

**НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ
«КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ
імені ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»**

**Навчально–науковий інститут матеріалознавства
та зварювання ім. Є.О. Патона**

Кафедра фізичного матеріалознавства та термічної обробки

До захисту допущено:

Завідувач кафедри

_____ Мирослав КАРПЕЦЬ

«___» _____ 2026 р.

**Дипломна робота
на здобуття ступеня бакалавра
за освітньо–професійною програмою «Інжиніринг та комп’ютерне
моделювання в матеріалознавстві»
спеціальності 132 «Матеріалознавство»
на тему: «Вплив твердорозчинних зміцнювачів на структурно-фазові
характеристики сплавів системи Al-Ni-La»**

Виконав:

здобувач ВО IV курсу, групи ФМ–21

Сологуб Андрій Олександрович

Керівник:

доцент, д.т.н, ст. досл., Ворон Михайло Михайлович

Консультант з розділу охорони праці:

зав. каф., д.т.н., професор Левченко О. Г.

Консультант з економічно–організаційного розділу

доцент, к.е.н., доцент Нараєвський С. В.

Консультант з питань нормконтролю:

ст. викладач Шаповалова Н.А.

Рецензент:

д.т.н., проф.,

зав. каф. ливарного виробництва Ямшинський М.М.

Засвідчую, що у цій дипломній роботі немає
запозичень з праць інших авторів без
відповідних посилань.

Здобувач ВО _____

Київ – 2026 року

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»
Навчально–науковий інститут матеріалознавства
та зварювання ім. Є.О. Патона
Кафедра фізичного матеріалознавства та термічної обробки

Рівень вищої освіти – перший (бакалаврський)

Спеціальність – 132 «Матеріалознавство»

Освітньо–професійна програма «Інжиніринг та комп’ютерне моделювання в матеріалознавстві»

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри

_____ Мирослав КАРПЕЦЬ

«__» _____ 2026 р.

ЗАВДАННЯ

на дипломну роботу здобувачу ВО

Сологубу Андрію Олександровичу

1. Тема роботи «Вплив твердорозчинних зміцнювачів на структурно–фазові характеристики сплавів системи Al-Ni-La», керівник роботи Ворон Михайло Михайлович, доцент, д.т.н., ст. досл., затверджені наказом по університету від «28» 05.2026 р. №1986-с
2. Термін подання здобувачем ВО роботи 12 червня 2026 р.
3. Вихідні дані до роботи: літературні джерела, шихтові матеріали, зразки сплавів
4. Зміст роботи: літературний огляд; матеріали та методика досліджень, результати та їх обговорення, економічна частина, охорона праці.
5. Перелік ілюстративного матеріалу (із зазначенням плакатів, презентацій тощо: 82 сторінок, 17 таблиця, 22 рисунків.
6. Консультанти розділів роботи*

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
Охорона праці	Левченко О.Г. зав. каф., професор		
Організаційно економічна частина	Нараєвський С.В. доцент		
Нормоконтроль	Шаповалова Н.А. ст.викладач		

7. Дата видачі завдання _____

Календарний план

№ з/п	Назва етапів виконання дипломної роботи	Термін виконання етапів роботи	Примітка
	Видача завдання	20.04.2026	Виконав
	Огляд літератури	20.05.2026	Виконав
	Освоєння методик дослідження	02.05.2026	Виконав
	Виконання експериментальних досліджень	12.05.2026	Виконав
	Отримання результатів, їх аналіз	18.05.2026	Виконав
	Оформлення дипломної роботи	04.06.2026	Виконав
	Попередній захист	04.06.2026	Виконав

Здобувач ВО

Андрій СОЛОГУБ

Керівник

Михайло ВОРОН

РЕФЕРАТ

Дипломна робота: 82 сторінок, 17 таблиць, 22 рисунків, 12 формул, 42 літературні джерела.

ЖАРОМІЦНІ СПЛАВИ, ІНТЕРМЕТАЛІДНІ ФАЗИ, ЛЕГУВАННЯ, ЛИВАРНІ СПЛАВИ, МІКРОСТРУКТУРА, МІКРОТВЕРДІСТЬ, СИСТЕМА Al-Ni-La, ФАЗОВИЙ СКЛАД.

Об'єкт досліджень: ливарні алюмінієві сплави системи Al-Ni-La, леговані твердорозчинними зміцнювачами алюмінію.

Мета роботи: вивчити вплив легування твердорозчинними зміцнювачами сплавів навколоевтектичного сплаву системи Al-Ni-La на його ливарні властивості, структурно-фазовий стан та мікротвердість.

Методи дослідження: оптична металографія, вимірювання мікротвердості методом Віккерса, аналіз ливарних властивостей сплавів та структурно-фазового стану експериментальних зразків.

Результати та новизна: встановлено вплив ступення легування твердорозчинними зміцнювачами на формування структури та рівень мікротвердості ливарних навколоевтектичних сплавів системи Al-Ni-La. Показано, що збільшення кількості легування елементів сприяє формуванню більш дисперсних складових евтектики та підвищенню її мікротвердості. Визначено, що евтектичні області мають значно вищу мікротвердість порівняно із зернами алюмінієвого твердого розчину. Теоретично обґрунтовано позитивний вплив марганцю на зміцнення та стабілізацію структури алюмінієвих сплавів завдяки його низькому коефіцієнту дифузії в алюмінії. Отримані результати підтверджують перспективність досліджуваних сплавів для використання в умовах підвищених температур та механічних навантажень.

Сфера застосування: авіаційна та космічна техніка, автомобілебудування, енергетика та машинобудування

ABSTRACT

Thesis: 82 pages, 17 tables, 22 figures, 12 formulas, 42 references.

Keywords: HEAT-RESISTANT ALLOYS, INTERMETALLIC PHASES, DOWING, CASTING ALLOYS, MICROSTRUCTURE, MICROHARDNESS, Al-Ni-La SYSTEM, PHASE COMPOSITION.

Research object: cast aluminum alloys of the Al-Ni-La system, alloyed with solid-solution aluminum hardeners.

Purpose of the work: to study the effect of alloying with solid-solution hardeners of alloys of the Al-Ni-La system on its casting properties, structural-phase state and microhardness.

Research methods: optical metallography, microhardness measurement by the Vickers method, analysis of the casting properties of alloys and the structural-phase state of experimental samples.

Results and novelty: the influence of the degree of alloying with solid-solution hardeners on the formation of the structure and the level of microhardness of cast near-eutectic alloys of the Al-Ni-La system was established. It was shown that an increase in the amount of alloying elements contributes to the formation of more dispersed components of the eutectic and an increase in its microhardness. It was determined that the eutectic regions have a significantly higher microhardness compared to the grains of the aluminum solid solution. The positive effect of manganese on the strengthening and stabilization of the structure of aluminum alloys due to its low diffusion coefficient in aluminum is theoretically substantiated. The results obtained confirm the prospects of the studied alloys for use in conditions of elevated temperatures and mechanical loads.

Scope of application: aviation and space technology, automotive industry, energy and mechanical engineering

ЗМІСТ

ВСТУП	7
1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД	8
1.1 Загальна характеристика алюмінієвих сплавів	8
1.2 Алюмінієві сплави системи Al-Ni-La	11
1.3 Фазовий склад та особливості структуроутворення сплавів системи Al-Ni-La	15
1.4 Вплив додаткового легування на структуру та механізми зміцнення сплавів системи Al-Ni-La	17
1.5 Висновки до розділу	19
2 МАТЕРІАЛИ, ОБЛАДНАННЯ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ	21
2.1 Характеристика шихтових матеріалів	21
2.2 Приготування експериментальних сплавів	23
2.3 Методика дослідження рідкоплинності	24
2.4 Методика рентгенофлуоресцентного хімічного аналізу	26
2.5 Методика оптичної металографії	27
2.6 Методика мікродюрOMETричного аналізу	28
2.7 Методика рентгенофазового аналізу	30
2.8 Висновки до розділу 2	31
3 АНАЛІЗ ОДЕРЖАНИХ РЕЗУЛЬТАТІВ	33
3.1 Оптична металографія експериментальних сплавів	33

3.2	Дослідження	мікротвердості	зразків
.....			36
3.3	Рентгенофазовий	аналіз	експериментальних сплавів
.....			40
3.4	Висновки	до	розділу 3
.....			47
4	ЕКОНОМІЧНА ЧАСТИНА		49
4.1	Актуальність	науково-технологічного	дослідження
.....			49
4.2	Визначення витрат на виконання роботи		49
4.2.1	Визначення заробітної плати		50
4.2.2	Визначення	єдиного	соціального внеску
.....			52
4.2.3	Витрати	на	матеріали
.....			53
4.2.4	Витрати на оснащення та спеціальні технічні засоби		
.....			54
4.2.5	Витрати на залучення сторонніх організацій		
.....			55
4.2.6	Інші прямі невраховані витрати		
.....			55
4.2.7	Накладні		витрати
.....			55
4.2.8	Кошторисна		вартість
.....			56
4.3	Розрахунок	економічної	ефективності
.....			57
4.4	Висновки до розділу 4		60
5	ОХОРОНА		ПРАЦІ
.....			61

5.1	Правові та організаційні основи охорони праці	61
5.2	Оцінка характеристик приміщення	62
5.3	Аналіз мікроклімату лабораторного приміщення	64
5.4	Аналіз освітленості приміщення	65
5.5	Аналіз впливу шуму та вібрації	66
5.6	Аналіз шкідливих та небезпечних виробничих факторів	67
5.7	Заходи безпеки під час виконання лабораторних робіт	68
5.8	Електробезпека	69
5.9	Пожежна безпека	70
5.10	Висновки до розділу 5	72
ВИСНОВКИ		73
CONCLUSIONS		76
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ		78

ВСТУП

Алюмінієві сплави належать до найважливіших конструкційних матеріалів сучасного машинобудування, авіаційної, автомобільної та енергетичної промисловості. Їх широке використання зумовлене поєднанням низької густини, достатньо високої питомої міцності, корозійної стійкості та доброї технологічності. Завдяки цим властивостям алюмінієві сплави є потенційними заміниками залізовуглецевих сплавів і дають змогу зменшувати масу виробів без значного погіршення їх експлуатаційних характеристик.

Разом із тим, більшість традиційних алюмінієвих сплавів має обмежену термічну стабільність механічних властивостей. При підвищених температурах у них активізуються дифузійні процеси, відбувається коагуляція зміцнювальних фаз і зниження механічних властивостей. Це обмежує їх застосування у вузлах, які працюють в умовах тривалого нагрівання, механічного навантаження та змінних термічних циклів.

Одним із перспективних напрямів підвищення жароміцності алюмінієвих сплавів є створення матеріалів на основі системи Al-Ni-La. Нікель і лантан сприяють формуванню термічно стабільних інтерметалідних фаз, які можуть перешкоджати руху дислокацій, стабілізувати структуру та підвищувати твердість сплаву. При цьому, даний тип сплавів має фазову діаграму стану евтектичного типу, що робить їх перспективними для ливарного виробництва. Додаткове легування сплавів системи Al-Ni-La такими елементами, як мідь, кремній, магній та марганець, може забезпечувати твердорозчинне зміцнення алюмінієвої матриці та позитивно впливати на характер структуроутворення.

Актуальність роботи полягає у необхідності дослідження впливу вказаних твердорозчинних зміцнювачів на структурно-фазові характеристики сплавів системи Al-Ni-La. Встановлення зв'язку між хімічним складом, мікроструктурою та рівнем мікротвердості дозволяє оцінити перспективність

таких матеріалів для роботи в умовах підвищених температур і механічних навантажень.

1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

1.1 Загальна характеристика алюмінієвих сплавів

Алюміній та сплави на його основі займають одне з провідних місць серед сучасних конструкційних матеріалів завдяки поєднанню низької густини, високої питомної міцності, доброї корозійної стійкості та високої технологічності одержання і обробки [1, 2]. Густина алюмінію становить близько $2,7 \text{ г/см}^3$, що майже у три рази менше густини сталі, тому використання алюмінієвих матеріалів дозволяє значно зменшувати масу конструкцій без суттєвого зниження їх механічних характеристик.

На рисунку 1.1 наведено приклади використання алюмінію та алюмінієвих сплавів у різних галузях промисловості.



Рисунок 1.1 – Приклади використання алюмінію в різних галузях [3–6]

Завдяки своїм властивостям алюмінієві сплави широко застосовують в авіаційній та космічній техніці, автомобілебудуванні, енергетиці та машинобудуванні.

Автомобільна галузь належить до основних сфер, де широко застосовуються алюмінієві сплави. Середня кількість алюмінію в одному автомобілі збільшилась з 35 кг у 1975 році до понад 160 кг у 2019 році. Очікується, що до 2030 року це показник може зрости до 220 – 260 кг [5]. Така тенденція насамперед пов'язана з необхідністю зменшення ваги транспортних засобів, що дає змогу скоротити викиди CO₂ та підвищити енергоефективність автомобілів. Використання алюмінію замість сталі в окремих конструкційних елементах дозволяє зменшити масу деталей приблизно на (40 – 60) %, що позитивно впливає на витрату пального та екологічні характеристики транспорту.

У сучасному автомобілебудуванні алюмінієві сплави застосовують для виготовлення таких деталей і вузлів [6, 7]:

- блоків циліндрів двигуна та інших елементів силового агрегату;
- деталей шасі й підвіски;
- кузовних елементів, зокрема дверей, капотів і крил;
- каркасів сидінь та окремих деталей інтер'єру;
- радіаторів і теплообмінників.

В авіакосмічній промисловості алюмінієві сплави й надалі залишаються одними з найважливіших конструкційних матеріалів навіть попри активне використання композитів. У типовому комерційному літаку на частку алюмінієвих сплавів може припадати приблизно (60 – 80) % загальної маси конструкції [8]. Водночас у сучасних широкофюзеляжних літаках частка композиційних матеріалів є досить значною: наприклад, у Boeing 787 вона становить близько 50 % маси, в Airbus A350 – 52 % а в A380 – приблизно 22 %. Проте в літаках меншого класу алюмінієві сплави все ще залишаються переважаючим матеріалом. Найчастіше в авіаційній галузі застосовують деформовані алюмінієві сплави 2xxx, 7xxx, а також сплави системи Al-Li [9–11].

В електроенергетичній сфері алюмінієві сплави широко застосовуються як основний матеріал для виробництва проводів високовольтних ліній електропередач. Їх використання пояснюється поєднанням достатньо високої електропровідності та малої маси, що дає змогу ефективно передавати електричну енергію та значні відстані [12].

Важливе значення алюмінієві сплави мають і в галузі відновлювальної енергетики. Зокрема, у конструкції сонячних фотоелектричних панелей алюміній застосовується для виготовлення рам і кріпильних систем. Крім того, окремі елементи конструкцій вітроенергетичних установок, зокрема лопатей вітрогенераторів, також можуть виготовлятися із застосуванням алюмінієвих сплавів.

Варто підкреслити, що за останні десять років сфера застосування алюмінієвих сплавів помітно зросла в електронній промисловості та виробництві побутової техніки. Зокрема, їх часто використовують для виготовлення корпусів смартфонів, планшетів, ноутбуків та інших сучасних електронних пристроїв. Такий вибір матеріалу зумовлений не лише поєднанням високої міцності й невеликої маси, а й доброю теплопровідністю алюмінієвих сплавів. Завдяки цьому вони ефективно відводять тепло від електронних компонентів, що є особливо важливим для стабільної роботи сучасної техніки.

Важливою перевагою алюмінію є його висока корозійна стійкість, яка забезпечується утворенням щільної оксидної плівки на поверхні металу. Така плівка перешкоджає подальшому окисненню матеріалу та забезпечує стабільність експлуатаційних властивостей навіть у вологих або агресивних середовищах [8].

Разом із цим чистий алюміній характеризується низькими механічними властивостями, тому для практичного використання застосовують його сплави, леговані різними елементами (Cu, Mg, Zn, Si, Mn та Ni). Залежно від хімічного складу та структури алюмінієві сплави можуть зміцнюватись термічною обробкою, пластичною деформацією або дисперсійним зміцненням [9]

Важливо зазначити, що роль алюмінієвих сплавів у різних галузях промисловості продовжує зростати завдяки створенню нових матеріалів із поліпшеними експлуатаційними властивостями. Удосконалення методів модифікування, легування та термічної обробки дає змогу отримувати сплави з особливими характеристиками, які можуть бути адаптовані до конкретних умов використання та спеціалізованих технічних завдань.

Можна зробити висновок, що алюмінієві сплави займають важливе місце серед сучасних конструкційних матеріалів. Це зумовлено їх вдалим поєднанням фізико–механічних характеристик, зручністю обробки та відносною екологічністю. Сфера їх використання охоплює майже всі основні напрями промисловості й продовжує розширюватися, про що свідчить стабільне збільшення обсягів виробництва та споживання алюмінієвих сплавів.

1.2 Алюмінієві сплави системи Al-Ni-La

Однією з основних проблем сучасних алюмінієвих сплавів є недостатня стабільність механічних властивостей при підвищених температурах. Більшість промислових алюмінієвих матеріалів суттєво втрачають міцність уже при температурах (150 – 200) °C через активацію дифузійних процесів, коагуляцію зміцнювальних фаз та рекристалізацію структури [10].

Для деталей, які працюють в умовах тривалого нагрівання, необхідно застосувати сплави з високою термічною стабільністю структурно–фазових складових. До таких деталей можна віднести елементи двигунів внутрішнього згорання, теплообмінники, корпусні частини енергетичного обладнання, вузли авіаційної та машинобудівної техніки. Саме тому розробка жароміцних алюмінієвих сплавів є актуальним напрямом сучасного матеріалознавства.

Підвищення жароміцності алюмінієвих сплавів можливе за рахунок введення легувальних елементів, які утворюють термічно стабільні зміцнюючі фази. Такі фази повинні мати високу температуру плавлення, достатню твердість і низьку швидкість дифузії в алюмінієвій матриці. Вони повинні

перешкоджати руху дислокацій, стримувати ріст зерен і стабілізувати структуру матеріалу при нагріванні [11].

Для забезпечення високої жароміцності необхідно створювати структури, які будуть стабільними при нагріванні та здатними ефективно перешкоджати руху дислокацій. Одним із найбільш ефективних підходів є введення перехідних металів, що характеризуються низькими коефіцієнтами дифузії в алюмінії і які можуть утворювати з ним стабільні інтерметаліди. До таких елементів належать Fe, Ni, Mn, Ti, Zr і деякі інші [12].

