ukr.* Vol. 32. 2024. №1.(336). C. 15–21.
24. Lunarska E., Chernyaeva O. Effect of precipitates on hydrogen transport and hydrogen embrittlement of aluminum alloys. *Material Science.* Vol. 40. 2004. P. 399–407.
25. Kumar R., Vettivel S.C., Kansal H. Effect of SiO₂ flux on the depth of penetration, microstructure, texture and mechanical behavior of AA6063 T6 aluminum alloy using activated TIG welding. *Bulletin of the Polish Academy of Sciences Technical Sciences.* Vol 69 (1). 2021. P. 1–8.
26. Ri E., Ri K., Ermakov M. Technology of obtaining REM-containing master alloy for silumins modification. *International Conference on Modern Trends in Manufacturing Technologies and Equipment : Mechanical Engineering and Materials Science.* 2019. Vol. 298 : 00057. P. 1–5.
27. Humberto L., Jose R., Denise C., Jorge A. Removal of Iron from Molten Recycled Aluminum through Intermediate Phase Filtration. *Materials Transactions.* 2006. Vol.47. № 7. P. 1731–1736.
28. Szymczak T., Szysmal J., Gumienny G. Evaluation of the effect of Cr, Mo, V and W on the selected properties of silumins. *Archives of Foundry Engineering.* 2018. № 18. P. 77–82.
29. Dercz G., Piątkowski J. Rietveld quantitative and structural analysis of the Al-W master alloy for silumina modification. *Solid State Phenomena.* 2010. Vol. 163. P. 161–164.
30. Kurtuldu G., Jarry P., Rappaz M. Influence of minor Cr-additions to the growth of columnar dendrites in Al-Zn alloys: influence of icosahedral short range order in the liquid. *Metallurgical and Materials Transactions A.* 2020. № 1. P. 1–10.
31. Shu S., Luca A., Dunand D., Seidman D. Effects of W micro-additions on precipitation kinetics and mechanical properties of an Al-Mn-Mo-Si-Zr-Sc-Er alloy. *Materials Science and Engineering: A.* 2021. Vol. 803 : 140550. P. 1–20.

32. Ferguson J.B., Schultz B., Mantas J., Shokouhi H. Effect of Cu, Zn, and Mg concentration on heat treating behavior of squeeze cast Al-(10 to 12)Zn-(3.0 to 3.4)Mg-(0.8 to 1)Cu. *Metals*. 2014. Vol. 4. P. 314–321.
33. Spittle J. A., Sadli S. The influence of zirconium and chromium on the grain refining efficiency of Al-Ti-B inoculants. *Cast Metals*. 1994. Vol. 7. № 4. P. 247–253.
34. Lipiński T. The influence of the proportions of titanium and boron in the Al and AlSi7-based master alloy on the microstructure and mechanical properties of hypoeutectic silumin, AlSi7Mg. *Applied Sciences*. 2023. Vol. 13 (23): 12590. P. 1–16.
35. Shlyaptseva A.D., Petrov I.A., Ryakhovsky A.P., Medvedeva E.V., Tcherdyntsev V.V. Complex structure modification and improvement of properties of aluminium casting alloys with various silicon content. *Metals*. 2021. Vol. 11. P. 1–12.
36. Ширінян А., Гусак А., Пасічний М. Термодинаміка та кінетика зародження проміжної фази в пересиченому сплаві з обмеженнями. *Металофізика та новітні технології*. 2001. № 23. С. 1091–1109.
37. Lipiński T. Effect of Al5TiB master alloy with P on microstructure and mechanical properties of AlSi7Mg Alloy. *Metals*. 2023. Vol. 13: 1560. P. 1–14.
38. Belov N.A., Naumova E., Akopyan T., Doroshenko V.V. Phase Diagram of the Al-Ca-Fe-Si System and Its Application for the Design of Aluminum Matrix Composites. *JOM*. 2018. Vol. 70. P. 2710–2715.
39. Mondolfo L.F., Barllok G.S. Structure of some aluminium-iron-magnese-silicon alloys. *International Journal of Materials Research*. 1975. Vol. 66. P. 605–611.
40. Koutsoukis T., Makhlof M. Rendering wrought aluminum alloys castable by means of minimum composition adjustments. *International Journal of Cast Metals Research*. 2017. Vol. 30. № 4. P. 1–13.
41. Kutsova V.Z. Regularities of the structure formation and phase transformation in Al-Si alloy. *Advanced Light Alloys and Composites*. Dordrecht, 1997. Vol. 59. P. 29–34.
42. Mondolfo, L.F. Aluminum Alloys: Structure and Properties. Butterworths and Co., Ltd., 1976. London, P. 806.

43. Liu B., Ma C., Li L., Yang C. Morphologies and compositions of α -Al₁₅Fe₃Si₂-type intermetallics in Al-Si-Fe-Mn-Cr alloys. *International Journal of Metalcasting*. 2022. № 2. P. 1156–1164.

44. Беліков С.Б., Волчок І.П., Мітяєв О.А., Плєскач В.М., Савченко В.О. Композиційні матеріали в авіабудуванні (огляд). *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2017. №2. С. 32–40.

45. Аюпова Т.А. Особливості структури, фазовий склад доєвтектичних силумінів з підвищеними механічними властивостями при комплексному впливі стронцію, скандію та фізичних способів оброблення розплаву : дис. ... канд. техн. наук : 05.16.01. Дніпропетровськ, 2009. 241 с.

46. Пригунов С.В. Структуроутворення та механічні властивості доєвтектичних залізовмісних силумінів, оброблених у рідкому стані однополярним імпульсним струмом : дис. ... канд. техн. наук : 05.16.01. Дніпропетровськ, 2014. 256 с.

47. Мітяєв О.А. Науково-технологічні основи формування структури, фізико-механічних і службових властивостей вторинних силумінів : автореф. дис. ... д-ра техн. наук : 05.02.01. Запоріжжя, 2008. 32 с.

48. Władysiak R. Effect of water mist on cooling process of casting die and microstructure of AlSi alloy. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2010. Vol. 55. №3. P. 939–946.

49. Władysiak R. Effect of multipoint sequential water mist cooling of casting die on microstructure and mechanical properties of AlSi11 alloy. *Archives of Foundry Engineering*. 2012. Vol.12. № 4. P. 145–150.

50. Władysiak R., Kozun A., Pacyniak T. The effect of water mist cooling of casting die on the solidification, microstructure and properties of AlSi20 alloy. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2017. Vol. 62 №1. P. 187–194.

51. Нурадінєв А.С., Школярєнко В.П., Чистяков О.В., Нурадінєв І.А., Зубєніна Н.Ф. Вплив швидкості охолодження при кристалізації на структуру сплавів В95 та Д16. *Металознавство та обробка металів*. 2023. Вип. 29. № 109. С. 36–43.

52. Laukhin D.V., Beketov O.V., Rott N.O., Tyuterev I.A., Ivantsov S.V., Laukhin V.D. The Analysis of Interrelation between Kinetics of Propagation of Plastic Deformation and Initiation of Ductile Fracture. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.* Vol.39, №10. – 2017. P.1335–1343.

53. Куцова В.З., Елагин А.С. Вплив модифікування сплаву АК7ч на параметри структури та механічні властивості. *IX міжнародна науково-практична конференція* : тези доповідей. м. Дніпропетровськ. 2009. С. 537.

54. Куцова В., Носко О., Купчинська А. Вплив фізичних способів обробки розплаву на мікромеханічні властивості b-Si твердого розчину та механічні властивості сплаву типу АК18. *Машинознавство.* 2011. №3–4. С. 20–22.

55. Спосіб визначення кількості атомів в кластері металевого розплаву (спосіб Скребцова О.М.) : пат. 23458 Україна: МПК⁵ G 01 N 9/24, G 01 N 33/20. № u20070083; заявл. 02.01.07; опубл. 25.05.07, Бюл. No7. 3 с.

56. Скребцов О.М., Макуров С.Л., Качиков А.С. Кластери металічного розплаву, їх геометрична фігура і руйнування при нагріві. *Вісник Приазовського державного технічного університету. Серія : Технічні науки.* 2016. Вип. 33. С. 15–21.

57. Пригунов С.В. Структуроутворення та механічні властивості доевтектичних залізовмісних силумінів, оброблених у рідкому стані однополярним імпульсним струмом : автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.16.01. Дніпропетровськ, 2014. 20 с.

58. Лоза К.Н. Вплив модифікування та термічної обробки на формування структури і властивостей вторинного поршневого сплаву АЛ25 : автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.02.01. Запоріжжя, 2012. 17 с.

59. Pezda J. Effect of T6 heat treatment on mechanical properties and microstructure of EN AB-42000 alloy modified with strontium. *Archives of Foundry Engineering.* 2011. Vol. 11. P. 169–174.

60. Скуйбіда О.Л., Волчок І.П. Удосконалення процесів термічної обробки вторинного силуміну АК8М3. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні.* 2015. № 2. С. 50–53.

61. Gutierrez V.B., González G., García A.C. Thermal analysis of grain refinement and modification of an A356 cast alloy. *Chemistry and Materials Research*. 2014. № 6. P. 52–62.
62. Куцова В.З., Аюпова Т.А. Міжатомна взаємодія і вибір елементів модифікаторів для сплаву АК7ч. *Теорія і практика металургії*. 2007. № 1. С. 55–59.
63. Li Y., Cheng H., Zeng J., Zheng Y. Influence of solution temperature and time on microstructure and properties of A357 alloy. *Advanced Materials Research*. 2011. Vol. 399–401. P. 2195–2198.
64. Alexopoulos N., Stylianos A. Impact mechanical behaviour of Al–7Si–Mg (A357) cast aluminum alloy. The effect of artificial aging. *Materials Science and Engineering A*. 2011. Vol. 528. P. 6303–6312.
65. Casari D., Ludwig T.H., Merlin M., Arnberg L. Impact behavior of A356 foundry alloys in the presence of trace elements Ni and V. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2015. Vol. 24. P. 894–908.
66. Wang Q.G. Microstructural effects on the tensile and fracture behavior of aluminum casting alloys A356/357. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2003. Vol. 34. P. 2887–2899.
67. Cziegler A., Pabel T., Habe D., Schumacher P. Evaluation of the effect of artificial re-gassing of aluminium melts after ultrasonic treatment. *International Journal of Cast Metals Research*. 2017. Vol. 30. P. 30–33.
68. Jaime R.F., Puga H., Prokic M., Soderhjelm C., Apelian D. Fundamentals of ultrasonic treatment of aluminum alloys. *International Journal of Metalcasting*. 2024. Vol. 18. P. 2783–2807.
69. Li R., Li X., Ma J., Zhang Y. Sub-grain formation in Al–Li–Mg–Zn–Cu lightweight entropic alloy by ultrasonic hammering. *Intermetallics*. 2020. Vol. 121: 106780. P. 1–7.
70. Wang G., Wang Q., Easton M.A., Dargusch M.S., Qian M., Eskin D.G., StJohn D.H. Role of ultrasonic treatment, inoculation and solute in the grain refinement of commercial purity aluminium. *Scientific Reports*. 2017. Vol. 7: 9729. P. 1–9.