Нікель займає особливе місце серед легувальних елементів для жароміцних алюмінієвих сплавів. У системі Al-Ni формуються термостабільні інтерметалідні фази Al_3Ni , які мають високу температуру плавлення та твердість. Такі фази здатні ефективно стабілізувати структуру сплаву при підвищених температурах та забезпечувати збереження механічних властивостей [13]. На рисунку 1.2 наведено діаграму стану системи Al-Ni.

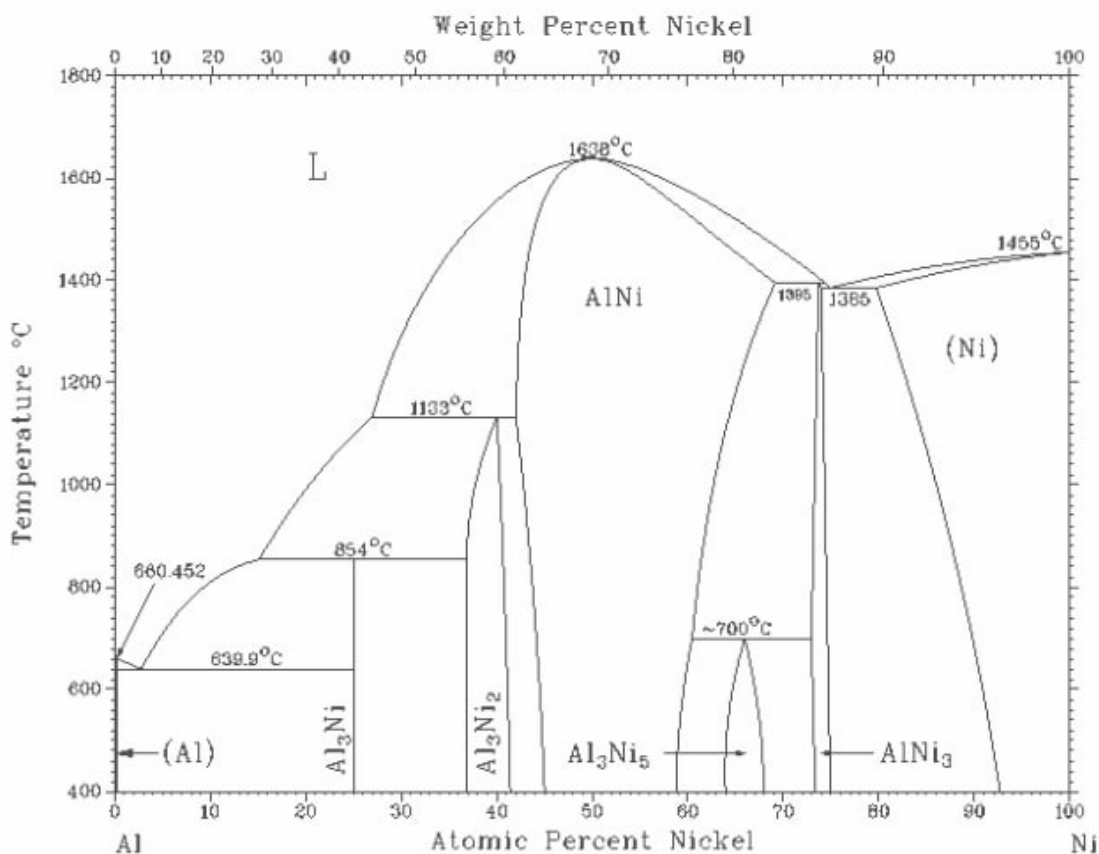


Рисунок 1.2 – Діаграма стану системи Al–Ni [13]

Як видно з рисунка 1.2, у системі Al–Ni можливе утворення інтерметалідних сполук, серед яких важливе значення має фаза Al_3Ni . Її наявність у структурі алюмінієвого сплаву сприяє підвищенню твердості та стабільності матеріалу при підвищених температурах. Крім того, у процесі кристалізації такі інтерметалідні складові входять до складу евтектики, що суттєво впливає на технологічні, механічні та експлуатаційні властивості сплавів. Рідкісноземельні елементи широко застосовуються для модифікування структури алюмінієвих сплавів. Їх введення дозволяє впливати на процеси кристалізації, розмір зерен, морфологію евтектичних складових і фазовий склад матеріалу. Особливе значення для жароміцних алюмінієвих сплавів має лантан, оскільки він здатний утворювати з алюмінієм термічно стабільні інтерметалідні сполуки [14, 15].

На відміну від елементів, які переважно розчиняються в алюмінієвій матриці, лантан має обмежену розчинність у твердому алюмінії. Через це під час тверднення сплаву він концентрується у залишковій рідкій фазі та бере участь у формуванні міждендритних евтектичних ділянок. Така особливість є важливою, оскільки саме міждендритні області часто визначають твердість, міцність і жароміцність ливарних сплавів.

У системі Al–La формуються термічно стабільні інтерметалідні сполуки, які характеризуються високою температурою плавлення та значною твердістю. Дані фази здатні позитивно впливати на жароміцність і термічну стабільність сплавів. Завдяки формуванню евтектичних структур із участю лантану підвищується дисперсність структурних складових та стабільність структури при підвищених температурах [16].

На рисунку 1.3 наведено діаграму стану системи Al–La і показано, що дана система характеризується утворенням евтектичних структур та інтерметалідних фаз у широкому діапазоні концентрацій. Формування евтектики

в системі забезпечує рівномірний розподіл фаз у структурі сплаву та сприяє підвищенню термічної стабільності матеріалу.

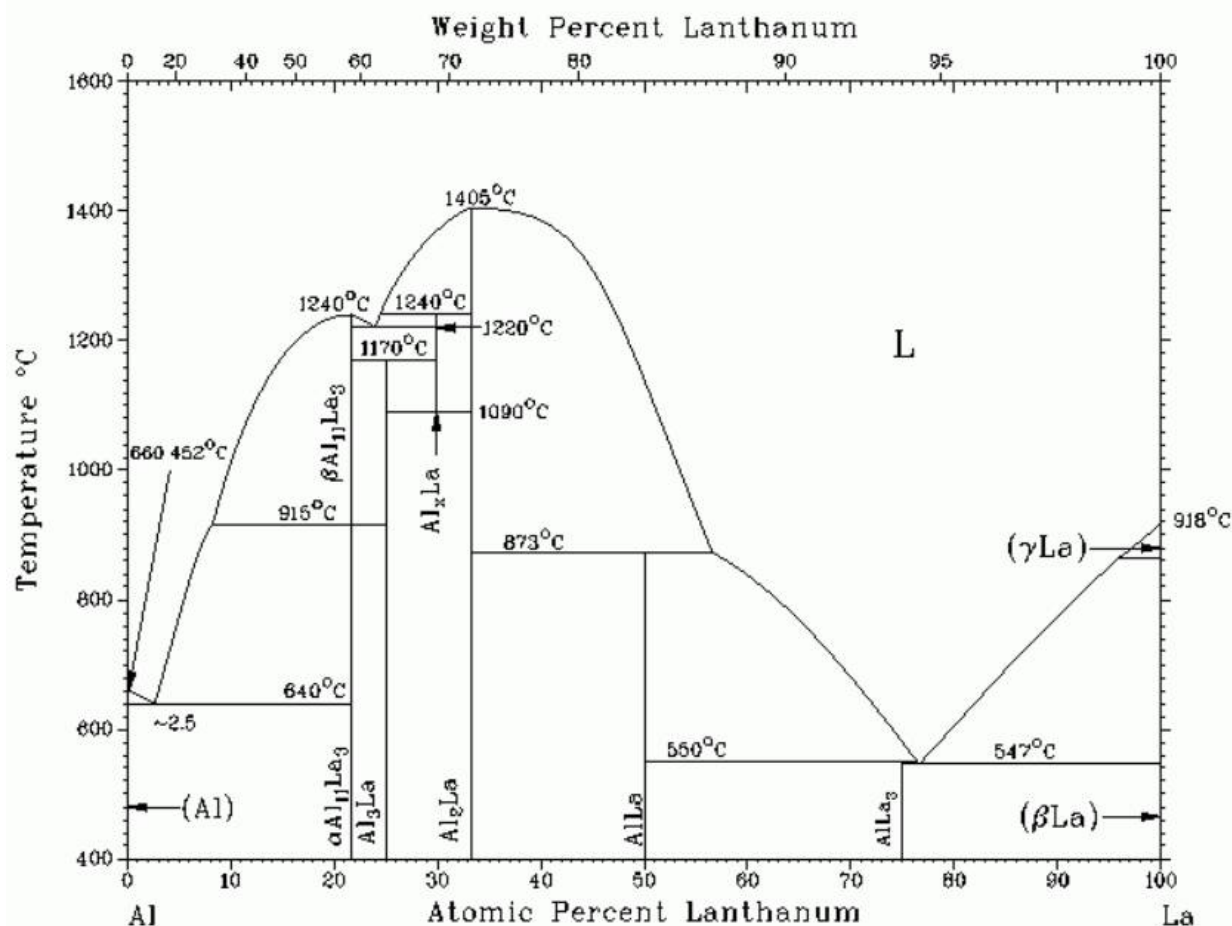


Рисунок 1.3 – Діаграма стану системи Al-La [16]

Формування більш дисперсної евтектики позитивно впливає на рівномірність розподілу фаз у сплаві. Це важливо, оскільки великі та нерівномірно розташовані інтерметалідні частинки можуть бути концентраторами напружень і знижувати пластичність матеріалу. Натомість дрібнодисперсна евтектична структура здатна забезпечувати кращий баланс між твердістю та експлуатаційною надійністю.

Крім впливу на фазовий склад, лантан може покращувати ливарні властивості алюмінієвих сплавів. Зокрема, його введення сприяє підвищенню рідкоплинності розплаву, зменшенню схильності до утворення гарячих тріщин і

покращенню якості литої структури. Це має важливе значення для виготовлення складних за формою деталей методом лиття.

У сплавах системи Al-Ni-La лантан працює разом із нікелем. Нікель сприяє утворенню інтерметалідної фази Al_3Ni , а лантан – фаз типу $\text{Al}_{11}\text{La}_3$. У результаті формується багатофазна структура, в якій алюмінієва матриця поєднується з твердими евтектичними та інтерметалідними складовими. Саме така структура може забезпечувати підвищення твердості та жароміцності матеріалу.

Отже, лантан є важливим легувальним елементом у жароміцних алюмінієвих сплавах. Його дія пов'язана не лише з модифікуванням структури, якщо говорити про сплави систем Al-Si, Al-Cu та ін., а й безпосередньою участю у формуванні фазового складу. Завдяки цьому сплави системи Al-Ni-La можуть мати підвищену термічну стабільність і кращі механічні властивості при підвищених температурах.

Обидва типи інтерметалідів, алюмінід нікелю та алюмінід лантану, мають тонку пластинчасту або волокнисту будову, що в поєднанні з нульовою легованістю алюмінієвої матриці забезпечує високу пластичність сплавів системи Al-Ni-La. Це є негативним явищем з точки зору високотемпературної міцності, тому даний тип сплавів потребує додаткового легування.

Таким чином, жароміцність сплавів системи Al-Ni-La формується завдяки поєднанню кількох факторів: наявності алюмінієвого твердого розчину, формуванню термостабільних інтерметалідів Al_3Ni та $\text{Al}_{11}\text{La}_3$, утворенню евтектичних областей. Така структура є перспективною для використання в умовах підвищених температур і механічних навантажень.

1.3 Фазовий склад та особливості структуроутворення сплавів системи Al-Ni-La

Однією з систем, що заслуговує інтенсивного дослідження для створення жароміцних алюмінієвих матеріалів, є система Al-Ni-La, яка реалізує ефекти

легування перехідними металами для підвищення міцності в широкому інтервалі температур і одночасного зниження пластичності, що добре з точки зору підвищення опору повзучості сплавів.

Нікель, як було розглянуто вище, у таких сплавах виконує роль зміцнюючого компонента, оскільки утворює з алюмінієм інтерметалідні сполуки з високою температурою плавлення та значною твердістю. Це реалізує зміцнення дисперсними частинками, подібно до принципів, на яких працюють металоматричні композити. Лантан також сприяє формуванню термічно стабільних фаз, впливає на процеси структуроутворення, що позитивно позначається на мікротвердості та експлуатаційних властивостях матеріалу [17].

Фазовий склад системи Al-Ni-La є комплексним і включає як твердий розчин на основі алюмінію, так і інтерметалідні фази в складі ектектики – Al_3Ni та $\text{Al}_{11}\text{La}_3$. Надмірна кількість інтерметалідних включень в більшості сплавів може негативно впливати на їх пластичність, особливо у випадку формування великих або нерівномірно розподілених частинок [17]. Впотрійних сплавах системи Al-Ni-La пластичність навпаки зберігається на високому рівні. На рисунку 1.4 наведено злам сплавів систем Al-Ni-La з евтектичними структурами та інтерметалідними фазами.

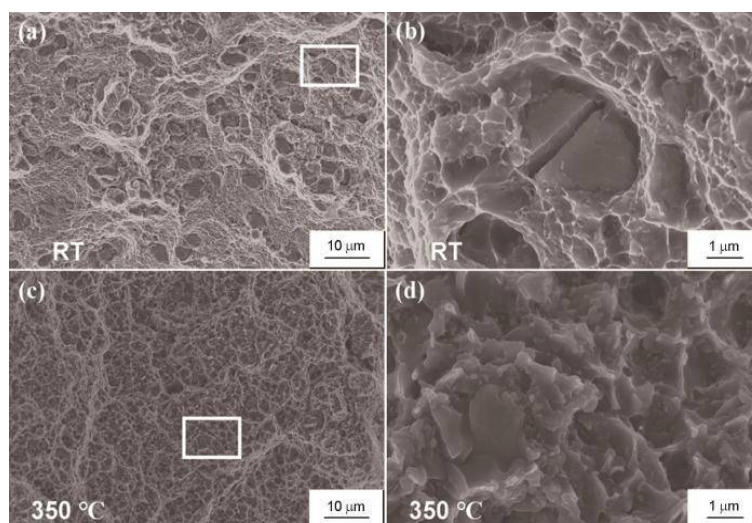


Рисунок 1.4 – Структура зламу сплаву системи Al-Ni-La з евтектичними структурами та інтерметалідами [17]

Формування мікроструктури таких сплавів відбувається в умовах нерівноважної кристалізації, що зумовлює значну залежність структури від швидкості охолодження. При швидкому охолодженні формується дрібнодисперсна структура з рівномірним розподілом фаз, яка характеризується підвищеною міцністю. У випадку повільного охолодження спостерігається укрупнення структурних складових, що призводить до зниження механічних характеристик. Морфологія евтектики може бути пластинчастою або волокнистою залежно від умов кристалізації, що також суттєво впливає на властивості матеріалу.

Морфологія евтектики може бути пластинчастою або волокнистою залежно від умов кристалізації та швидкості тепловідведення. Як показано на рисунку 1.4, евтектичні складові мають переважно пластинчасту форму, характерну для сплавів із підвищеним вмістом інтерметалідних фаз. Морфологія та дисперсність евтектики суттєво впливають на механічні властивості сплавів, зокрема на їх твердість, міцність та тріщиностійкість [18].

Реальна структура формується під впливом кінетичних факторів, зокрема швидкості дифузії та умов тепловідведення під час кристалізації. Лантан істотно знижує швидкість дифузійних процесів, що сприяє стабілізації структури та запобігає укрупненню зерен при високотемпературній експлуатації сплаву. Це є особливо важливим для забезпечення стабільності властивостей при тривалому нагріванні.

1.4 Вплив додаткового легування на структуру та механізми зміцнення сплавів системи Al-Ni-La

Для підвищення механічних та експлуатаційних властивостей жароміцних алюмінієвих сплавів системи Al-Ni-La можна застосовувати додаткове легування елементами, які здатні легувати твердий розчин на основі алюмінію. До таких елементів відносяться твердорозчинні зміцнювачі – Mg, Si,

Cu та Mn. Введення даних елементів дозволяє впливати на процеси структуроутворення, склад і морфологію евтектики, загальний фазовий склад та механізми зміцнення матеріалу.

Одним із найбільш ефективних механізмів підвищення міцності алюмінієвих сплавів є твердорозчинне зміцнення. Даний механізм реалізується за рахунок розчинення легувальних елементів у кристалічній ґратці алюмінію, що призводить до її локального спотворення та ускладнює рух дислокацій під час пластичної деформації.

Магній є одним із найбільш поширених легувальних елементів у алюмінієвих сплавах. Його введення сприяє підвищенню міцності за рахунок твердорозчинного зміцнення алюмінієвої матриці. Крім того, магній позитивно впливає на технологічні властивості сплавів та може брати участь у формуванні додаткових структурних складових і змінювати склад компонентів евтектики.

Мідь також забезпечує підвищення міцності алюмінієвих сплавів. У системах на основі алюмінію мідь сприяє зміцненню матриці та підвищенню твердості матеріалу за рахунок формування дисперсоїдів Al_2Cu . Проте вміст Cu може негативно впливати на корозійну стійкість сплавів, тому її концентрація зазвичай обмежується добавками. У сплавах на основі системи Al-Ni-La мідь може розчинятися в інтерметаліді Al_3Ni , змінюючи його розміри та морфологію, і це питання залишається малодослідженим.

Марганець у сплавах системи Al-Ni-La виконує роль найефективнішого твердорозчинного зміцнювача. Його присутність сприяє подрібненню структури та зменшенню схильності до формування грубих інтерметалідних включень. Крім того, марганець позитивно впливає на рівномірність розподілу фаз у литій структурі та підвищує термічну стабільність матеріалу.

Кремній є важливим елементом для покращення ливарних властивостей алюмінієвих сплавів. Введення Si підвищує рідкоплинність сплаву, покращує заповнення форми та зменшує ймовірність утворення ливарних дефектів. Також кремній може брати участь у формуванні евтектичних структур, що впливають на твердість та зносостійкість матеріалу.