71. Lee E., Mishra B. Effect of solidification cooling rate on mechanical properties and microstructure of Al-Si-Mn-Mg alloy. *Materials Transactions*. 2017. Vol. 58. P. 1624–1627.
72. Dwivedi D.K. Adhesive wear behaviour of cast aluminium–silicon alloys: Overview. *Materials and Design*. 2010. Vol. 31. P. 2517-2531.
73. Gomes I.V., Grilo J., Carneiro V.H., Puga H. Impact of the ultrasonic-assisted casting of an AlSi7Mg alloy on T6 heat treatment. *Metals*. 2023. Vol. 13. № 2 : 255. P. 1–13.
74. Fan Z., Shen Y., He Y. Microstructure of aluminium alloy welding under an external magnetic field. *Materials Science and Technology*. 2023. Vol. 39. P. 1199–1207.
75. Wei Y., Weiqing C., Senlin Z., Bing L., Jing L. Evolution of solidification structures and mechanical properties of high-Si Al alloys under permanent magnetic stirring. *Materials Characterization*. 2019. Vol. 157 : 109894.
76. Prodhan A. Degassing of aluminium alloys by electric current (plasma) treatment. *68th World Foundry Congress 2008 : materials of internat. conf. (Chennai, February 7–11, 2008)*. Curran Associates, 2008. P. 533–537.
77. Головаченко В.П., Шеневідько Л.К., Ісайчева Н.П., Дука В.М., Цір Т.Г., Вернидуб А.Г. Особливості роторної обробки алюмінієвих розплавів в ковші в процесах рео-тиксолиття. *Процеси лиття*. 2020. № 4. С. 3–12.
78. Спосіб лиття заготовок: пат. UA 94861C2. / В. П. Головаченко та ін. Опубл. 2011. Бюл. №9.
79. Головаченко В.П., Пригунова А.Г., Шеневідько Л.К., Ісайчева Н.П., Кошелєв М.В., Вернидуб А.Г. Особливості тиксоформінгу високоміцного алюмінієвого сплаву ВАЛ10 в умовах імпульсного пресування. *Процеси лиття*. 2022. №2. С. 36–39.
80. Mehta B., Frisk K., Nyborg L. Effect of precipitation kinetics on microstructure and properties of novel Al-Mn-Cr-Zr based alloys developed for powder bed fusion – laser beam process. *Journal of Alloys and Compounds*. 2022. Vol. 920: 165870. P. 1–12.

81. Oeser S., Preussner J., Rodler G., Pirch N. Laser metal deposition of a near-eutectic Al-Ni alloy. *Advanced Engineering Materials*. 2022. Vol. 24 : 2200696. P. 1–10.
82. НПАОП 27.4-1.44-15 Правила охорони праці під час виробництва алюмінію. Наказ Міністерства енергетики та вугільної промисловості України від 19.01.2015 № 19. [Чинний від 2015–03–03].
83. ДСТУ ISO 6892-1:2019. Металеві матеріали. Випробування на розтяг. Частина 1. Метод випробування за кімнатної температури (ISO 6892-1:2016, IDT). [Чинний від 2020–07–01]. Київ, 2020. 75 с.
84. ДСТУ EN ISO 6506-1:2019. Матеріали металеві. Випробування на твердість по Брінеллю. Частина 1. Метод випробування (EN ISO 6506-1:2014, IDT; ISO 6506-1:2014, IDT). [Чинний від 2019–11–01]. Київ: ДП «УкрНДНЦ», 2019. 25 с.
85. Нечаєв В.П., Берідзе Т.М., Кононенко В.В. Теорія планування експерименту : навч. посібник. Київ : Кондор, 2005. 232 с.
86. Любич О.Й., Будник А.Ф. Основи експериментальних робіт в матеріалознавстві : навч. посібник. Суми : СумДУ, 2007. 178 с.
87. Методологія наукових досліджень технологічних процесів. / П. Білей та ін. Львів : Видав. НУ “Львівська політехніка”, 2003. 352 с.
88. Аністратенко В.О., Федоров В.Г. Математичне планування експерименту в АПК. Київ : Вища школа, 1993. 375 с.
89. Vox G.E.P., Wilson K.B. On the experimental attainment of optimum conditions. *Journal of the Royal Statistical Society. Series B*. 1951. Vol. 13, № 1. P. 1–45.
90. Бахрушин В.Є. Методи аналізу даних : навчальний посібник для студентів. Запоріжжя : КПУ, 2011. 268 с.
91. Standard test procedure for aluminum alloy grain refiners: tp-1. the aluminum association inc. Washington, DC, 2012. 24 p.
92. Ямшинський М.М., Селівьорстов В.Ю., Лук’яненко І.В., Кивгило Б.В. Вплив модифікування високодисперсним карбідом кремнію на ливарні властивості

вторинного сплаву системи Al-Si. *Метал та лиття України*. 2022. Вип. 30, № 1. С. 77–83.

93. Шпортько Г.Ю. Закономірності структуроутворення евтектичного силуміну з підвищеним рівнем механічних властивостей після керованого переходу з рідкого стану в твердий: автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.16.01. Дніпропетровськ, 2007. 151 с.

94. Сігарьов Є.М. Позаагрегатна обробка розплавів: конспект лекцій. Кам'янське: ДДТУ, 2016. 42 с.

95. 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.

96. Chen X.G., Klinkenberg F.J., Engler S. Efficiency of Impeller Degassing and Regassing Phenomena in Aluminum Melts. *Transactions of The American Foundrymen's Society*. 1994. Vol. 102. P. 191–197.

97. Ostash O.P., Polyvoda S.L., Chepil R.V., Titov V.A., Gogaiev K.O., Kulik V.V., Voron M.M., Holovchuk M.Y. Influence of Rare-Earth Metals on the Structure and Properties of Cast and Deformed Alloys of the Al-Mg-Cr-Sc-Zr System. *Materials Science*. Vol.57. 2022. № 6. P. 846-857.

98. Ljutova O.V., Volchok I.P. Increase of foundry properties of secondary silumins. *Archives of foundry engineering*. 2008. Vol. 8. P. 89–91.

99. Доценко Ю.В., Селівьорстов В.Ю., Доценко Н.В., Дмитренко О.І., Тоцька А.І. Дослідження впливу сучасної комплексної технології на властивості виливків зі сплавів системи Al-Si. *Молодий вчений*. 2015. Вип.1, № 1. С. 13–15.

100. Hlushkova D.B., Kalinin A.V., Kalinina N.E., Volchuk V.M., Saenko V.A., Efimenko A.A. Study of nanomodification of nickel alloy GS3 with titanium carbide. *Problems of Atomic Science and Technology*. 2023. № 2. P. 126–129.

101. Модифікувальний комплекс для алюмінієвих сплавів : пат. 46094 Україна: МПК С22С1/00. № u200905914; заявл. 09.06.2009; опубл. 10.12.2009, Бюл. № 23. 4 с.

102. Волчок І.П., Скуйбіда О.Л., Лютова О.В., Широкобокова Н.В. Підвищення якості вторинних силумінів шляхом використання рафінувально-модифікувальної, термічної та лазерної обробок. *Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту імені академіка В. Лазаряна*. 2014. Вип. 5 (53). С. 101–108.

103. Kaverinsky V.V., Sukhenko Z.P., Bagluk G.A., Verbylo D.G. About Al–Si alloys structure features and ductility and strength increasing after deformation heat processing. *Металофізика та новітні технології*. 2022. Вип. 44. №6 С.769–784.

104. Belov N., Aksenov A., Eskin D. Iron in aluminium alloys: impurity and alloying element. London : CRC Press, 2002. 360 p.

105. 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. *Problems of Atomic Science and Technology*. 2023. №5. P. 26–29.

106. Волчок І.П., Мітяєв О.А., Верещага В.В. Підвищення фізико-механічних властивостей вторинних алюмінієвих сплавів. *Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів*: Зб. матеріалів X міжнар. науково-техн. конф., м. Запоріжжя, 20-22 вересня 2005 р. Запоріжжя: ЗНТУ, 2005. С. 128–130.

107. Троцан А.І., Каверинський В.В., Бродецький І.Л. Визначення оптимальних вихідних розміру і маси часток модифікатору методом скінчених різностей. *Металознавство та обробка металів*. 2011. № 2. С. 54–57.

108. ДСТУ ГОСТ 12.3.027:2005 Роботи ливарні. Вимоги безпеки (ГОСТ 12.3.027-2004, IDT). [На заміну ГОСТ 12.3.027-92; чинний від 2006–01–07]. Київ : Держспоживстандарт України, 2006. 42 с.

ДОДАТОК А



АКТ

випробування експериментальної технології приготування сплаву АЛ9 і застосування його для виготовлення фасонної деталі відповідального призначення P088701101 «Корпус»

Деталі P088701101 «Корпус» відносяться до деталей відповідального призначення до яких висуваються підвищені вимоги за рівнем механічних, експлуатаційних властивостей та герметичності. Закордонний досвід свідчить, що такі деталі виготовляють з коштовних, малотехнологічних і високотоксичних при виробництві берилієвих алюмінієвих сплавів, які потребують особливих умов плавлення. Такі сплави, на сьогодні, підприємствами України не випускаються, а імпортуються із закордону.