Всі вказані елементи можуть сприяти утворенню нових, або модифікуванню існуючих інтерметалідів. Частинки інтерметалідів ефективно перешкоджають руху дислокацій у кристалічній ґратці матриці сплаву, що призводить до підвищення опору пластичній деформації. Такий механізм зміцнення є характерним для дисперсно-зміцнених матеріалів і забезпечує високу твердість та жароміцних сплавів

Формування структури системи Al-Ni-La значною мірою залежить від умов кристалізації та швидкості охолодження. При швидкому охолодженні утворюється дрібнодисперсна структура з більш рівномірним розподілом евтектичних та інтерметалідних фаз. Така структура характеризується підвищеною твердістю та більш високими механічними властивостями.

У випадку повільного охолодження відбувається укрупнення структурних складових та інтерметалідних включень, що може призводити до зниження пластичності та появи локальних концентраторів напружень. Саме тому контроль умов кристалізації є важливим фактором при отриманні жароміцних алюмінієвих сплавів.

Таким чином, механічні та експлуатаційні властивості сплавів системи Al-Ni-La визначаються комплексною взаємодією твердорозчинного зміцнення алюмінієвої матриці, утворенням термічно стабільних інтерметалідних фаз та особливостями евтектичної структури. Додаткове легування Mg, Si, Cu та Mn дозволяє цілеспрямовано змінювати структурно-фазовий склад досліджуваних сплавів та підвищувати їх жароміцність, твердість і технологічні властивості. При цьому, комплексне введення зазначеного ряду твердорозчинних зміцнювачів та їхній вплив на структурно-фазовий стан ливарних жароміцних сплавів системи Al-Ni-La досі не є дослідженим.

1.5 Висновки до розділу 1

У першому розділі розглянуто загальні властивості алюмінієвих сплавів, особливості їх застосування та основні принципи підвищення жароміцності.

Показано, що алюмінієві сплави широко використовуються в різних галузях завдяки поєднанню малої густини, достатньої міцності, корозійної стійкості та технологічності.

Встановлено, що традиційні алюмінієві сплави мають обмежену термічну стабільність. При підвищених температурах у них активізуються дифузійні процеси, відбувається коагуляція зміцнювальних фаз і зниження механічних властивостей. Тому для роботи в умовах нагрівання необхідно створювати сплави зі стабільною багатофазною структурою.

Розглянуто особливості системи Al-Ni-La. Показано, що нікель сприяє утворенню інтерметалідної фази Al_3Ni , а лантан бере участь у формуванні термостабільних фаз типу $Al_{11}La_3$. Ці інтерметаліди входять до складу евтектичних областей і забезпечують підвищення твердості та жароміцності сплавів відповідної системи.

Показано, що додаткове легування Mg, Si, Cu та Mn може впливати на алюмінієву матрицю, морфологію евтектики, фазовий склад і механізми зміцнення сплавів системи Al-Ni-La. Особливе значення має твердорозчинне зміцнення, яке виникає внаслідок розчинення легувальних елементів у кристалічній ґратці алюмінію та ускладнення руху дислокацій. При цьому, комплексне введення зазначеного ряду твердорозчинних зміцнювачів та їхній вплив на структурно-фазовий стан ливарних жароміцних сплавів системи Al-Ni-La досі не є дослідженим.

Таким чином, сплави системи Al-Ni-La, додатково легованні твердорозчинними зміцнювачами, є перспективними матеріалами для виготовлення деталей, що працюють в умовах підвищених температур і механічних навантажень, а їхнє дослідження є перспективним.

2 МАТЕРІАЛИ, ОБЛАДНАННЯ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

У ході виконання роботи було отримано експериментальні ливарні сплави на основі системи Al-Ni-La. Досліджувані сплави додатково легували елементами, які можуть впливати на структуроутворення, твердість та стабільність алюмінієвої матриці. Основну увагу було приділено впливу твердорозчинних зміцнювачів на формування мікроструктури, фазового складу, рідкоплинності і локальні механічні властивості матеріалу.

Для комплексної оцінки досліджуваних сплавів було використано декілька методів дослідження. Спочатку проводили виплавку експериментальних сплавів у лабораторних умовах, після чого оцінювали їх ливарні властивості. Далі визначали фактичний хімічний склад отриманих зразків методом рентгенофлуоресцентного аналізу, досліджували мікроструктуру методом оптичної металографії та вимірювали мікротвердість окремих структурних складових методом Віккерса.

2.1 Характеристика шихтових матеріалів

Для виплавки експериментальних сплавів використовували шихтові матеріали високої частоти. Основним компонентом сплавів був алюміній, який застосовували як матричний матеріал. Для введення нікелю використовували нікелеву фольгу, а лантан вводили за допомогою лігатури Al-40La. Додаткове легування проводили магнієм, кремнієм, міддю та марганцем, використовуючи лігатури.

Перед проведенням плавки виконували розрахунок маси кожного компонента відповідно до необхідного хімічного складу сплаву. Для введення нікелю використовували приблизно 50 г нікелевої фольги. Кількість лігатури

Al-40La складала близько 120 г на одну плавку. Основну частину шихти складав алюміній масою близько 800 г.

Розрахунок прикладу шихтового складу для отримання 700 г експериментального сплаву Al-4Ni-10,5La наведено у таблиці 2.1

Таблиця 2.1 – Шихтовий склад для отримання 700 г сплаву Al-Ni-La

Компонент	Форма введення	Масова частка в сплаві, %	Розрахункова маса, г	Прийнята маса, г
Al	Чистий метал	–	–	490
Ni	Чистий метал	4,0	28	30
La	У складі лігатури Al– 40La	10,5	74	74 (через 185 г лігатури)
Al-40La	Містить 40% La	–	185	180

Фактичний хімічний склад отриманих експериментальних сплавів визначали методом рентгенофлуорисцентного аналізу. Це було потрібно для перевірки відповідності отриманого складу розрахунковим значенням, а також для оцінки ступеня засвоєння легувальних елементів під час плавлення. Результати наведені в таблиці 2.2.

Таблиця 2.2 – Хімічний склад експериментальних сплавів

Сплав	Вміст елементів, мас.%, алюміній – основа					
	Ni	La	Mg	Si	Cu	Mn
C1	3,8	10,3	–	–	–	–
C2	3,7	11,1	1,3	1,1	0,5	0,47
C3	4,4	10,5	0,96	0,6	0,25	0,24
C4	4,2	10,7	–	–	–	0,4

Як видно із таблиці 2.2, усі експериментальні сплави містять нікель і лантан як основні легувальні елементи системи Al-Ni-La. Відмінність між

зразками полягає у вмісті додаткових елементів – Mg, Si, Cu та Mn. Найбільш легованим є сплав С2, у якому вміст магнію, кремнію, міді та марганцю є найбільшим серед досліджуваних зразків. Сплави С3 і С4 можна розглядати як варіанти з нижчим ступенем додаткового легування, що дає змогу порівняти вплив концентрації зміцнювальних елементів на структуру та мікротвердість сплавів. Характерною ознакою є пропорційне зниження вмісту твердорозчинних зміцнювачів, що має дозволити оцінити їх комплексний вплив на досліджувані параметри сплавів.

2.2 Приготування експериментальних сплавів

Виплавку експериментальних сплавів проводили у лабораторній печі опору тигельного типу. Піч являла собою компактну установку для плавлення алюмінієвих сплавів в умовах лабораторії та забезпечувала стабільне нагрівання шихти до необхідної температури і подальшого плавлення.

Для плавлення використовували алундовий тигель, який характеризується високою жаростійкістю, достатньою теплопровідністю та хімічною інертністю відносно алюмінієвих сплавів. Нагрівання печі здійснювалось електричними нагрівальними елементами. Температуру контролювали за допомогою термопар та електронного вимірювача температури.

Перед початком плавки в тигель завантажували алюміній. Після його повного розплавлення поступово вводили нікелеву фольгу та лігатуру, що містила лантан. Для сплавів, що містили додаткові легувальні елементи, у розплав також вводили магній, кремній, мідь та марганець в складі лігатур відповідно до розрахованого хімічного складу.

Плавлення проводили при температурі близько 850 °C. Така температура забезпечувала повне розчинення легувальних компонентів та отримання однорідного розплаву. Після розчинення всіх компонентів розплав перемішували титановою мішалкою для рівномірного розподілу елементів у об'ємі рідкого металу.

В процесі плавки на поверхні розплаву утворювалась оксидна плівка та шлакові включення, які видаляли перед зливанням. Після короткочасної витримки розплав заливали у попередньо підготовлену металеву форму. Зовнішній вигляд лабораторної печі під час проведення плавки наведено на рисунку 2.1.

Час виготовлення одного експериментального сплаву, включаючи підготовку шихти, плавлення, витримку та заливання, складав приблизно 1 годину. Отриманого об'єму розплаву вистачало також для визначення рідкоплинності сплавів.

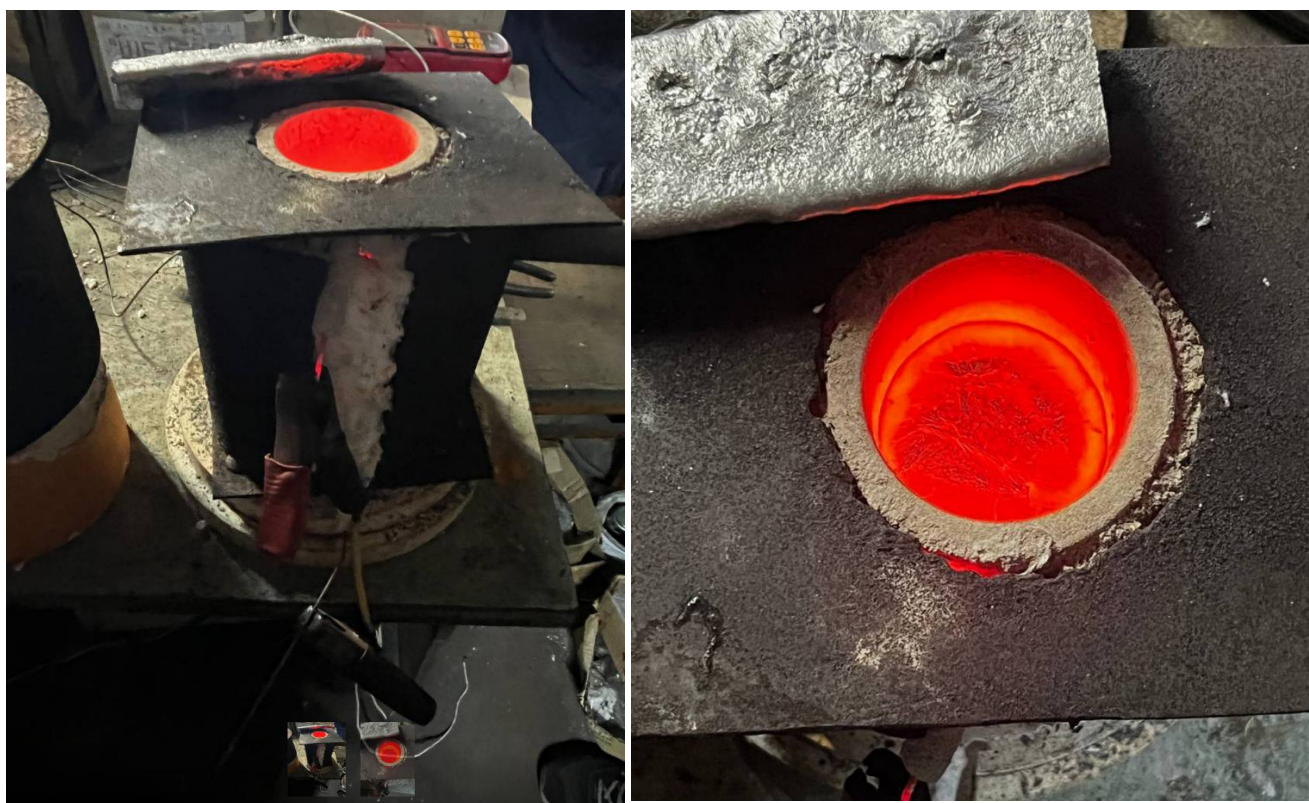


Рисунок 2.1 – Лабораторна піч під час виплавки експериментальних сплавів

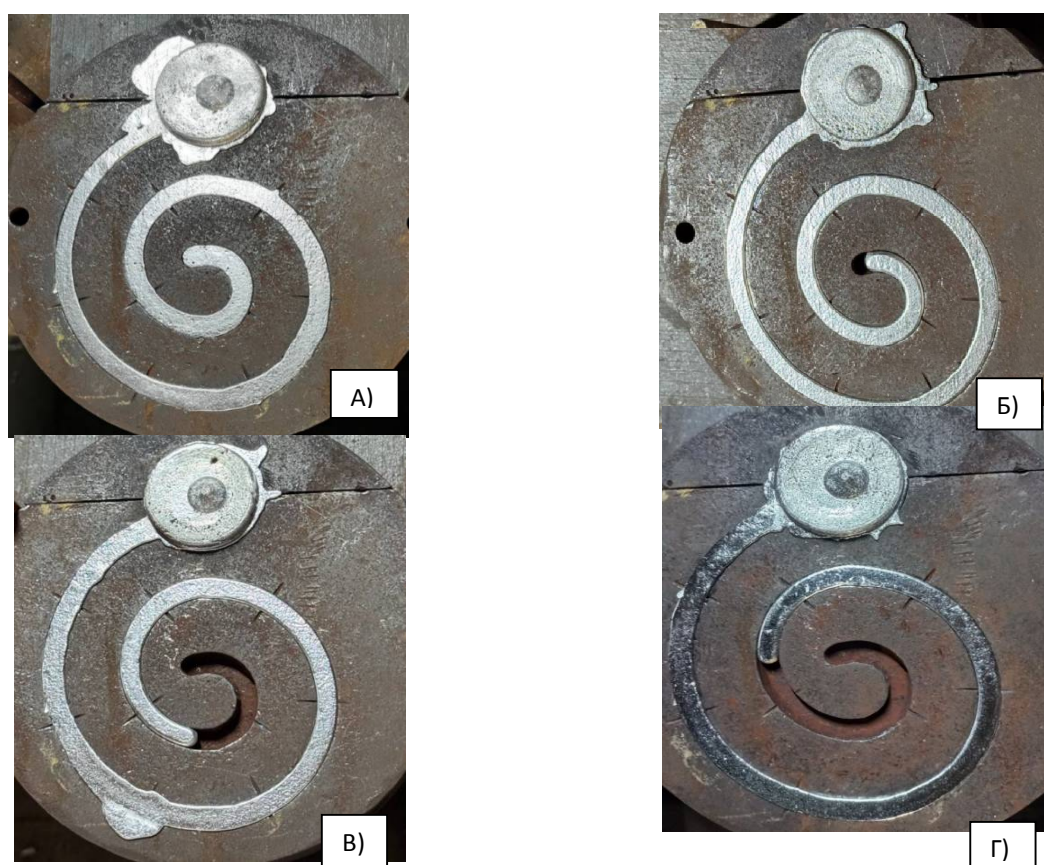
2.3 Методика дослідження рідкоплинності

Рідкоплинність є однією з найважливіших технологічних характеристик ливарних сплавів. Вона визначає здатність розплавленого металу заповнювати порожнину форми до завершення кристалізації. Для ливарних алюмінієвих

сплавів цей показник має особливе значення, оскільки від нього залежить можливість отримання деталей складної форми без дефектів недоливу.

Оцінку рідкоплинності проводили шляхом заливання розплаву у спеціальну форму спірального типу. Такий метод дозволяє порівняти здатність різних сплавів заповнювати канал форми за однакових умов заливання. Чим більша довжина заповненої частини спіралі, тим вищою є рідкоплинність сплаву. Зразки для оцінки рідкоплинності сплавів наведено на рисунку 2.2.

Після охолодження та вилучення зразків із форми проводили візуальний аналіз якості отриманих виливків. Оцінювали ступінь заповнення форми, наявність недоливів, поверхневих дефектів, неоднорідностей та інших ознак порушення процесу кристалізації. Особливу увагу приділяли порівнянню зразків із різним ступенем додаткового легування



А – зразок С1; Б – зразок С2; В – зразок С3; Г – зразок С4

Рисунок 2.2 – Експериментальні литі зразки сплавів всередині спіральної форми

Як видно з рисунка 2.2, досліджувані сплави отримані у вигляді спіральної форми, що дозволило оцінити їхню здатність до заповнення ливарної форми. Порівняння зразків C1–C4 дає змогу встановити, як вміст Ni, La, Mg, Si, Cu та Mn впливає на технологічні властивості розплаву. Особливо важливим є аналіз впливу міді та марганцю, оскільки ці елементи можуть змінювати не лише структуру, а й поведінку сплаву під час кристалізації. Очевидно, що зі зменшенням ступеню легованості експериментальних сплавів їх рідкоплинність падає. Це вказує на те, що додавання Mg, Si, Cu та Mn збільшують кількість евтектики у сплаві, що підвищує його рідкоплинність.

Дослідження рідкоплинності є необхідним етапом для оцінки придатності сплавів системи Al-Ni-La до ливарного виробництва. Сплав із недостатньою рідкоплинністю може погано заповнювати форму, що призводить до утворення дефектів. Натомість сплави з кращою рідкоплинністю є більш перспективними для виготовлення складних деталей.

2.4 Методика рентгенофлуорисцентного хімічного аналізу

Для визначення фактичного хімічного складу експериментальних сплавів застосовували метод рентгенофлуоресцентного аналізу. Цей метод базується на реєстрації характеристичного рентгенівського випромінювання, яке виникає при взаємодії первинного рентгенівського випромінювання з атомами елементів, що входять до складу зразка.

Перед проведенням аналізу поверхню зразків очищали від оксидної плівки, забруднень і продуктів окиснення. Це необхідно для підвищення точності вимірювання, оскільки поверхневі забруднення можуть впливати на результат аналізу. Після підготовки зразок розміщували у робочій камері аналізатора.

За допомогою рентгенофлуоресцентного аналізу визначали вміст основних легувальних елементів: Ni, La, Mg, Si, Cu та Mn. Отримані значення порівнювали з розрахунковим шихтовим складом. Це дозволяло оцінити

точність виплавки та ступінь засвоєння легувальних компонентів під час отримання сплаву.

2.5. Методика оптичної металографії

Дослідження мікроструктури експериментальних сплавів проводили методом оптичної металографії. Цей метод дозволяє вивчити форму, розміри та характер розподілу структурних складових у литому металі. Для проведення досліджень із отриманих виливків вирізали зразки для виготовлення металографічних шліфів. Підготовка шліфів включала кілька етапів: механічне шліфування, полірування та хімічне травлення.