З метою підвищення механічних і корозійних властивостей та забезпечення високої герметичності сплаву АЛ9, який серійно застосовується в цеху № 1, разом зі спеціалістами Запорізького національного технічного університету відповідно до розпорядження Р.04.098.2013 УВТ стосовно підвищення механічних властивостей сплаву АЛ9 і виливання деталі P088701101 «Корпус» колективом співробітників АТ «Мотор Січ»: помічником голови ради директорів Лозою К.М., головним металургом Гнатенко О.В., начальником цеху №1 Лукіновим В.В. та Запорізького національного технічного університету під керівництвом завідувача кафедрою «Технологія металів» проф. Волчка І.П. і проф. Мітяєва О.А. була розроблена, відпрацьована і застосована експериментальна технологія плавки та доведення серійного сплаву АЛ9 за хімічним складом та температурними режимами із використанням модифікатора МК-1, котрий розроблено ЗНТУ.

Відповідно до неї при приготуванні сплаву АЛ9 згідно ТИ 549.25210.00028 для відливання деталі P088701101 «Корпус» оброблення сплаву проводили модифікатором МК-1. Модифікатор вводили до сплаву за допомогою пристосування «дзвоник» на дно тиглю при температурі сплаву в печі 730...740°C. Час оброблення визначався закінченням реакції в сплаві і в середньому становив 7...10 хвилин. Також проводили додаткове легування сплаву Mg-Zr і Ti – лігатурами, які вводили із розрахунку вмісту в сплаві титана – 0,1% і цирконію – 0,05%.

Відлиті деталі P088701101 «Корпус» і зразки для визначення механічних властивостей пройшли термооброблення за режимом Т6 («гартування+штучне старіння»). Отримано наступні результати (табл. 1):

Таблиця 1 – Механічні властивості експериментального сплаву АЛ9

Плавка №	Границя міцності, МПа	Відносне видовження, %	Твердість НВ	Примітка
67	302	1,6	90 НВ	Протокол № 601 від 29.04.2013
	302	2,8		
	302	3,3		
80	292	2,3	90 НВ	Протокол № 657 від 27.05.2013
	272	2,1		
	285	2,0		
86	301	2,2	104 НВ	Протокол № 673 від 29.05.2013
	303	2,0		
	315	2,0		
ГОСТ 1583-93	≥ 230	≥ 2,0	НВ ≥ 70	

Висновок. 1. Хімічний склад сплаву АЛ9, який було оброблено модифікатором ЗНТУ, відповідає вимогам ГОСТ 1583-93.

2. Отримані механічні властивості перевищують показники згідно ГОСТ 1583-93.

3. Деталі Р088701101 «Корпус» з експериментального сплаву мають фізико-механічні властивості такі, що перевищують вимоги ГОСТ 1583-93 і дуже добре оброблюються різанням.

4. Досягнутий рівень якості дозволяє при виготовленні деталі Р088701101 «Корпус» відмовитись від застосування коштовних, малотехнологічних і високотоксичних при виробництві берилієвих алюмінієвих сплавів, що потребують особливих умов плавлення та знизити собівартість деталі.

Рішення. Продовжити роботи по застосуванню розробленого модифікатора на деталях 0020101001-01 та 0020101002-01. Відкрити паспорт на проведення дослідних робіт.

Представники ЗНТУ:

Завідувач кафедри

«Технологія металів»

 І.П. Волчок

Професор кафедри

«Технологія металів»

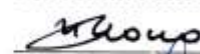
 О.А. Міт'яєв

Представники АТ «Мотор Січ»:

Помічник голови ради директорів

 К.М. Лоза

Головний конструктор УВТ

 Н.І. Москаленко

Головний металург

 О.В. Гнатенко

Начальник цеха № 1

 В.В. Лукінов

ДОДАТОК Б

«УТВЕРЖДАЮ»

Проректор ЗНТУ

по научной работе

проф. Ю.Н. Влужков

« 26 » 05 2015 г.



«УТВЕРЖДАЮ»

Начальник УГМет

АО «Мотор Сич»

В.В. Ключихин

« 02 » 06 2015 г.



ПЛАН

проведения в условиях ЗНТУ лабораторных экспериментальных плавов по договору № 2914 (УГМет) от 23.12.2013 г. «Повышение физико-механических свойств алюминиевых сплавов для фасонного литья деталей ответственного назначения»

В соответствие с дополнительным соглашением № 3 от 19.03.2015 г. По договору № 2914 (УГМет) для проведения лабораторных опытных плавов с целью отработки и оптимизации технологии повышения физико-механических свойств алюминиевых сплавов для литых деталей ответственного назначения АО «Мотор Сич» предоставило ЗНТУ алюминиевые сплавы и другие расходные материалы в количестве:

- сплав АК7ч (АЛ9) – 100 кг, в том числе 50 кг первичного и 50 кг возврата;
- сплав А-S7G03 (А356.2) производства «Alcoa» (Норвегия) – 100 кг, в том числе 50 кг первичного и 50 кг возврата;
- флюс для обработки сплавов (K_2ZrF_6) в количестве 5 кг;
- лигатуры Al-Si (25%), Al-Ni (25%), Al-Si-Cu (33-35%), Al-Si-Ti (3-5%), Al-Si-Mn (10%) по 5 кг каждой, общим количеством 25кг.

Целью проведения опытных работ является усовершенствование заводской технологии получения фасонных отливок ответственного назначения из алюминиевых сплавов АК7ч (АЛ9) и А-S7G03 (А356.2) производства «Alcoa» (Норвегия, аналог АЛ9) для обеспечения необходимого уровня механических свойств и снижения себестоимости продукции. Содержание экспериментальной работы изложено в таблице 1.

Таблица 1 – Характеристика опытных плавов

№ п/п	Сплав	Состав шихты	Обработка расплава при 720°С	Контроль после т.о Т6	Примечание
1	АЛ9+А356.2	50% перв. АЛ9 50% возв. А356.2	0,05 масс.% МК-1	σ _в ; δ; НВ; структура	ЗНТУ – проведение плавов УГМет АО «Мотор Сич» - расчет экономической эффективности
2			0,10 масс.% МК-1		
3			0,15 масс.% МК-1		

№ п/п	Сплав	Состав шихты	Обработка расплава при 720°C	Контроль после т.о Т6	Примечание
4	А356.2+ АЛ9	50% перв. А356.2 50% возв АЛ9	0,05 масс. % МК-1	σ_n ; δ ; НВ; структура	ЗНТУ – проведение плавки УГМет АО «Мотор Сич» - расчет экономической эффективности
5			0,10 масс. % МК-1		
6			0,15 масс. % МК-1		
7	АЛ9	100% возв. АЛ9	1,0 масс. % K_2ZrF_6	σ_n ; δ ; НВ; структура	ЗНТУ – проведение плавки УГМет АО «Мотор Сич» - расчет экономической эффективности
8			0,15 масс. % МК-1		
9	А356.2	100% возв. А356.2	1,0 масс. % K_2ZrF_6	σ_n ; δ ; НВ; структура	ЗНТУ – проведение плавки УГМет АО «Мотор Сич» - расчет экономической эффективности
10			0,10 масс. % МК-1		
11	АЛ9	100% перв. АЛ9	1,0 масс. % K_2ZrF_6	σ_n ; δ ; НВ; структура	Заводская технология; данные ц. 1 АО «Мотор Сич»
12	А356.2	100% перв. А356.2	1,0 масс. % K_2ZrF_6		


Примечание: 1. Химический состав металла опытных плавки корректируется предоставленными лигатурами.


2. Термообработка Т6: закалка с 535°C после выдержки 5 ч; охлаждение в воде t воды = 20°C; старение при 170°C в течение 8 ч.

Полученные в ходе экспериментальных работ результаты будут предоставлены специалистам цеха № 1 и УГМет АО «Мотор Сич» в виде технической информации и включены отдельным разделом в заключительный научно-технический отчет, предусмотренный календарным планом договора № 2914 (УГМет).

Данные расчетов экономической эффективности предоставляются соответствующими службами АО «Мотор Сич» Запорожскому национальному техническому университету.

От ЗНТУ:

Заведующий кафедрой
«Композиционные материалы
и технологии», докт. техн. наук,
проф.  И.П. Волчок

Профессор кафедры
«Композиционные материалы
и технологии», докт. техн. наук,
проф.  А.А. Митяев

От АО «Мотор Сич»:

Помощник Председателя
совета директоров

 К.Н. Лоза
Начальник цеха № 1

 В.В. Лукинов

ДОДАТОК В

Публічне акціонерне товариство «Мотор Січ»
Запорізький національний технічний університет

ЗАТВЕРДЖУЮ
Проректор з НР ЗНТУ
д.т.н., професор

В.В. Наумик
2017 р.



ЗАТВЕРДЖУЮ
Технічний директор
ПАТ «Мотор Січ», к.т.н.


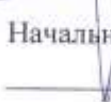
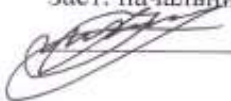
П.Д. Жеманюк
2017 р.




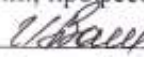


ТЕХНОЛОГІЧНА ІНСТУКЦІЯ

ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ ДРІБНОКРИСТАЛІЧНОЇ ШИХТИ
АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

ПОГОДЖЕНО

Начальник УГМет

В.В. Ключихін
Начальник цеху № 1

В.В. Лукінов
Заст. начальника цеху № 1

В.О. Букасов

РОЗРОБЛЕНО

В.о. завідувача кафедри "Композиційні та
порошкові матеріали і технології" ЗНТУ
д.т.н., професор

О.А. Мітяєв
Професор кафедри "Композиційні та
порошкові матеріали і технології" ЗНТУ
д.т.н., професор

І.П. Волчок
Помічник Голови ради директорів
ПАТ «Мотор Січ», к.т.н.

К.М. Лоза
Аспірант кафедри "Композиційні та
порошкові матеріали і технології" ЗНТУ

Р.О. Фролов

ДОДАТОК Г

ЗАТВЕРДЖУЮ:

Заступник директора підприємства з
наукової роботи, начальник
експериментально-випробувального
комплексу ДП «Івченко-Прогрес» к.т.н.
Юрій ТОРБА



РОЗРАХУНОК

очікуваної економічної ефективності від впровадження результатів дисертаційної роботи «Підвищення механічних властивостей вторинних силумінів комплексною технологією модифікування».