Під час шліфування використовували абразивні матеріали з поступовим зменшенням зернистості, що дозволяло поступово вирівняти поверхню зразка. Після цього виконували полірування до дзеркального блиску на фетровій тканині з використанням оксиду хрому, оксиду алюмінію та алмазних паст.

Для виявлення мікроструктури поверхню зразків піддавали хімічному травленню в 1,5 % водному розчині плавикової кислоти. У результаті різні структурні складові проявлялися з різною інтенсивністю, що давало змогу розрізняти зерна алюмінієвого твердого розчину, евтектичні ділянки та інтерметалідні фази.

Металографічні дослідження проводили за допомогою оптичного мікроскопа при різних збільшеннях. У процесі аналізу оцінювали характер розподілу фаз, форму та розміри структурних складових, морфологію інтерметалідних включень, а також особливості кристалізації сплавів.

На рисунку 2.3 наведено металографічний тринокулярний мікроскоп iScore IS.1053–PLMi, який використовувався для дослідження мікроструктури.

Використання оптичної металографії дозволило порівняти структуру зразків C1–C4 і встановити вплив додаткового легування на дисперсність

складових евтектики, характер розподілу інтерметалідних фаз і морфологію алюмінієвої матриці.



Рисунок 2.3 – Металографічний тринокулярний мікроскоп
iScope IS.1053-PLMi

2.6 Методика мікродюретричного аналізу

Для визначення локальних механічних властивостей структурних складових застосовували метод мікродюретричного аналізу. Вимірювання проводили методом Віккерса шляхом вдавлення алмазного індентора у поверхню підготовленого металографічного шліфа під заданим навантаженням.

Вимірюванням мікротвердості є важливим для багатофазних сплавів оскільки дозволяє визначити мікротвердість не інтегрально на великі площі зразку, а окремих складових структур. У сплавах системи Al-Ni-La це має важливе значення, оскільки алюмінієва матриця та евтектичні області можуть суттєво відрізнятися за твердістю. Зокрема, інтерметалідні фази зазвичай мають значно вищу твердість порівняно із зернами алюмінієвого твердого розчину.

Перед вимірюванням поверхню зразків ретельно шліфували та полірували, щоб забезпечити точність відбитків індентора. Після нанесення відбитків вимірювали їхні діагоналі, а значення мікротвердості визначали за стандартною методикою Віккерса. Отримані результати використовували для порівняння твердості алюмінієвої матриці та евтектичних ділянок у різних сплавах.

На рисунку 2.4 наведено мікротвердомір, який застосовували для проведення вимірювань.



Рисунок 2.4 – Мікротвердомір MHV 1000

Під час аналізу оцінювали вплив легувальних елементів на рівень зміцнення алюмінієвої матриці та інтерметалідних складових. Порівняння зразків C1–C4 дозволило встановити, як зміна вмісту Mg, Si, Cu та Mn впливає на мікротвердість і розподіл твердих фаз у структурі сплаву.

2.7 Методика рентгенофазового аналізу

Для визначення фазового складу експериментальних ливарних сплавів було використано метод рентгенофазового аналізу. Цей метод дозволяє встановити наявність основних фазових складових матеріалу за положенням та інтенсивністю дифракційних максимумів на рентгенограмі.

Рентгенофазовий аналіз застосовували для виявлення твердого розчину на основі алюмінію, а також інтерметалідних фаз, які можуть утворюватися в процесі кристалізації сплавів. Особливу увагу приділяли фазам, що формуються за участю алюмінію, нікелю та лантану, оскільки саме вони можуть входити до складу евтектичних ділянок і впливати на мікротвердість та жароміцність матеріалу.

Зйомку рентгенограм проводили на дифрактометрі Ultima IV. Під час дослідження використовували безперервне сканування в заданому інтервалі кутів. Отримані експериментальні дані представляли у вигляді залежності інтенсивності дифрагованого випромінювання від кута 2θ .

Після проведення зйомки виконували обробку рентгенограм. На першому етапі визначали положення найбільш інтенсивних піків. Далі отримані значення кутів 2θ порівнювали з характерними дифракційними максимумами можливих фаз. За положенням піків і характером їх інтенсивності проводили попередню ідентифікацію фазового складу досліджуваних сплавів.

Основну увагу під час розшифровки рентгенограм приділяли пікам, які відповідають твердому розчину на основі алюмінію $\alpha\text{-Al}$, а також інтерметалідним фазам Al-Ni та Al-La . Наявність цих фаз є важливою для пояснення структурно-фазового стану сплавів і відмінностей у мікротвердості окремих структурних складових.

У разі складного легування можливе утворення додаткових фаз за участю Mg, Si, Cu та Mn. Проте їхні дифракційні максимуми можуть мати низьку інтенсивність або перекриватися з піками основних фаз. Тому під час аналізу

враховували можливість накладання піків і розглядали ідентифікацію таких фаз як попередню.

Отримані результати рентгенофазового аналізу використовували для уточнення фазового складу сплавів, пояснення особливостей формування евтектичних ділянок і встановлення зв'язку між структурно-фазовим станом та мікротвердістю матеріалу.

2.8 Висновки до розділу 2

У другому розділі наведено характеристику матеріалів, обладнання та методик, які були використані для дослідження експериментальних ливарних сплавів системи Al-Ni-La.

Описано процес приготування сплавів, методику визначення рідкоплинності, проведення хімічного аналізу, металографічного дослідження, мікродюрOMETричного аналізу та рентгенофазового аналізу.

Застосування комплексу методів дослідження дозволяє оцінити хімічний склад, особливості мікроструктури, фазовий склад і локальні механічні властивості досліджуваних матеріалів.

Металографічний аналіз дає змогу встановити характер литої структури та розподіл евтектичних ділянок. МікродюрOMETричний аналіз дозволяє визначити твердість окремих структурних складових, зокрема зерен алюмінієвого твердого розчину та евтектичних областей. Рентгенофазовий аналіз використовується для ідентифікації основних фаз, які формуються у сплавах після кристалізації.

Дослідження рідкоплинності показало, що зі зменшенням ступеню легованості експериментальних сплавів їх рідкоплинність падає. Це вказує на те, що додавання Mg, Si, Cu та Mn збільшують кількість евтектики у сплаві, що підвищує його рідкоплинність.

Таким чином, обрані методики забезпечують комплексне дослідження структурно-фазового стану та властивостей ливарних алюмінієвих сплавів і

створюють основу для подальшого аналізу отриманих результатів у третьому розділі.

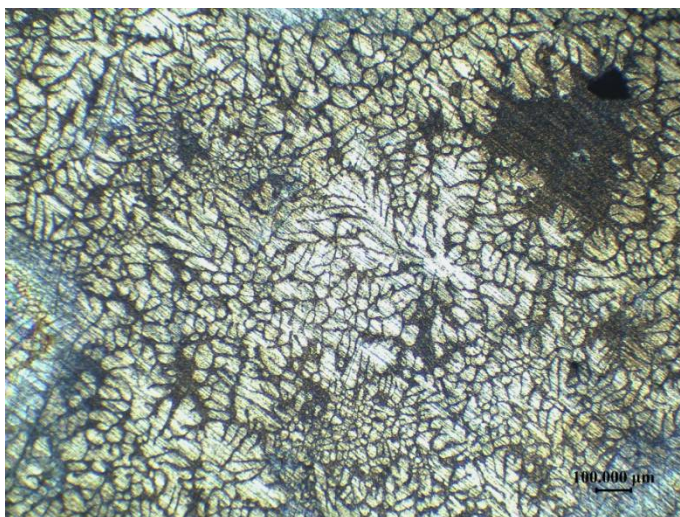
3 АНАЛІЗ ОДЕРЖАНИХ РЕЗУЛЬТАТІВ

Розділ містить результати дослідження мікротвердості поверхні експериментального зразка методом Віккерса, а також аналіз отриманих мікроструктур після проведення випробувань. Дослідження виконувались з метою оцінки локальних механічних властивостей матеріалу та встановлення взаємозв'язку між структурою і твердістю.

3.1 Оптична металографія експериментальних сплавів

Для аналізу структурного стану експериментальних сплавів системи Al-Ni-La було проведено оптичну металографію. Це метод дозволяє оцінити характер литої структури, форму та розміри зерен, розподіл евтектичних ділянок, а також наявність структурної неоднорідності після кристалізації.

Досліджувані сплави мають багатофазну литу структуру. Основу структури становить твердий розчин на основі алюмінію, а в міждендритних ділянках розташовуються евтектичні області, збагачені інтерметалідними фазами. На рисунку 3.1 зображена оптична мікроструктура сплаву C1, який не містив твердорозчинних зміцнювачів.

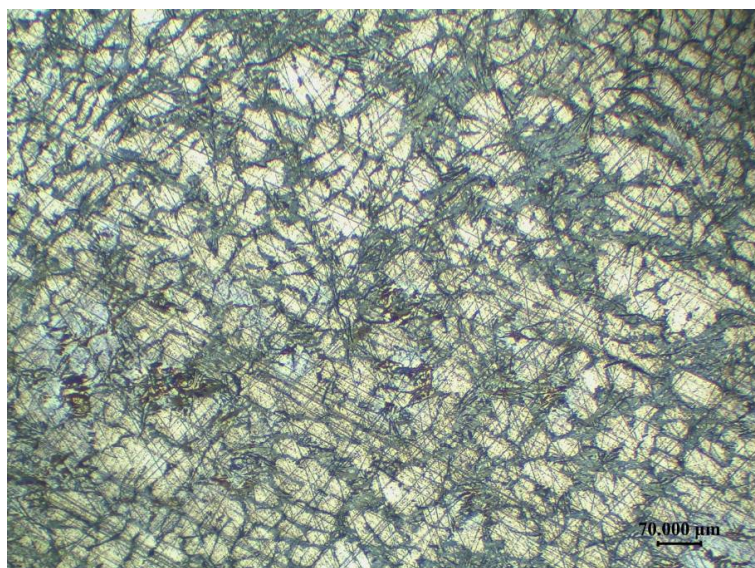


Al – основа, Ni – 3,8 % мас., La – 10,3 % мас.

Рисунок 3.1 – Оптична мікроструктура сплаву C1

У структурі сплаву C1 спостерігається дендритна будова алюмінієвої матриці. Між дендритними осями розташовуються евтектичні ділянки, які мають темніший контраст. Така будова свідчить про нерівномірний розподіл легувальних елементів під час кристалізації. Евтектичні області можуть містити інтерметалідні фази за участю Ni та La.

На рисунку 3.2 зображена оптична мікроструктура сплаву C2

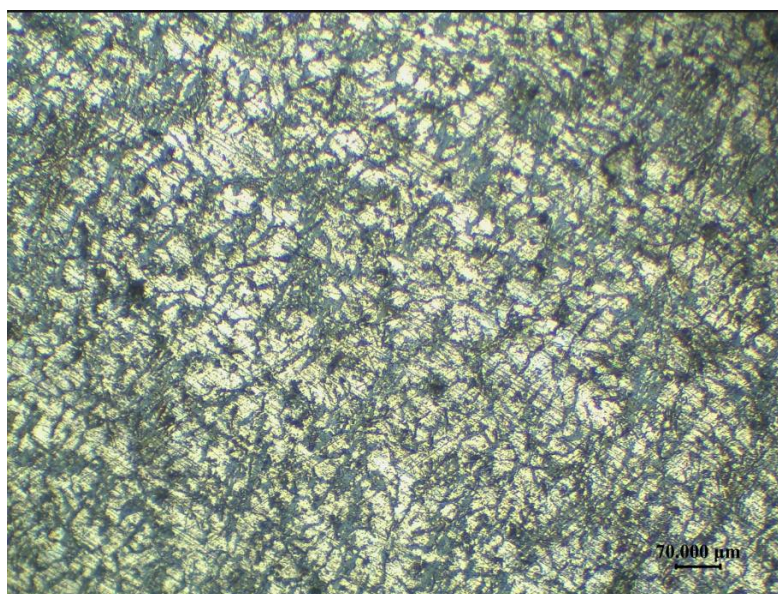


Al – основа; Ni – 3,7 % мас., La – 11,1 % мас., Mg – 1,3 % мас., Si – 1,1 % мас.,
Cu – 0,5 % мас., Mn – 0,47 % мас.

Рисунок 3.2 – Оптична мікроструктура сплаву C2

Для сплаву С2 характерні менші розміри дендритів, більш однорідна структура та більш розвинена евтектична складова порівняно зі зразком С1. У структурі помітні ділянки алюмінієвої матриці та міждендритна сітка евтектики. Це може бути пов'язано з підвищеним вмістом додаткових легувальних елементів, зокрема Mg, Si, Cu та Mn. Їх наявність впливає на процес кристалізації, змінює кількість і склад евтектики та сприяє додатковому зміцненню.

На рисунку 3.3 зображена оптична мікроструктура сплаву С3.



Al – основа; Ni – 4,4 % мас., La – 10,5 % мас., Mg – 0,96 % мас.,
Si – 0,6 % мас., Cu – 0,25 % мас., Mn – 0,24 % мас.

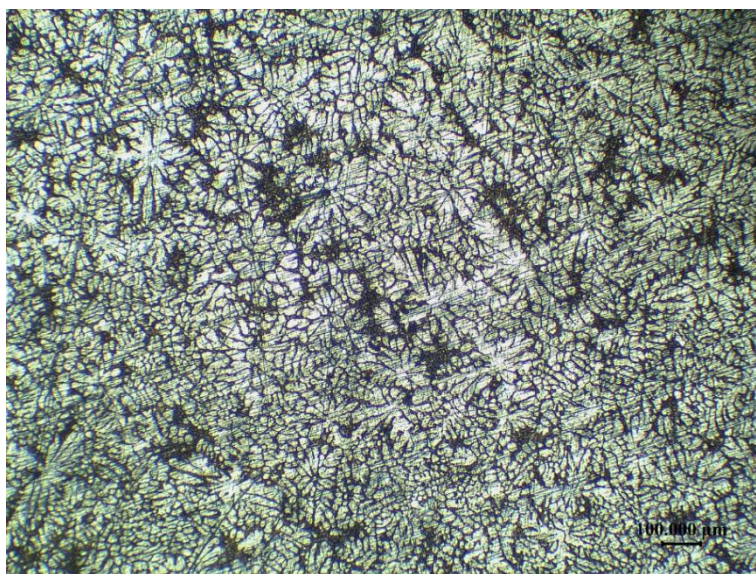
Рисунок 3.3 – Оптична мікроструктура сплаву С3

Структура сплаву С3 характеризується ще більшим подрібненням мікроструктури та її гомогенізацією, а також більш рівномірним розподілом евтектичних ділянок у міждендритному просторі. У порівнянні зі сплавом С1 структура є дисперснішою, що може позитивно впливати на мікротвердість структурних складових. Їх подрібнення створює більшу кількість меж поділу фаз і потенційно перешкоджає пластичній деформації сплаву при механічних навантаженнях.

На рисунку 3.4 зображена оптична мікроструктура сплаву С4.

У сплаві С4 також спостерігається дендритно–евтектична структура. Міждендритні області мають менші розміри, що свідчить про зменшення кількості евтектики. Дендритна будова є більш вираженою, а структура загалом стає менш однорідною, порівняно з попередніми зразками.

Отже, за результатами оптичної металографії встановлено, що всі досліджувані сплави мають дендритно–евтектичну будову. Основна відмінність між зразками полягає в однорідності структури загалом, у вираженості дендритної будови та однорідності евтектичних ділянок.



Al – основа, Ni – 4,2 % мас., La – 10,7 % мас., Mn – 0,4 % мас.

Рисунок 3.4 – Оптична мікроструктура сплаву С4

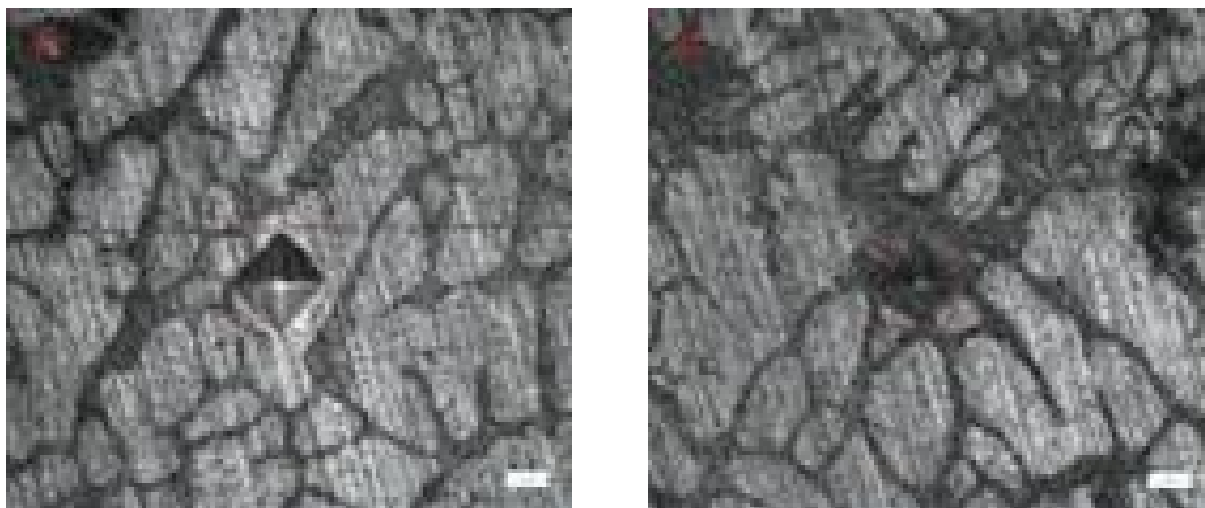
3.2 Дослідження мікротвердості зразків

Для оцінки мікромеханічних властивостей експериментальних сплавів було проведено вимірювання мікротвердості методом Віккерса. Дослідження виконували на окремих структурних складових матеріалу – зернах твердого розчину на основі алюмінію та евтектичних ділянках. Основною метою було встановлення впливу ступеня легування та структури сплавів на рівень мікротвердості.

Для першого зразка спочатку використовувалось навантаження 50 г, однак через значний розмір відбитка надалі вимірювання проводили при

навантаженні 25 г, що дозволяло відбитку індентора не виходити за межі однієї вимірюваної області. Дослідження показали, що мікротвердість евтектики досягає 85,4 HV. Значення мікротвердості зерен складала 61,5HV.