Розрахунок економічної доцільності впровадження результатів дослідження ґрунтується на економії матеріальних і фінансових ресурсів при виробництві деталей і виробів із алюмінієвих сплавів, що отримані з дешевої, низькосортної шихти. Позитивний результат став можливим внаслідок впровадження технології, котра розроблена, описана та є невід'ємною частиною кандидатської дисертації Романа ФРОЛОВА.

Розроблена комплексна технологія модифікувального оброблення дозволила нейтралізувати шкідливий вплив заліза та інших домішок у вторинному сплаві АК7ч вітчизняного виробництва та забезпечити стабільні механічні властивості за ДСТУ 2839-94. Позитивні результати було отримано на вітчизняних вторинних сплавах з вмістом заліза до 1,84 мас. %, що більш ніж у 16,7 разів вище за найкращі сплави-аналоги закордонного виробництва.

Отримані результати дозволяють значно розширити області застосування вторинного сплаву АК7ч вітчизняного виробництва у промисловості та народному господарстві, а також дають змогу відмовитись або знизити валютні витрати на закупівлю сплавів за кордоном.

Відповідно інформації з відкритих джерел станом на вересень 2024 року ціна первинного силуміну А356.2 виробництва «Alcoa» складає 103350 грн/т, а вторинного сплаву АК7ч вітчизняного виробництва – 50000 грн/т.

При отриманні вторинних сплавів за розробленою технологією, з урахуванням витрат на всі проміжні технологічні операції, підвищення вартості кінцевого продукту становить 25...30 %. В той же час, вихідні характеристики вторинних сплавів за експериментальною технологією, значно розширюють номенклатуру деталей та виробів для виробництва яких вони можуть бути використані. Це підвищує попит на сплави саме з такими вихідними характеристиками.

Таким чином, грошова економія, при використанні вторинних сплавів, що отримано за експериментальною технологією замість первинних закордонних аналогів на 1 т сплаву складе:

$$103350 - 1,25 \dots 1,30 \cdot 50000 = 38350 \dots 40850 \text{ грн/т.}$$

Висновок. Очікувана економічна ефективність при впровадженні вторинних алюмінієвих сплавів вітчизняного виробництва, що отримані за експериментальною технологією, дозволить знизити витрати на придбання матеріалів на 37,0...39,5 % та повністю відмовитись від імпортних валютних закупівель сплавів закордонного виробництва, за умови забезпечення механічних властивостей виливків за ДСТУ 2839-94.

Розрахунок призначено для спеціалізованих вчених рад з захисту дисертацій на здобуття наукового ступеня доктора (кандидата) технічних наук та не є основою для висування фінансових вимог.

Провідний інженер



Олена ШАПОВАЛОВА

ДОДАТОК Д

ЗАТВЕРДЖУЮ
 Проректор з НР та МД
 НУ "Запорізька політехніка"
 В.В. Наумик
 « 10 » _____ 2020 р.



ЗАТВЕРДЖУЮ
 Технічний директор
 АТ "Мотор Січ"
 П.Д. Жеманюк
 « 10 » _____ 2020 р.



АКТ

впровадження технології виготовлення алюмінієвих сплавів з інвертованою структурою для деталей відповідального призначення

« 10 » 03 2020 р.

м. Запоріжжя

Даний акт складено комісією у складі:

голова комісії: головний металург АТ "Мотор Січ" Клочихін В.В.;

члени комісії: начальник ливарного цеху №1 АТ "Мотор Січ" Лукінов В.В.; завідувач кафедри «Композиційні матеріали, хімія та технології» НУ "Запорізька політехніка", д.т.н., проф. Міт'яєв О.А.

Комісія констатує, що в результаті сумісних науково-дослідних робіт АТ "Мотор Січ" і НУ "Запорізька політехніка" за темами: №2914(УГМет) «Підвищення фізико-механічних властивостей алюмінієвих сплавів для фасонного лиття деталей відповідального призначення» та №2917(УГМет) «Розробка та промислова апробація технології виробництва алюмінієвих сплавів з інвертованою структурою для фасонного лиття деталей відповідального призначення», досягнуто підвищення механічних і технологічних властивостей сплавів АК7ч(АЛ9) та АК5М(АЛ5) з

використанням вторинної шихти. У основі нової технології отримання якісних сплавів лежать розробки та матеріали дисертаційного дослідження аспіранта НУ "Запорізька політехніка" Фролова Р.О., який прийняв активну участь у експериментальних дослідженнях та в розробці технологічної інструкції «Технологія отримання дрібнокристалічної шихти алюмінієвих сплавів» від 07.04.2017р.

Промислова апробація плавок за новою технологією засвідчила можливість отримання заданих структури, механічних і технологічних властивостей литих алюмінієвих сплавів при збільшенні в складі шихти кількості вторинних матеріалів.

Попередні розрахунки показують, що при використанні даної технології собівартість продукції з алюмінієвих сплавів буде зменшена на 20...30%.

Акт виданий у зв'язку з захистом кандидатської дисертації та не може бути поводом для фінансових претензій.

Голова комісії:

головний металург АТ "Мотор Січ"


Ключихін В.В.

Члени комісії:

начальник ливарного цеху №1 АТ "Мотор Січ"


Лукінов В.В.

завідуючий кафедри КМХТ, д.т.н., проф.


Міт'яєв О.А.

ДОДАТОК Е



ДОВІДКА

**Про використання результатів дисертаційної роботи Романа ФРОЛОВА
у освітньому процесі**

Результати дисертаційної роботи Романа ФРОЛОВА на тему «Підвищення механічних властивостей вторинних силумінів комплексною технологією модифікування», що базуються на сучасних теоріях модифікування рідких алюмінієвих розплавів, використано в освітньому процесі на кафедрах «Композиційні матеріали, хімія та технології» і «Деталі машин і підйомно-транспортні механізми» Національного університету «Запорізька політехніка» при читанні лекцій з дисциплін: «Технологія конструкційних матеріалів», «Технологія виробництва та обробки матеріалів», «Кольорові метали та сплави», «Деталі машин», а також під час виконання студентами лабораторних, практичних, бакалаврських і магістерських робіт.

Теоретична цінність результатів та наукових напрацювань Романа ФРОЛОВА полягає у розширенні знань про процеси структуроутворення вторинних алюмінієвих сплавів, що оброблені за комплексною технологією та підвищенні їх властивостей з використанням механізму спадковості.

Завідувач кафедри  Олександр МІТЯЄВ
«Композиційні матеріали,
хімія та технології», д.т.н. професор

В.о. завідувача кафедри
«Деталі машин і ПТМ»,
к.т.н., доцент

 Леонід МАРТОВИЦЬКИЙ

ДОДАТОК Ж
ПЕРЕЛІК ОПУБЛІКОВАНИХ РОБІТ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Статті у фахових наукових виданнях

1. Frolov R.O., Mityayev O.A., Petrashov O.S., Glotka O.A. Modification of the return silumin AK7ch with a fine crystalline charge. *Journal of Science*. Lyon. 2024. №54. P. 35–40. DOI: 10.5281/zenodo.11550476.

2. Мітяєв О.А., Волчок І.П., Фролов Р.О., Повзло В.М., Петрашов О.С. Підвищення властивостей вторинного силуміну АК12М2МгН наномодифікуванням. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2022. № 2. С. 88–92. DOI: 10.15588/1607-6885-2022-2-14.

3. Волчок І.П., Мітяєв О.А., Фролов Р.О., Круліковська О.О., Ванярха Т.В. Підвищення якості вторинних силумінів в умовах сучасного виробництва. *Вісник Харківського національного автомобільно-дорожнього університету*. Харків. 2020. Вип. 91. С. 105–110. DOI: 10.30977/BUL.2219-5548.2020.91.0.105.

4. Фролов Р.О., Волчок І.П., Мітяєв О.А., Лукінов В.В. Формування структури та властивостей литих деталей зі сплаву АК7ч з використанням комплексної обробки. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2019. № 2 (85). С. 62–66. DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.230419.61.295.

5. Волчок І.П., Мітяєв О.А., Фролов Р.О., Сахно О.С. Енергоєфективна технологія отримання алюмінієвих сплавів. *Теплотехніка, енергетика та екологія в металургії: колективна монографія*. У двох книгах. – Книга друга / Під загальною редакцією д.т.н., проф. Ю.С. Пройдака. – Дніпро: Нова ідеологія, 2017. [рос.]. С. 272–275.

6. Фролов Р.О., Мітяєв О.А., Волчок І.П., Петрашов О.С. Спадкове модифікування вторинних алюмінієвих сплавів. *Будівництво, матеріалознавство, машинобудування. Стародубівські читання*. 2017. Вип. 95. [рос.]. С. 142–148.

7. Мітяєв О.А., Волчок І.П., Фролов Р.О., Лоза К.Н., Гнатенко О.В., Лукінов В.В. Комплексне модифікування вторинних силумінів. *Наука та прогрес*

транспорту. Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту імені академіка В. Лазаряна. 2014. № 6 (54). [рос.]. С. 87–96. DOI: 10.15802/stp2014/33180.

Інші публікації, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації

8. Фролов Р.О., Волчок І.П. Підвищення механічних властивостей вторинного силуміну АК8МЗ. *Людина і космос : збірник тез доп. XVII міжнар. молодіжної наук.-практ. конф., м. Дніпропетровськ, 8–10 квітня 2015 р. Дніпропетровськ, 2015. С. 299.*

9. Волчок І.П., Мітяєв О.А., Фролов Р.О., Лоза К.Н., Клочихін В.В., Лукінов В.В. Підвищення механічних властивостей вторинних сплавів АК7ч та А356.2. *Будівництво, матеріалознавство, машинобудування. Стародубівські читання. 2016. Вип. 90. [рос.]. С. 64–70.*

10. Фролов Р.О., Сахно О.С., Риждова О.В. Підвищення механічних властивостей вторинного алюмінію спадковим модифікуванням. *X Міжнар. молод. наук.-техн. читання ім. О.Ф. Можайського. (Запоріжжя-Приморськ, 15–17 травня 2017 г.). Запоріжжя: АТ «МОТОР СІЧ», 2017. [рос.]. С. 207–208.*

11. Фролов Р.О., Мітяєв О.А., Сахно О.С. Вплив складу шихти на структуру та властивості доевтектичного сплаву АК7. *Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту : матеріали 77 міжнар. наук.-практ. конф. (Дніпро, 11–12 травня 2017 р.). Дніпро: ДНУЗТ, 2017. С. 310–311.*