На рисунку 3.5 наведено мікроструктуру першого сплаву після вимірювання мікротвердості.

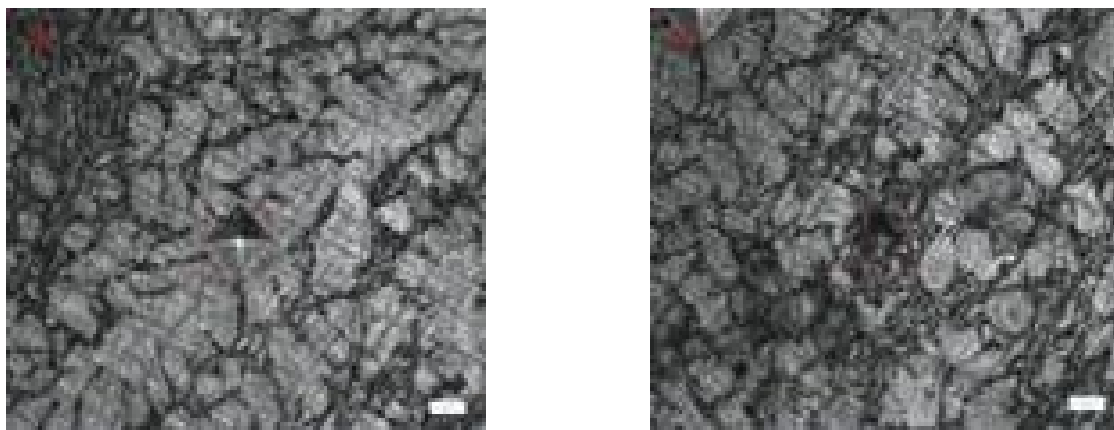


Ni – 3,8 % мас., La – 10,3 % мас., Al – основа

Рисунок 3.5 – Мікроструктура зразка С1 після випробовування на мікротвердість ($\times 500$)

Другий зразок характеризувався вищим ступенем легування, тому триманні результати вимірювань показали підвищення мікротвердості як зерен, так і евтектичних складових. Твердість зерен становила 82,6 HV, а мікротвердість евтектики – 124,6 HV. Підвищення твердості пояснюється збільшенням кількості легувальних елементів та більш дисперсною структурою евтектики.

На рисунку 3.6 показано мікроструктуру другого зразка.



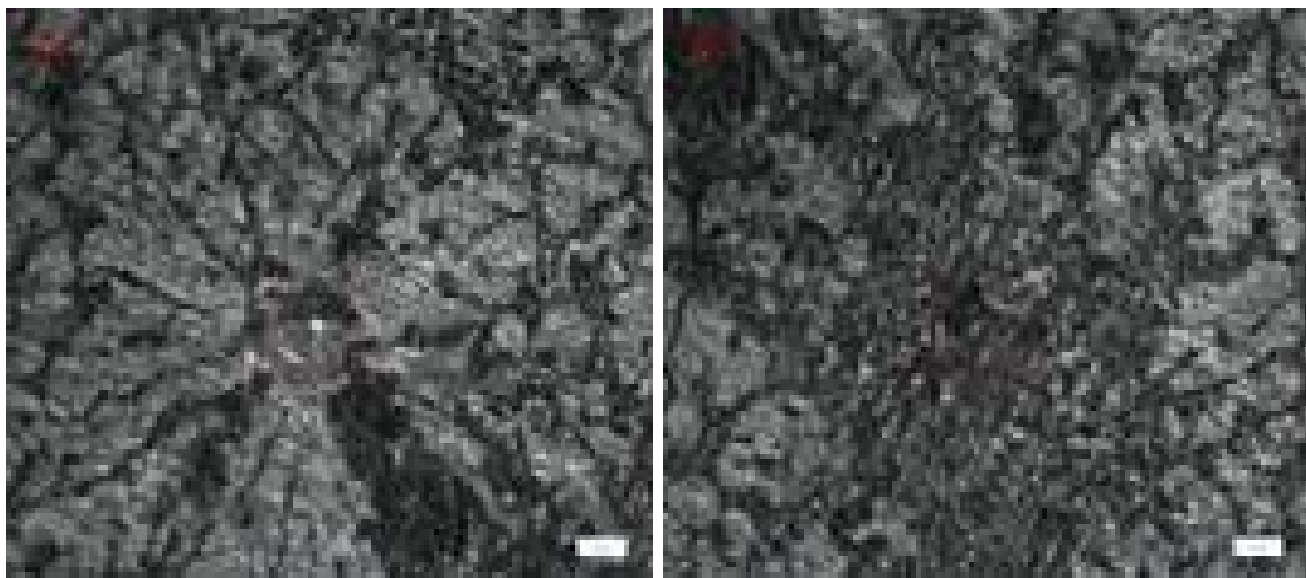
Ni – 3,7 % мас., La – 11,1 % мас., Mg – 1.3 % мас., Si – 1,1 % мас.,
Cu – 0,5 % мас., Mn – 0,47 % мас., Al – основа

Рисунок 3.6 – Мікроструктура більш легovanого сплаву (зразок C2)

Третій зразок являє собою розбавлений сплав, в якому твердий розчин на основі алюмінію потенційно має бути менш легovanим, так само як і евтектика. Мікротвердість зерен становила 94,2 HV, що свідчить про помітне зміцнення алюмінієвої матриці, яке можна пояснити більш ефективним засвоєнням твердорозчинних зміцнювачів. Твердість евтектики знаходилась у межах 141,5 – 152,4 HV, що вказує на ефективне модифікування евтектичних складових доданими елементами.

Особливо важливу роль у зміцненні може відігравати марганець, який характеризується дуже низьким коефіцієнтом дифузії в алюмінії. Завдяки цьому марганець стабілізує структуру сплаву та суттєво підвищує міцність і твердість алюмінієвої матриці.

На рисунку 3.7 наведено мікроструктуру третього зразка.



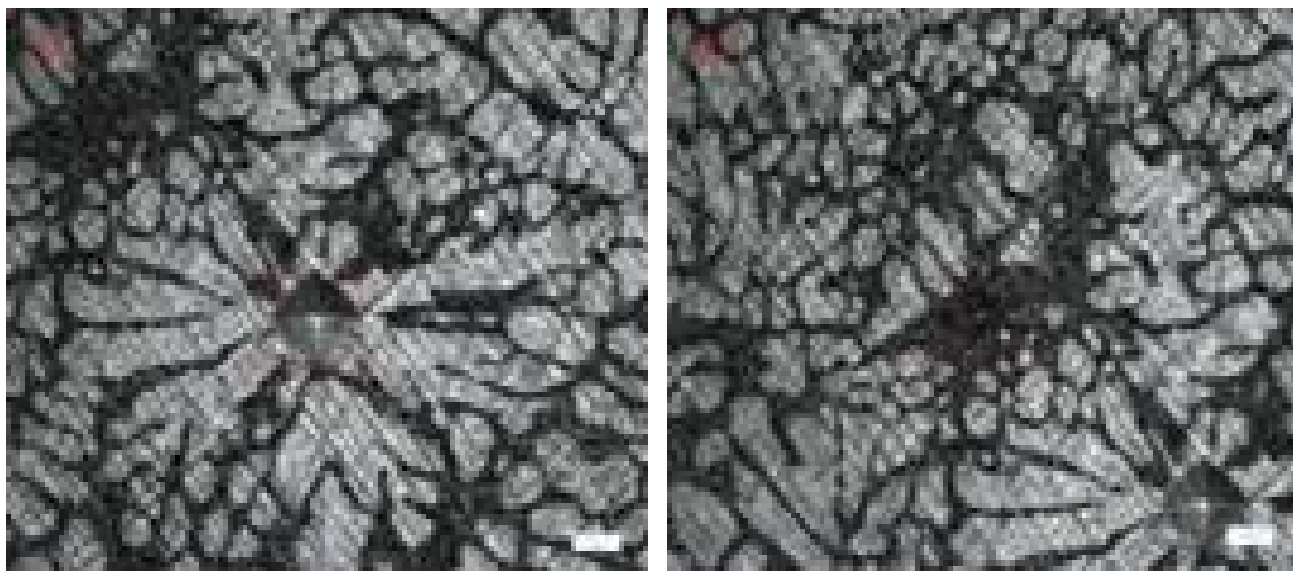
Ni – 4,4 % мас, La – 10,5 % мас., Mg – 0,96 % мас., Si – 0,6 % мас.,
Cu – 0,25 % мас., Mn – 0,24 % мас.; Al – основа

Рисунок 3.7 – Мікроструктура розбавленого сплаву (зразок С3)

Мікротвердість зерен твердого розчину знаходилась у межах 77,7 – 85,4 HV, тоді як твердість евтектики досягала 151,2 – 231,5 HV. Такі високі значення і розбіг значень мікротвердості евтектики свідчать про значну концентрацію і великий розмір інтерметалідних фаз та високий ступінь локального зміцнення.

Отриманні результати підтверджують, що евтектичні складові мають значно вищу твердість порівняно із зернами алюмінієвого твердого розчину. Це пояснюється наявністю складних інтерметалідних фаз, які мають високу твердість та ефективно перешкоджають пластичній деформації матеріалу при його навантаженні, але також можуть викликати крихке руйнування матеріалу.

На рисунку 3.8 показано мікроструктуру четвертого зразка після вимірювання мікротвердості.



Ni – 4,2 % мас., La – 10,7 % мас., Mn – 0,4 % мас., Al – основа

Рисунок 3.8– Мікроструктура зразка С4 з високотвердою евтектикою

Отриманні значення результатів вимірювання мікротвердості експериментальних сплавів наведено у таблиці 3.1

Таблиця 3.1 – Вимірювання мікротвердості сплавів

Зразок	мікротвердість зерна, HV	мікротвердість евтектики, HV
С1	61,5	85,4
С2	82,6	124,6

Продовження таблиці 3.1

Зразок	мікротвердість зерна, HV	мікротвердість евтектики, HV
С3	94,2	141,5
С4	85,4	151,2

Аналіз таблиці показує, що значення мікротвердості змінюються у широкому діапазоні залежно від типу структурної складової. Найнижчі значення характерні для зерен твердого розчину на основі алюмінію та становлять (61,5 – 94,2) HV. Евтектичні області мають значно вищу твердість – від 85,4 HV до 151,2 HV і більше.

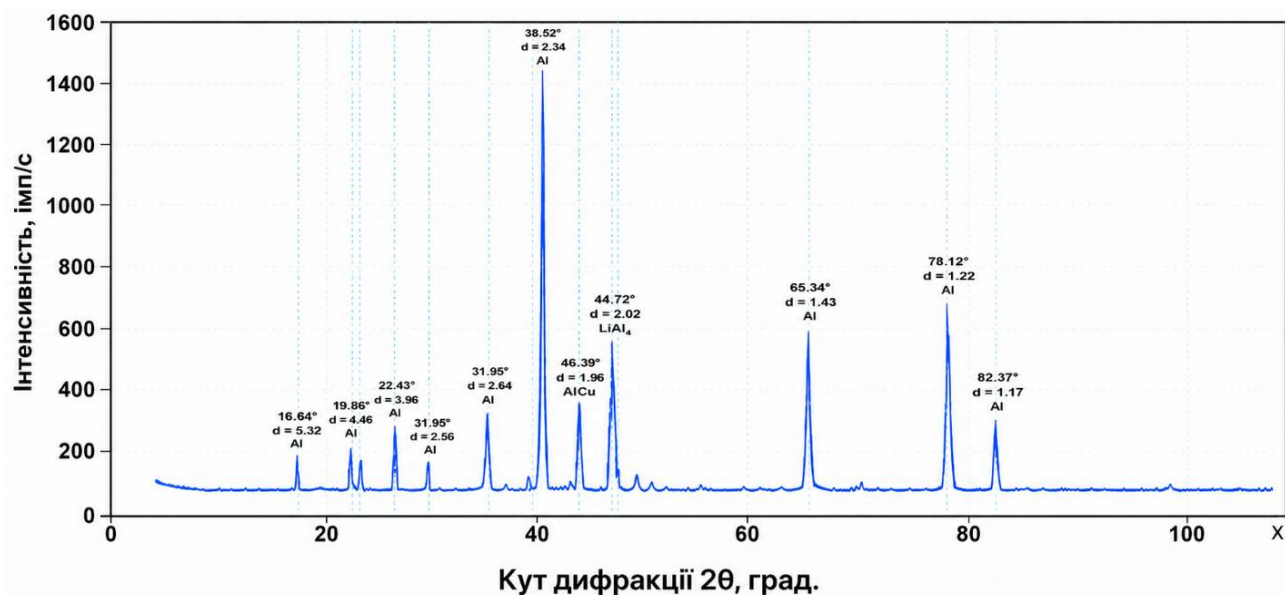
Отриманні результати підтверджують, що хімічний склад сплавів суттєво впливає на їх структурний стан і мікромеханічні властивості.

3.3 Рентгенофазовий аналіз експериментальних сплавів

Для уточнення фазового складу експериментальних сплавів було проведено рентгенофазовий аналіз. Дослідження виконували для зразків C1, C2, C3 та C4. Зразки C1, C2 і C3 містять Al, Ni, La, Si, Mg, Cu та Mn, тоді як зразок C4 містить лише Al, Ni, La та Mn. Таким чином, зразок C4 дає змогу окремо оцінити вплив марганцю без додаткової дії Mg, Si та Cu.

Зйомку рентгенограм виконували на дифрактометрі Ultima. У зйомках зазначено однакові умови для зразків: інтервал сканування від 5° до 110° , крок $0,04^\circ$, режим рентгенівської трубки 30 kV / 20 mA.

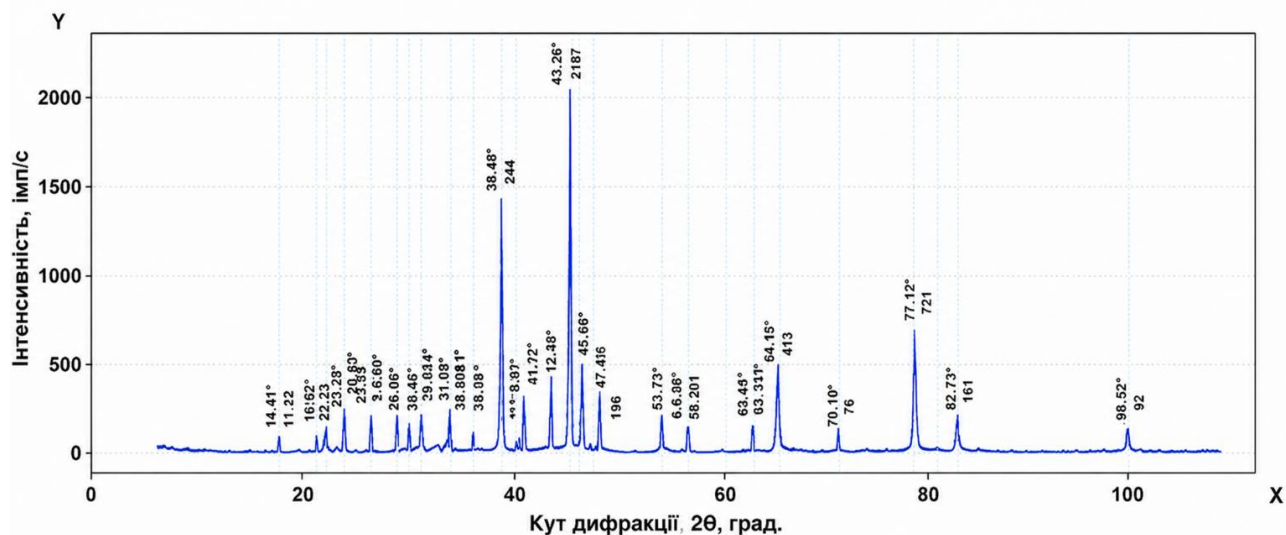
Для детальнішого аналізу окремо показано рентгенограми кожного зразка. Рентгенограма сплаву C1 наведена на рисунку 3.9



Ni – 3,8 % мас., La – 10 % мас., Al – основа

Рисунок 3.9 – Рентгенограма сплаву C1 системи Al-Ni-La

Рентгенограма сплаву C2 наведена на рисунку 3.10

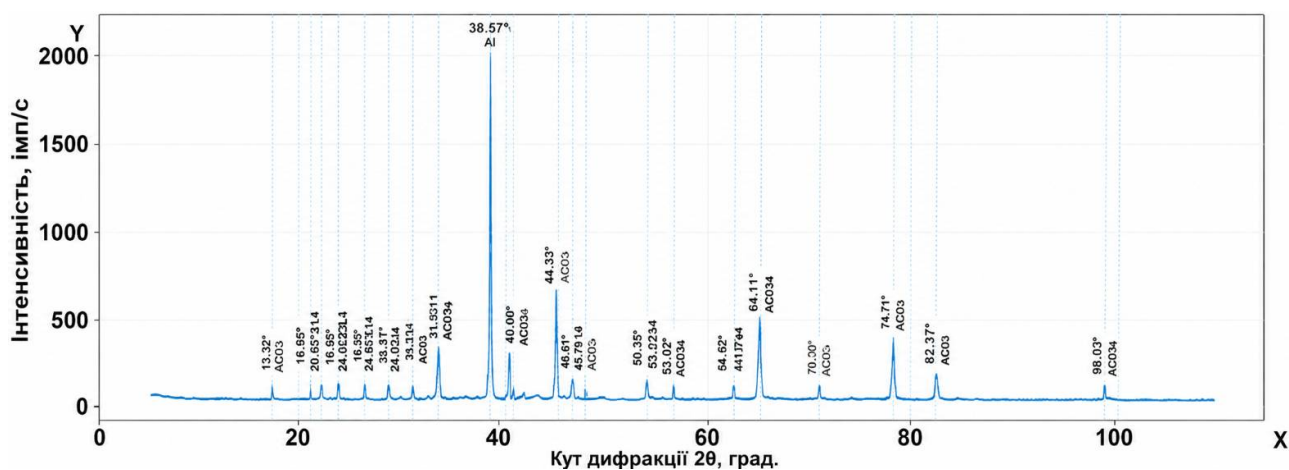


Ni – 3,7 % мас., La – 11,1 % мас., Mg – 1,3 % мас., Si – 1,1 % мас.,

Cu – 0,5 % мас., Mn – 0,47 % мас., Al – основа

Рисунок 3.10 – Рентгенограма сплаву C2 системи Al-Ni-La, додатково легованого Mg, Si, Cu та Mn

Рентгенограма сплаву C3 наведена на рисунку 3.11

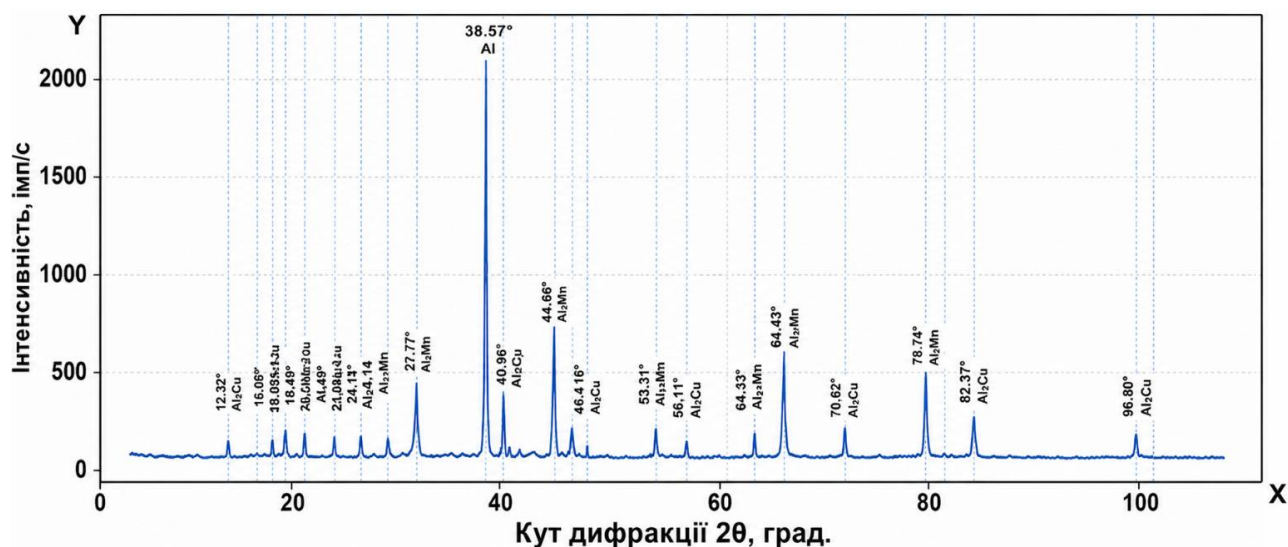


Ni – 3,7 % мас., La – 11,1 % мас., Mg – 1,3 % мас., Si – 1,1 % мас.,

Cu – 0,5 % мас., Mn – 0,47 % мас., Al – основа.

Рисунок 3.11 – Рентгенограма сплаву C3 системи Al-Ni-La, додатково легованого Mg, Si, Cu та Mn

Рентгенограма сплаву C4 наведена на рисунку 3.12



Ni – 4,2 % мас., La – 10,7 % мас., Mn – 0,4 % мас., Al – основа.

Рисунок 3.12 – Рентгенограма сплаву С4 системи Al-Ni-La, додатково легованого

Аналіз рентгенограм показав, що в усіх досліджуваних сплавах основною фазою є твердий розчин на основі алюмінію α -Al. Це підтверджується наявністю інтенсивних дифракційних максимумів поблизу кутів $2\theta \approx 38,5^\circ$; $44,7^\circ$; $65,1^\circ$; $78,2^\circ$ та $82,4^\circ$. Ці піки відповідають основним кристалографічним площинам алюмінієвої матриці.

Крім піків α -Al, на рентгенограмах присутні додаткові максимуми меншої інтенсивності. Їх поява пов'язана з формуванням інтерметалідних фаз за участю нікелю та лантану. Для сплавів системи Al-Ni-La найбільш імовірними інтерметалідними фазами є Al_3Ni та Al_3La . Саме ці фази очікувано формуються під час кристалізації в міждендритних евтектичних областях.

Попередню розшифровку основних дифракційних максимумів наведено в таблиці 3.2.

Таблиця 3.2 – Попередня розшифровка основних піків рентгенограм експериментальних сплавів

2 θ , град.	Ймовірна фаза	Характеристика піку
--------------------	---------------	---------------------

17,5 – 18,3	$\text{Al} \square \square \text{La} \square$	слабкі піки лантановмісної інтерметалідної фази
21,1 – 22,2	$\text{Al} \square \square \text{La} \square$	піки евтектичної складової системи Al-La
23,0 – 24,0	$\text{Al} \square \square \text{La} \square$ / можливо $\text{Mg} \square \text{Si}$	можливе перекриття піків у складнолегованих сплавах
26,0 – 26,5	$\text{Al} \square \square \text{La} \square$ / $\text{Al} \square \text{Ni}$	слабкі піки інтерметалідних фаз
28,7 – 28,8	$\text{Al} \square \square \text{La} \square$	характерний пік лантановмісної фази
31,1 – 31,2	$\text{Al} \square \text{Ni}$ / $\text{Al} \square \square \text{La} \square$	можливе накладання піків інтерметалідів
33,8 – 33,9	$\text{Al} \square \square \text{La} \square$	пік лантановмісної інтерметалідної фази
35,3 – 35,4	$\text{Al} \square \text{Ni}$ / $\text{Al} \square \square \text{La} \square$	виражений пік інтерметалідної складової
38,5 – 38,6	$\alpha\text{-Al}$	основний пік алюмінієвої матриці

Продовження таблиці 3.2

2 θ , град.	Ймовірна фаза	Характеристика піку
40,1 – 40,3	$\text{Al} \square \text{Ni}$ / $\text{Al} \square \square \text{La} \square$	слабкий пік інтерметалідної складової
41,9 – 43,2	$\text{Al} \square \text{Ni}$	нікелевмісна інтерметалідна фаза
44,7 – 44,9	Al-Al / $\text{Al} \square \text{Ni}$	основний пік Al з можливим накладанням $\text{Al} \square \text{Ni}$
46,1 – 47,2	$\text{Al} \square \text{Ni}$ / можливо $\text{Mg} \square \text{Si}$	пік інтерметалідів або вторинних фаз
49,7	$\text{Al} \square \text{Ni}$	більш помітний у зразку С4
65,0 – 65,2	$\alpha\text{-Al}$	пік алюмінієвої матриці
78,1 – 78,3	$\alpha\text{-Al}$	пік алюмінієвої матриці
82,3 – 82,5	$\alpha\text{-Al}$	пік алюмінієвої матриці
98,9 – 99,2	$\alpha\text{-Al}$	слабкий висококутовий пік алюмінію

Для сплаву С1 найбільш інтенсивний пік спостерігається поблизу $2\theta \approx 38,6^\circ$, що відповідає фазі α -Al. Також на рентгенограмі наявні інтенсивні максимуми біля $44,9^\circ$; $65,3^\circ$; $78,3^\circ$ та $82,5^\circ$, які також належать алюмінієвій матриці. Додаткові слабкі піки в області $(17-35)^\circ$ та $(41-47)^\circ$ свідчать про присутність інтерметалідних фаз $\text{Al} \square \square \text{La} \square$ та $\text{Al} \square \text{Ni}$.

Для сплаву С2 характерним є значне зростання інтенсивності піку поблизу $44,7^\circ$. Цей максимум відповідає α -Al, однак у цій області можливе часткове накладання піків фази $\text{Al} \square \text{Ni}$. Така особливість може бути пов'язана з більш складним легуванням зразка С2, а також з відмінностями у співвідношенні фаз і кристалографічній орієнтації зерен після лиття. Наявність додаткових піків у ділянках $(22-24)^\circ$; $(26-29)^\circ$; $(31-34)^\circ$; $(40-46)^\circ$ підтверджує формування інтерметалідних складових.

Для сплаву С3 домінуючим є пік α -Al поблизу $38,5^\circ$. Також добре проявляються піки алюмінієвої матриці при $44,8^\circ$; $65,2^\circ$; $78,2^\circ$ та $82,4^\circ$. Порівняно зі сплавом С2, співвідношення інтенсивностей піків є іншим, що може свідчити про відмінності у структурі литого металу та розподілі інтерметалідних фаз. Слабкі максимуми в області $(21-34)^\circ$ та $(40-46)^\circ$ так само можна пов'язати з фазами $\text{Al} \square \square \text{La} \square$ та $\text{Al} \square \text{Ni}$.

Сплав С4 містить Al, Ni, La та Mn. Його рентгенограма також демонструє основні піки α -Al поблизу $38,5^\circ$; $44,8^\circ$; $65,2^\circ$; $78,3^\circ$; $82,5^\circ$ та $99,2^\circ$. Крім того, у цьому сплаві помітні додаткові максимуми при $18,3^\circ$; $21,2^\circ$; $30,1^\circ$; $33,8^\circ$; $35,4^\circ$; $37,1^\circ$; $47,2^\circ$ та $49,7^\circ$, які можна пов'язати з інтерметалідними фазами $\text{Al} \square \square \text{La} \square$ та $\text{Al} \square \text{Ni}$.

Окремих чітких піків, які можна однозначно віднести лише до марганцевмісної фази, не виявлено. Це може пояснюватися низьким вмістом Mn, його частковим розчиненням в алюмінієвій матриці або перекриттям можливих максимумів марганцевмісних фаз із піками основних інтерметалідів.

Важливо зазначити, що у складнолегованих сплавах С1, С2 та С3 можливе утворення фаз Al_2Cu , Mg_2Si та Al_6Mn за участю Mg, Si, Cu та Mn, проте їхні піки можуть бути слабкими або перекриватися з максимумами

Al_3Ni , Al_3La та $\alpha\text{-Al}$. Також ці елементи можуть бути розчиненими в складових евтектики, що нівелює їхній твердорозчинний ефект.

Таким чином, за результатами рентгенофазового аналізу найбільш обґрунтовано можна стверджувати про наявність трьох основних фазових складових: $\alpha\text{-Al}$, Al_3Ni та Al_3La . Ідентифікація можливих фаз Mg_2Si , Al_2Cu або марганцевмісних інтерметалідів потребує додаткового уточнення за допомогою баз даних PDF/JCPDS або локального мікрорентгеноспектрального аналізу.

3.4 Узагальнення впливу твердорозчинних зміцнювачів на структурно-фазовий стан

Порівняння результатів мікродюрOMETричного, металографічного та рентгенофазового аналізу показує, що структурно-фазовий стан сплавів системи Al-Ni-La формується за рахунок поєднання алюмінієвої матриці та інтерметалідних фаз. Основною фазою у всіх досліджуваних зразках є $\alpha\text{-Al}$, а зміцнювальні складові представлені переважно фазами Al_3Ni та Al_3La .

Твердорозчинні зміцнювачі впливають насамперед на алюмінієву матрицю, підвищуючи її мікротвердість. Атоми легувальних елементів, які частково розчиняються в алюмінії, викликають локальні спотворення кристалічної ґратки. Такі спотворення ускладнюють рух дислокацій і підвищують опір пластичній деформації. Саме цим можна пояснити зростання мікротвердості зерен від 61,5 HV у зразку C1 до 94,2 HV у зразку C3. Варто відзначити, що додавання марганцю у кількості 0,4 % мас. сприяє подібному рівню підвищення мікротвердості сплаву Al-Ni-La близькоєвтектичного складу, порівняно з додаванням близько 3,5 % мас. магнію, міді, кремнію та марганцю разом. Це свідчить про те, що більша частина твердорозчинних зміцнювачів, крім марганцю, починає входити до складу евтектики.

Додаткові легувальні елементи впливають на евтектичні області наступним чином: У сплавах C2, C3 та C4 порівняно зі зразком C1

спостерігається підвищення твердості евтектики. Це свідчить про зміну характеру формування інтерметалідних складових, їх кількості, дисперсності або розподілу в міждендритних ділянках.

Особливе значення має марганець. Позитивний вплив Mn може бути пов'язаний із його низьким коефіцієнтом дифузії в алюмінії, завдяки чому він сприяє зміцненню та стабілізації структури алюмінієвих сплавів. У зразку С4 окремі марганцевмісні фази за рентгенограмою не ідентифікуються однозначно, тому можна припустити, що Mn частково розчиняється в алюмінієвій матриці або входить до складу евтектичних інтерметалідних фаз у невеликій кількості.

Водночас залежність мікротвердості від ступеня легування не є повністю лінійною. Наприклад, найвище значення твердості зерен зафіксовано у зразку С3, тоді як найвище значення твердості евтектики та найвищий розбіг значень у зразку С4. Це свідчить про те, що на властивості впливає не лише загальна кількість легувальних елементів, а й їх співвідношення.

Таким чином, твердорозчинні зміцнювачі впливають на структурно-фазовий стан сплавів системи Al-Ni-La комплексно. Вони сприяють зміцненню алюмінієвої матриці, можуть змінювати морфологію евтектичних областей і впливати на розподіл інтерметалідних фаз. Основний внесок у підвищення твердості забезпечується поєднанням твердорозчинного зміцнення α -Al та наявністю високотвердих фаз Al_3Ni і Al_2La у евтектичних ділянках.

3.5 Висновки до розділу 3

У третьому розділі проведено аналіз мікроструктури, мікротвердості та фазового складу експериментальних сплавів системи Al-Ni-La.

Встановлено, що досліджувані сплави мають багатофазну литу структуру, яка складається з алюмінієвого твердого розчину та евтектичних областей, збагачених інтерметалідними фазами різного хімічного складу.

Показано, що мікротвердість евтектичних областей у всіх зразках є вищою за мікротвердість зерен алюмінієвого твердого розчину. Це пояснюється наявністю твердих інтерметалідних фаз у складі евтектики.

Найнижчі значення мікротвердості встановлено для зразка C1: 61,5 HV для зерен і 85,4 HV для евтектики. У зразках C2 і C3 спостерігається підвищення мікротвердості, що свідчить про позитивний вплив додаткового легування.

Найвище значення мікротвердості зерен зафіксовано у зразку C3 – 94,2 HV, а найвище значення мікротвердості евтектики – у зразку C4, де воно становить 151,2 HV.

За результатами рентгенофазового аналізу встановлено, що основною фазою в усіх досліджуваних сплавах є твердий розчин на основі алюмінію α -Al. Та інтерметалічних фази Al_3Ni та Al_3La . Ці фази формуються внаслідок взаємодії алюмінію з нікелем і лантаном та входять до складу евтектичних областей, а додаткове легування впливає на хімічний склад окремих інтерметалідів, що обумовлює зміни твердості.

Для складнолегованих сплавів C1, C2 та C3, у складі можлива присутність фаз за участю Mg, Si, Cu та Mn, однак їхні піки можуть бути слабкими або перекриватися з максимумами основних фаз. Тому за результатами рентгенофазового аналізу найбільш достовірно ідентифіковано α -Al, Al_3Ni та Al_3La . Відсутність чітких піків зміцнюючих фаз Al_2Cu , Mg_2Si та Al_6Mn вказує на те, що додані твердорозчинні зміцнювачі імовірноше всього надходять до складу компонентів евтектики. Меншою мірою це стосується марганцю, додавання якого у кількості 0,4 % мас. чинить на досліджуваний сплав вплив, аналогічний додаванню сумарно близько 3 % мас. Mg, Si та Cu, що виражається у змінах мікротвердості.

4 ЕКОНОМІЧНА ЧАСТИНА

4.1 Актуальність науково–технологічного дослідження

Дослідження впливу твердорозчинних зміцнювачів на структурно–фазові характеристики сплавів системи Al-Ni-La є актуальним завданням сучасного матеріалознавства. Алюмінієві ливарні сплави широко застосовуються в машинобудуванні, авіаційній техніці, енергетиці та інших галузях промисловості завдяки поєднанню малої густини, достатньої міцності, технологічності та корозійної стійкості.

Підвищення жароміцності алюмінієвих сплавів є важливим напрямом їх удосконалення. Одним зі способів покращення властивостей є введення легувальних елементів, які сприяють формуванню зміцнювальних фаз і стабілізації структури. У сплавах системи Al-Ni-La важливу роль відіграють інтерметалідні фази, що утворюються за участю нікелю та лантану. Вони можуть підвищувати мікротвердість, термічну стабільність і опір руйнуванню за підвищених температур.

Економічна доцільність дослідження полягає у можливості подальшого використання отриманих результатів для розроблення нових складів жароміцних ливарних алюмінієвих сплавів. Вивчення впливу легувальних елементів на структуру та властивості дає змогу скоротити кількість пробних плавок, зменшити витрати на експериментальний підбір складу та підвищити ефективність подальших науково–дослідних робіт.

Метою економічного розділу є визначення планової кошторисної вартості виконання дослідження та оцінювання його умовної економічної ефективності.

4.2 Визначення витрат на виконання роботи

Для визначення витрат на виконання дослідження складається плановий кошторис. До основних статей витрат належать заробітна плата виконавців, єдиний соціальний внесок, витрати на матеріали, витрати на оснащення та спеціальні технічні засоби, інші прямі витрати та накладні витрати.

Планова собі вартість роботи визначається за сумою всіх витрат, необхідних для виконання дослідницької частини, обробки результатів і формування висновків.

4.2.1 Визначення заробітної плати

Заробітна плата виконавців визначається з урахуванням трудомісткості виконання окремих етапів роботи та середньоденної заробітної плати.

Денна заробітна плата визначається за формулою:

$$З_{\text{д}} = \frac{O_{\text{м}}}{21}, \quad (4.1)$$

де $З_{\text{д}}$ – денна заробітня плата, грн/день;

$O_{\text{м}}$ – місячний посадовий оклад, грн;

21 – середня кількість робочих днів у місяців.

Для доцента місячний посадовий оклад становить 23055,97 грн.

$$З_{\text{д}} = \frac{23055,97}{21} = 1097,90 \frac{\text{грн}}{\text{день}}.$$

Для інженера – дослідника місячний посадовий оклад становить 11630,00 грн.

$$З_{\text{д}} = \frac{11630,00}{21} = 553,81 \frac{\text{грн}}{\text{день}}.$$

Витрати часу на виконання роботи наведено в таблиці 4.1

Таблиця 4.1 – Витрати часу на виконання роботи

Етапи роботи	Доцент, люд.–дні	Інженер – дослідник, люд.–дні
Конкретизація теми дослідження	1	9
Огляд науково–технічної літератури	2	6
Визначення мети й напрямків роботи	1	6
Формування методики дослідження	1	8
Дослідна частина роботи	3	30
Аналіз результатів і формування висновків	2	7
Всього	10	66

Заробітна плата виконавців визначається за формулою:

$$З = Т \cdot З_{\text{д}} \quad (4.2)$$

де $З$ – заробітна плата виконавця, грн;

$Т$ – трудомісткість роботи, люд.–дні;

$З_{\text{д}}$ – денна заробітна плата, грн/день.

На основі трудомісткості, наведеної в таблиці 4.1, та середньоденної заробітної плати, розрахованої за формулою (4.1), визначено фонд оплати праці. Результати розрахунку наведено в таблиці 4.2.

Таблиця 4.2 – Фонд оплати праці виконавців роботи

Посада	Трудомісткість, люд.-дні	Місячний оклад, грн	Денна заробітна плата, грн	Сумарна заробітна плата, грн
Доцент	10	23055,97	1097,90	10979,03
Інженер– дослідник	66	11630,00	553,81	36551,43
Всього	76			47530,46

Згідно з таблицею 4.2, фонд заробітної плати становить:

$$\Phi ЗП = 10979,03 + 36551,43 = 47530,46 \text{ грн}$$

4.2.2 Єдиний соціальний внесок

Єдиний соціальний внесок визначається у розмірі 22 % від фонду заробітної плати[40].

Розрахунок виконується за формулою:

$$\text{ЄСВ} = \Phi ЗП \cdot 0,22. \quad (4.3)$$

Підставивши значення фонду заробітної плати, отримуємо:

$$\text{ЄСВ} = 47530,46 \cdot 0,22 = 10456,70.$$

Отже, сума єдиного соціального внеску становить 10456,70 грн.

4.2.3 Витрати на матеріали

Для виконання експериментальної частини необхідні шихтові матеріали, які використовуються для отримання сплавів системи Al-Ni-La. Вибір матеріалів пов'язаний зі складом досліджуваних сплавів і методикою їх отримання [39].

Витрати на основні матеріали наведено в таблиці 4.3.

Таблиця 4.3 – Витрати на матеріали

Найменування матеріалу	Одиниця вимірювання	Кількість, кг	Ціна, грн/кг	Сума, грн
Алюміній	кг	0,426	97	41,34
Нікель	кг	0,294	500	147,00
Лантан	кг	0,183	1000	183,00
Магній	кг	0,060	100	6,00
Мідь	кг	0,018	368	6,22
Кремній	кг	0,015	100	1,50
Разом	кг	0,996	2165	385,46

Як видно з таблиці 4.3, загальна вартість основних матеріалів становить 385,46 грн.

Транспортно–заготівельні витрати приймаються у розмірі 10 % від вартості матеріалів і визначаються за формулою:

$$V_{ТЗ} = V_{\text{мат}} \cdot 0,10, \quad (4.4)$$

де $V_{ТЗ}$ – транспортно–заготівельні витрати, грн;

$V_{\text{мат}}$ – вартість основних матеріалів, грн.

$$B_{\text{ТЗ}} = 385,46 \cdot 0,10 = 38,55 \text{ грн.}$$

Загальні витрати на матеріали з урахуванням транспортно–заготівельних витрат визначаються за формулою:

$$B_{\text{м}} = B_{\text{мат}} + B_{\text{ТЗ}}. \quad (4.5)$$

$$B_{\text{м}} = 385,46 + 38,55 = 424,01 \text{ грн.}$$

Отже, витрати на матеріали з урахуванням транспортно–заготівельних витрат становлять 424,01 грн.

4.2.4 Затрати на оснащення та спеціальні технічні засоби

Під час виконання дослідження використовуються лабораторні методи аналізу структури та властивостей сплавів. До таких робіт належать мікроскопічний аналіз, механічні випробування та визначення твердості.

Витрати на оснащення та спеціальні технічні засоби складають:

- мікроскопічний аналіз – 1200 грн;
- механічні випробування – 4400 грн;
- визначення твердості – 300 грн.

Загальна сума витрат становить :

$$B_{\text{обл}} = 1200 + 4400 + 300 = 5900 \text{ грн.}$$

Отже, затрати на оснащення та спеціальні технічні засоби становлять 5900 грн.

4.2.5 Витрати на залучення сторонніх організацій

Залучення сторонніх організацій під час виконання роботи не передбачається. Тому витрати за цією статтею відсутні:

$$B_{\text{ст}} = 0 \text{ грн.}$$

4.2.6 Інші прямі невраховані витрати

Інші прямі невраховані витрати включають витрати, які не були внесені до попередніх статей, але можуть виникати під час виконання дослідницької роботи. Вони приймаються у розмірі 10 % від суми врахованих витрат[39].

Інші прямі невраховані витрати визначаються за формулою:

$$I_B = (\Phi 3\Pi + \text{€CB} + B_{\text{мат}} + B_{\text{тз}} + B_{\text{обл}}) \cdot 0,10. \quad (4.6)$$

Підставляємо значення в формулу (4.6) :

$$I_B = (47530,46 + 10456,70 + 385,46 + 38,55 + 5900) \cdot 0,10.$$

$$I_B = 6431,12 \text{ грн.}$$

Отже, інші прямі невраховані витрати становлять 6431,12 грн.

4.2.7 Накладні витрати

До накладних витрат належать витрати на утримання приміщень, експлуатацію обладнання, адміністративно–господарське забезпечення, охорону праці, техніку безпеки та інші загальні витрати, пов’язані з виконанням роботи.

Накладні витрати приймаються у розмірі 20 % від суми всіх прямих витрат і визначаються за формулою:

$$H_B = (\PhiЗП + ЕСВ + B_{\text{мат}} + B_{\text{тз}} + B_{\text{обл}} + I_B) \cdot 0,20. \quad (4.7)$$

Підставляємо дані значення у формулу (4.7) :

$$H_B = (47530,46 + 10456,70 + 385,46 + 38,55 + 5900 + 6431,12) \cdot 0,20.$$

$$H_B = 14148,46 \text{ грн.}$$

Отже, накладні витрати становлять 14148,46 грн.

4.2.8 Кошторисна вартість

На основі виконаних розрахунків складається планова кошторисна собівартість роботи. Результати розрахунку наведено в таблиці 4.4.

Таблиця 4.4 – Планова кошторисна собівартість роботи

Назва статті витрат	Сума, грн	Сума, %	Обґрунтування
Заробітна плата виконавців теми	47530,46	55,99	За розрахунком, табл. 4.2
Єдиний соціальний внесок	10456,70	12,32	22 % від ФЗП, формула (4.3)
Вартість основних матеріалів	385,46	0,45	За розрахунком, табл. 4.3
Транспортно–заготівельні витрати	38,55	0,05	10 % від вартості матеріалів, формула (4.4)
Вартість спеціального обладнання	5900,00	6,95	За розрахунком
Транспортно–заготівельні витрати	38,55	0,05	10 % від вартості матеріалів, формула (4.4)

Вартість спеціального обладнання	5900,00	6,95	За розрахунком
----------------------------------	---------	------	----------------

Продовження таблиці 4.4

Назва статті витрат	Сума, грн	Сума, %	Обґрунтування
Витрати на послуги сторонніх організацій	–	–	Не планується
Витрати на службові відрядження	–	–	Не планується
Інші прямі витрати	6431,02	7,58	10 % від суми врахованих витрат, формула (4.6)
Накладні витрати	14148,46	16,67	20 % від суми всіх прямих витрат, формула (4.7)

Згідно з таблицею 4.4, планова кошторисна вартість використання роботи становить:

$$B_{\text{роб}} = 84890,75 \text{ грн.}$$

4.3 Розрахунок економічної ефективності

Для оцінювання доцільності виконання дослідження використовується бальна методика. Вона враховує важливість розробки, можливість використання результатів, теоретичну значимість, рівень новизни та складність виконання роботи.

Бальна оцінка ефективності визначається за формулою:

$$B = K_1 \cdot K_2 \cdot K_3 \cdot K_4, \quad (4.8)$$

де K_1 – важливість розробки;

K_2 – можливість використання результатів;

K_3 – теоретична значимість та рівень новизни;

K_4 – складність дослідження.

Бальну оцінку ефективності роботи наведено в таблиці 4.5.

Таблиця 4.5 – Бальна оцінка ефективності роботи

Показники оцінки ефективності	Умовне позначення	Характеристика роботи	Кількість балів
Важливість розробки	K_1	Дослідження має науково–технологічне значення для створення жароміцних алюмінієвих сплавів	3
Можливість використання результатів	K_2	Результати можуть бути використані для подальшого вдосконалення ливарних сплавів системи Al–Ni–La	10
Теоретична значимість та рівень новизни	K_3	Отриманні результати доповнюють уявлення про вплив твердорозчинних зміцнювачів на структурно–фазовий стан сплавів	3
Складність дослідження	K_4	Робота виконується в межах одного підрозділу, кошторисна вартість не перевищує 100000 грн	5

За даними таблиці 4.5 бальна оцінка становить:

$$B = 3 \cdot 10 \cdot 3 \cdot 5 = 450.$$

Умовний економічний ефект визначається за формулою:

$$E_y = 500 \cdot B - E_n \cdot V_{\text{роб}}, \quad (4.9)$$

де 500 – умовна вартість одного бала;

Б – бальна оцінка ефективності;

E_n – нормативний коефіцієнт економічної ефективності;

$B_{\text{роб}}$ – сумарні витрати на виконання роботи.

Нормативний коефіцієнт економічної ефективності приймається:

$$E_n = 0,25.$$

Тоді за формулою (4.9):

$$E_y = 500 \cdot 450 - 0,25 \cdot 84890,75.$$

$$E_y = 225000 - 21,222,69 = 203777,31 \text{ грн.}$$

Коефіцієнт умовної економічної ефективності визначається за формулою:

$$E_{\text{еф}} = \frac{E_y}{B_{\text{роб}}}. \quad (4.10)$$

$$E_{\text{еф}} = \frac{203777,31}{84890,75} = 2,40.$$

Оскільки коефіцієнт умовної ефективності перевищує одиницю, виконання дослідження є економічно доцільним.

4.4 Висновки до розділу 4

У четвертому розділі виконано економічне обґрунтування дослідження, присвяченого впливу твердорозчинних зміцнювачів на структурно–фазові характеристики сплавів системи Al-Ni-La.

Визначено фонд заробітної плати виконавців, який згідно з таблицею 4.2 становить 47530,46 грн. Сума єдиного соціального внеску, розрахована за формулою (4.3), становить 10456,70 грн.

Вартість основних матеріалів згідно з таблицею 4.3 становить 385,46 грн, транспортно–заготівельні витрати – 38,55 грн, а загальні витрати на матеріали з урахуванням транспортно–заготівельних витрат становлять 424,01 грн.

Витрати на оснащення та спеціальні технічні засоби становлять 5900,00 грн. Інші прямі невраховані витрати, розраховані за формулою (4.6), становлять 6431,12 грн, а накладні витрати, визначені за формулою (4.7) становлять 14148,46 грн.

Згідно з таблицею 4.4, планова кошторисна вартість виконання роботи становить 84890,75 грн.

За результатами бальної оцінки, наведеної в таблиці 4.5, умовний економічний ефект становить 203777,31 грн, а коефіцієнт умовної економічної ефективності, розрахований за формулою (4.10), дорівнює 2,40.

Отримане значення коефіцієнта ефективності підтверджує економічну доцільність виконання дослідження. Результати роботи мають науково–технологічну цінність і можуть бути використані для подальшого вдосконалення жароміцних ливарних алюмінієвих сплавів системи Al-Ni-La.

5 ОХОРОНА ПРАЦІ

5.1 Правові та організаційні основи охорони праці

Охорона праці є важливою складовою організації безпечного виконання лабораторних і дослідницьких робіт. Вона включає систему правових, організаційно-технічних, санітарно-гігієнічних і профілактичних заходів, спрямованих на збереження життя, здоров'я та працездатності працівників під час виконання роботи [41].

Під час дослідження сплавів системи Al-Ni-La виконуються операції, пов'язані з підготовкою шихтових матеріалів, плавленням металу, заливанням розплаву, підготовкою металографічних шліфів, оптичною металографією, мікродюрOMETричним аналізом, рентгенофазовим аналізом та обробкою результатів.

Основними потенційно небезпечними та шкідливими факторами є:

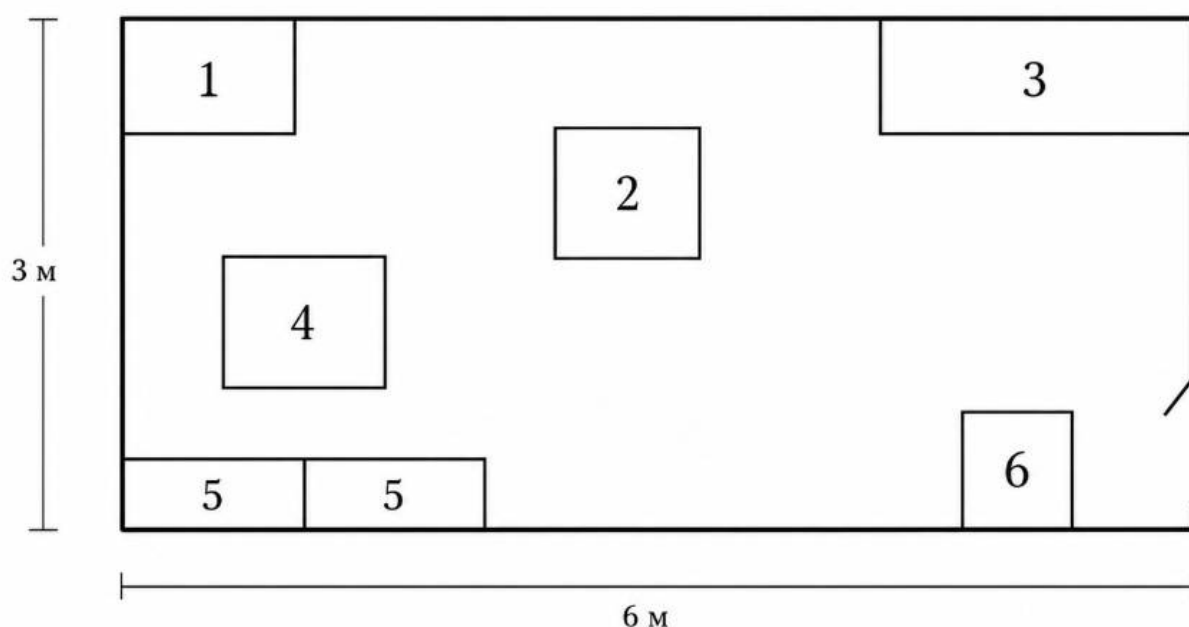
- підвищена температура печі, тигля та металевого розплаву;
- інфрачервоне теплове випромінювання;
- можливість опіків під час роботи з нагрітими зразками;
- електрична напруга лабораторного обладнання;
- пи́л і дрібнодисперсні частинки під час шліфування та полірування;
- можливе виділення оксидних аерозолів під час плавлення;
- шум і вібрація від вентиляції та шліфувального обладнання;
- пожежна небезпека під час роботи з нагрітим металом і магнієм.

До виконання робіт допускаються особи, які пройшли інструктаж з охорони праці, ознайомлені з правилами експлуатації обладнання та володіють навичками безпечного поводження з електроустановками, нагрітими матеріалами й металевим розплавом.

5.2 Оцінка характеристик приміщення

Дослідження виконуються у лабораторному приміщенні №510 кафедри фізичного матеріалознавства та термічної обробки. Приміщення обладнане робочими столами, електричною піччю опору з вентиляцією, робочим місцем з персональним комп'ютером, шафами для зберігання матеріалів та раковиною з краном [42].

Схематичне зображення лабораторії № 510 зображено на рисунку 5.1.



1 – робочий стіл; 2 – електрична піч опору з вентиляцією; 3 – робочий стіл з пічками; 4 – робоче місце з ПК; 5 – шафи; 6 – раковина з краном.

Рисунок 5.1 – Схематичне зображення лабораторії № 510

Габарити лабораторного приміщення:

- ширина – 6 м;
- довжина – 3 м;
- висота – 3,2 м.

Площа приміщення визначається за формулою (5.1):

$$S = a \cdot b, \quad (5.1)$$

де S – площа приміщення, м^2 ;

a – ширина приміщення, м;

b – довжина приміщення.

$$S = 6 \cdot 3 = 18 \text{ м}^2.$$

Об'єм приміщення визначається за формулою:

$$V = a \cdot b \cdot h, \quad (5.2)$$

де V – об'єм приміщення, м^3 ;

h – висота приміщення, м.

$$V = 6 \cdot 3 \cdot 3.2 = 57.6 \text{ м}^3.$$

У лабораторії одночасно можуть працювати дві особи. Тоді площа на одного працівника становить:

$$S_1 = \frac{18}{2} = 9 \text{ м}^2.$$

Об'єм приміщення на одного працівника:

$$V_1 = \frac{57.6}{2} = 28,8 \text{ м}^3.$$

Згідно з санітарними вимогами для приміщень із використанням персональних комп'ютерів, на одного працівника повинно припадати не менше 6 м² площі та не менше 20 м³ об'єму повітря [42]. Отже, лабораторія відповідає вимогам щодо площі та об'єму на одного працівника.

Характеристика лабораторного приміщення вказана у таблиці 5.1.

Таблиці 5.1 – Характеристика лабораторного приміщення

Показник	Значення	Нормативне значення	Висновок
Площа приміщення	18 м ²		Відповідає
Об'єм приміщення	57,6 м ³		Відповідає
Кількість працівників	2 особи		Відповідає
Площа на одного працівника	9 м ²	Не менше 6 м ²	Відповідає
Об'єм на одного працівника	28,8 м ³	Не менше 20 м ³	Відповідає

5.3 Характеристика мікроклімату на робочому місці

Мікроклімат виробничого приміщення визначається температурою повітря, відносною вологістю, швидкістю руху повітря, температурою навколишніх поверхонь та інтенсивністю теплового випромінювання.

Роботи, що виконуються у лабораторії, належать переважно до робіт легкої та середньої важкості. Частина операцій виконується сидячи за робочим столом або персональним комп'ютером, а частина – стоячи біля лабораторного обладнання. Під час роботи з електричною піччю опору можливе короткочасне підвищення теплового навантаження на працівника.

Для забезпечення нормальних умов праці лабораторія повинна мати справну вентиляцію, достатній повітрообмін і підтримання параметрів мікроклімату в допустимих межах. Основні параметри мікроклімату наведено в таблиці 5.2.

Таблиця 5.2 – Параметри мікроклімату в лабораторії

Параметр мікроклімату	Період року	Оптимальне значення	Допустиме значення	Фактичне значення	Висновок
Температура, °C	Теплий	21 – 23	18 – 27	20	допустимо
Температура, °C	Холодний	18 – 20	17 – 23	17	Допустимо

Продовження таблиці 5.2

Параметр мікроклімату	Період року	Оптимальне значення	Допустиме значення	Фактичне значення
Відносна вологість, %	Теплий	40 – 60	До 65	50
Відносна вологість, %	Холодний	40 – 60	До 75	58
Швидкість руху повітря, м/с	Теплий	0,2	0,2 – 0,4	0,2
Швидкість руху повітря, м/с	холодний	0,2	≤ 3	0,28

Параметри мікроклімату перебувають у допустимих або оптимальних межах відповідно до вимог ДСН 3.3.6.042–99 [41]. Отже, умови праці в лабораторії за показниками мікроклімату можна вважати задовільними.

5.4 Аналіз освітленості приміщення

Якість освітлення є важливим фактором безпеки та продуктивності праці. Недостатнє освітлення може призводити до зорового напруження, швидкої

втомі, зниження точності виконання операцій і підвищення ризику травмування.

У лабораторії використовується природне та штучне освітлення. Природне освітлення забезпечується через віконні прорізи, а штучне – за допомогою загального освітлення приміщення. Для точних робіт, зокрема металографічної підготовки, роботи з мікроскопом, мікротвердоміром і зчитування показників приладів, необхідне рівномірне освітлення робочої поверхні.

Основні вимоги до освітлення робочих зон вказано у таблиці 5.3.

Таблиці 5.3 – Основні вимоги до освітлення робочих зон

Робоча зона	Характерні роботи	Вимоги до освітлення	Заходи забезпечення
Робочий стіл	Підготовка матеріалів, запис результатів	Рівномірне освітлення без різких тіней	Загальне та місцеве освітлення
Зона печі	Завантаження шихти, контроль плавлення	Достатня видимість робочої зони	Справні світильники, відсутність затінення
Зона мікроскопа	Аналіз мікроструктури	Підвищена точність зорової роботи	Регулювання підсвічування
Зона мікротвердоміра	Наведення індентора, вимірювання відбитків	Чітка видимість відбитків	Локальне освітлення та чистота оптики
Робоче місце ПК	Обробка результатів	Відсутність відлюсків на екрані	Правильне розташування монітора

Для забезпечення безпечних умов роботи необхідно регулярно очищувати світильники, не допускати мерехтіння ламп, правильно розміщувати монітор персонального комп'ютера та уникати засліплення прямим світловим потоком.

5.6 Аналіз інфрачервоного випромінювання

Під час виконання експериментальної частини використовується електрична піч опору тигельного типу. Плавлення експериментальних сплавів проводиться при температурі близько 850 °С [41].

Електрична піч, нагрітий тигель і металевий розплав є джерелами інфрачервоного випромінювання. Тривала дія теплового випромінювання може призводити до перегрівання організму, втоми, подразнення органів зору та підвищення навантаження на серцево-судинну систему.

У таблиці 5.4 вказані небезпеки пов'язані з інфрачервоним випромінюванням.

Таблиця 5.4 – Небезпеки, пов'язані з інфрачервоним випромінюванням

Джерело небезпеки	Можливий вплив	Заходи захисту
Електрична піч опору	Теплове навантаження, перегрівання	Вентиляція, обмеження часу роботи біля печі
Нагрітий тигель	Контактні опіки	Термостійкі рукавиці, щипці
Розплавлений метал	Опіки, бризки розплаву	Захисний щиток, окуляри, спецодяг
Нагріті зразки	Контактні опіки	Використання інструментів

Для зменшення впливу інфрачервоного випромінювання необхідно застосовувати захисні екрани, не відкривати піч без потреби, використовувати термостійкі рукавиці, захисні окуляри або щиток, а також лабораторний халат із щільної тканини.

5.5 Аналіз впливу шуму та вібрації

Джерелами шуму під час виконання роботи є вентиляційна система, електрична піч, шліфувально–полірувальне обладнання та допоміжні лабораторні пристрої. Шум і вібрація можуть негативно впливати на працездатність, концентрацію уваги та загальне самопочуття працівника.

Основним джерелом постійного шуму є витяжна система вентиляції, встановлена над електропіччю. Допустимий рівень шуму для лабораторних умов не повинен перевищувати встановлені санітарні норми [41].

У таблиці 5.5 вказані джерела шуму та заходи для зменшення впливу.

Таблиця 5.5 – Джерела шуму та заходи зменшення впливу

Джерело шуму	Характер впливу	Тривалість дії	Заходи захисту
Витяжна вентиляція	Постійний шум під час роботи печі	До 2 год	Контроль справності вентиляції
Шліфувальне обладнання	Шум і локальна вібрація	короткочасно	Фіксація зразка, справність обладнання
Полірувальне обладнання	Шум і вібрація	короткочасно	Обмеження часу роботи
Персональний комп'ютер	Незначний шум	тривало	Раціональне розміщення робочого часу

Для зменшення впливу шуму та вібрації необхідно використовувати справне обладнання, не перевищувати рекомендовані режими роботи, надійно фіксувати зразки та проводити обробку у спеціально відведеному місці.

5.7 Аналіз забрудненості повітря

Під час виконання експериментальної роботи можливе утворення пилу, аерозолів і продуктів окиснення. Основними джерелами забруднення повітря є підготовка шихтових матеріалів, плавлення алюмінієвих сплавів, введення легувальних елементів, шліфування та полірування зразків.

Досліджувані сплави містять Al, Ni, La, Mg, Si, Cu та Mn у різних співвідношеннях [42]. Під час нагрівання й обробки таких матеріалів необхідно враховувати можливість утворення оксидних плівок, дрібнодисперсного пилу та частинок шліфувальних матеріалів.

У таблиці 5.6 вказані джерела забруднення повітря та заходи захисту.

Таблиця 5.6 – Джерела забруднення повітря та заходи захисту

Джерело забруднення	Можливі шкідливі фактори	Заходи захисту
Плавлення сплавів	Оксидні аерозолі, продукти нагрівання	Витяжна вениляція
Введення Mg, Si, Cu, Mn	Пил і частинки легувальних елементів	Захисні окуляри, рукавиці
Шліфування зразків	Металевий та абразивний пил	Локальна вентиляція, респіратор за потреби
Полірування	Дрібнодисперсний пил, залишки паст	Очищення робочого місця
Очищення зразків	Забруднення поверхонь	Прибирання, закриті ємності для відходів

Для забезпечення безпеки необхідно використовувати загальнообмінну та місцеву вентиляцію, не допускати накопичення пилу, регулярно прибирати робоче місце та зберігати шихтові матеріали у відповідних ємностях.

5.8 Електробезпека

Електроживлення всього лабораторного обладнання здійснюється від стандартної однофазної мережі за напругою 220 В. Використовуваний мікроскоп оснащений додатковою ізоляцією для підвищеної електричної безпеки.

Безпечність роботи з електрообладнанням значною мірою залежить від таких факторів, як вологість і температура повітря, електропровідність підлогового і настінного покриття, а також відсутність у повітрі агресивних парів або струмопровідного пилу.

Захист персоналу забезпечується за допомогою низки технічних заходів: корпусів, що унеможливають доступ до струмопровідних частин. Наймовірність ураження електрострумом впливають такі чинники: сила і характер струму (найчастіше змінний), його частота (50 Гц), тривалість впливу, шлях проходження струму через тіло, а також загальний фізіологічний стан людини та умови довкілля.

Вважається, що струм силою понад 25 мА вже є потенційно небезпечним, оскільки викликає судоми і утруднює самостійне від'єднання від джерела. Струм вище 100 мА може мати фатальні наслідки.

У лабораторії належним чином організовано захисне заземлення всіх приладів та металевих корпусів. Робочі зона облаштовані так, щоб уникати ситуацій у яких працівник може одночасно торкатись різних частин обладнання, що знижує ризик ураження. Найімовірніше причинами нещасних випадків можуть бути пошкодження ізоляції чи несправність розеток.

5.9 Пожежна безпека

Лабораторія розміщується в будівлі, що класифікується за першим ступенем вогнестійкості. Відповідно до вимог НАПБ Б.03.002–2007 [41], за ознаками вибухопожежної та пожежної безпеки приміщення належить до категорії . Інші зони приміщення підпадають під категорію В, оскільки в процесі роботи можуть використовуватись горючі та важкогорючі рідини й тверді речовини. При цьому обсяги та властивості цих матеріалів не

відповідають критеріям, встановленим для категорій А чи Б. Таким чином, відповідно до сукупних характеристик, лабораторія відноситься до категорії В.

Клас вибухонебезпечної зони в даному випадку не визначається, оскільки такі умови відсутні. Згідно з НПАОП 40.1–1.32–01, клас пожежонебезпеки приміщення визначено як П–Па. Це обумовлено наявністю твердих горючих матеріалів у зоні розміщення електротехнічного обладнання [42].

Для забезпечення безпечної евакуації персоналу в разі надзвичайної ситуації розроблено та вивішено відповідну схему евакуації, яка подана на рисунку 5.3.

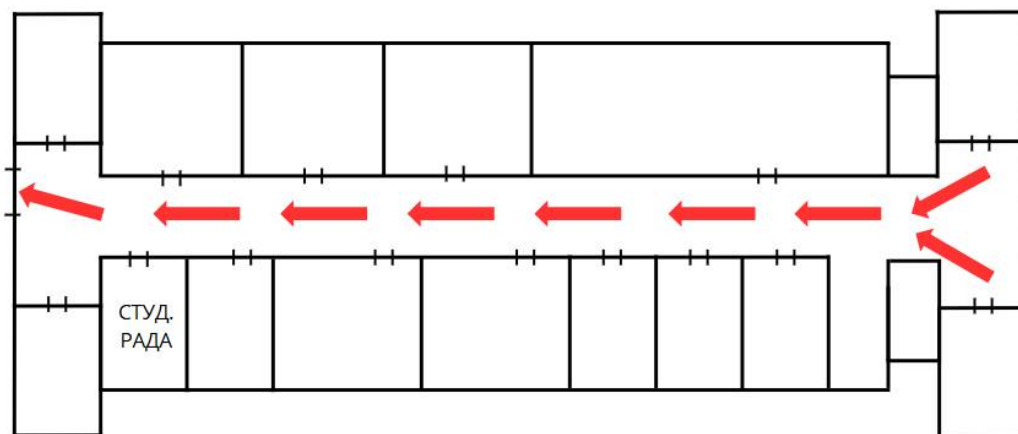


Рисунок 5.3 – План евакуації на випадок пожежі

З метою ліквідації загорянь, що можуть виникнути внаслідок короткого замикання електричних мереж у лабораторному приміщенні, передбачено первинний засіб пожежогасіння – вуглекислотний вогнегасник типу ОУ–2. Його технічні характеристики дозволяють здійснювати гасіння електроустановок під напругою без необхідності попереднього знеструмлення.

Для забезпечення організованої евакуації персоналу у разі надзвичайної ситуації розроблено і затверджено план евакуації, розміщений на видимому місці. Крім того, у приміщенні функціонує автоматизована система пожежної сигналізації комбінованого типу, що реагує на теплові або димові прояви горіння.

Комплекс превентивних заходів у сфері пожежної безпеки включає суворе дотримання правил експлуатації обладнання, проведення обов'язкового протипожежного інструктажу для всіх працівників, заборону паління у несанкціонованих зонах, а також наявність технічних засобів для виявлення і ліквідації загорянь на ранніх етапах.

5.10 Висновки до розділу 5

У п'ятому розділі проведено аналіз умов праці під час виконання досліджень сплавів системи Al-Ni-La.

Встановлено, що лабораторне приміщення № 510 відповідає вимогам щодо площі та об'єму на одного працівника. Площа лабораторії становить 18 м², об'єм – 57,6 м³, а на одного працівника припадає 9 м² площі та 28,8 м³ об'єму повітря.

Проаналізовано параметри мікроклімату, освітленості, інфрачервоного випромінювання, шуму, вібрації, забрудненості повітря, електробезпеки та пожежної безпеки.

Основними небезпечними факторами є висока температура печі та розплаву, інфрачервоне випромінювання, електрична напруга, пил під час шліфування, можливе забруднення повітря продуктами плавлення, шум і пожежна небезпека.

Для зменшення впливу небезпечних факторів передбачено використання вентиляції, захисного одягу, термостійких рукавиць, захисних окулярів або щитка, справного електрообладнання, заземлення та дотримання інструкцій з експлуатації лабораторних приладів.

Пожежна безпека забезпечується правильним зберіганням матеріалів, очищенням робочого місця, контролем роботи електричної печі та наявністю

засобів пожежогасіння. Особливу увагу необхідно приділяти забороні використання води для гасіння загоряння металевих частинок або магнію.

Таким чином, за умови дотримання вимог охорони праці, електробезпеки, пожежної безпеки та виробничої санітарії виконання досліджень у лабораторії є безпечним.

ВИСНОВКИ

У дипломній роботі досліджено вплив твердорозчинних зміцнювачів на структурно-фазові характеристики ливарних сплавів системи Al-Ni-La. Встановлено, що сплави цієї системи є перспективними для створення жароміцних алюмінієвих матеріалів, оскільки нікель і лантан сприяють утворенню термічно стабільних інтерметалідних фаз, які підвищують твердість і стабільність структури при підвищених температурах.

У ході роботи було отримано та досліджено експериментальні сплави C1–C4. Усі сплави містили нікель і лантан як основні легувальні елементи системи Al-Ni-La. Відмінність між зразками полягала у введенні додаткових твердорозчинних зміцнювачів Mg, Si, Cu та Mn. Найбільш комплексно легованим був сплав C2, сплав C3 мав нижчий вміст додаткових елементів, а сплав C4 містив марганець як основний додатковий зміцнювач.

Проведені дослідження показали, що додаткове легування впливає на ливарні властивості сплавів. Зі зменшенням ступеня легованості рідкоплинність сплавів знижується, що свідчить про позитивний вплив Mg, Si, Cu та Mn на здатність розплаву заповнювати ливарну форму. Це пов'язано зі збільшенням кількості евтектичної складової, яка покращує технологічні властивості досліджуваних сплавів.

Металографічний аналіз показав, що досліджувані сплави мають багатофазну литу структуру. Основу структури становить твердий розчин на основі алюмінію, а в міждендритних ділянках розташовуються евтектичні області, збагачені інтерметалідними фазами. Додаткове легування змінює характер розподілу евтектичних ділянок, їх дисперсність і загальний структурний стан сплавів.

Встановлено, що евтектичні області мають значно вищу мікротвердість порівняно із зернами алюмінієвого твердого розчину. Мікротвердість зерен становила (61,5–94,2) HV, тоді як мікротвердість евтектичних областей знаходилась у межах (85,4–151,2) HV. Найвище значення мікротвердості

евтектики було зафіксовано для сплаву С4, що свідчить про позитивний вплив марганцю на зміцнення евтектичної складової та стабілізацію структури.

Рентгенофазовий аналіз підтвердив наявність у досліджуваних сплавах основної фази α -Al та інтерметалідних фаз Al_3Ni і Al_3La . У складнолегованих сплавах можливе також утворення фаз Al_2Cu , Mg_2Si та Al_3Mn , однак їхні піки можуть бути слабкими або перекриватися з максимумами основних фаз. Окремих чітких піків марганцевмісної фази не виявлено, що може пояснюватися низьким вмістом Mn, його частковим розчиненням в алюмінієвій матриці або перекриттям піків з іншими інтерметалідами.

Економічне обґрунтування показало доцільність виконання роботи. Планова кошторисна вартість дослідження становить 84890,75 грн, умовний економічний ефект – 203777,31 грн, а коефіцієнт умовної економічної ефективності дорівнює 2,40. Це підтверджує економічну доцільність проведення досліджень у даному напрямі.

Отже, результати роботи підтверджують, що додаткове легування сплавів системи Al-Ni-La твердорозчинними зміцнювачами впливає на формування мікроструктури, фазовий склад, рідкоплинність і мікротвердість. Найважливішу роль у зміцненні відіграють евтектичні області та інтерметалідні фази, які забезпечують підвищення твердості та потенційну термічну стабільність матеріалу. Досліджувані сплави можуть розглядатися як перспективні матеріали для виготовлення литих деталей, що працюють в умовах підвищених температур і механічних навантажень.

У розділі охорони праці проаналізовано умови виконання експериментальних досліджень у лабораторному приміщенні. Визначено основні шкідливі та небезпечні виробничі фактори, які можуть виникати під час плавлення, підготовки зразків, проведення металографічного аналізу та роботи з електрообладнанням. До них належать підвищена температура, можливість опіків, дія пилу та шкідливих речовин, електрична небезпека, недостатня освітленість, шум і ризик виникнення пожежі. Запропоновані заходи безпеки

передбачають використання засобів індивідуального захисту, дотримання правил роботи з нагрівальним і лабораторним обладнанням, забезпечення належної вентиляції, освітлення, електробезпеки та пожежної безпеки. Виконання зазначених вимог дає змогу створити безпечні умови праці та знизити ризик травмування під час проведення досліджень.

CONCLUSIONS

The thesis investigated the influence of solid-solution hardeners on the structural-phase characteristics of casting alloys of the Al-Ni-La system. It was found that alloys of this system are promising for creating heat-resistant aluminum materials, since nickel and lanthanum contribute to the formation of thermally stable intermetallic phases, which increase the hardness and stability of the structure at elevated temperatures.

In the course of the work, experimental alloys C1–C4 were obtained and studied. All alloys contained nickel and lanthanum as the main alloying elements of the Al-Ni-La system. The difference between the samples was the introduction of additional solid-solution hardeners Mg, Si, Cu and Mn. The most complex alloyed was alloy C2, alloy C3 had a lower content of additional elements, and alloy C4 contained manganese as the main additional hardener.

The conducted studies showed that additional alloying affects the casting properties of alloys. With a decrease in the degree of alloying, the fluidity of the alloys decreases, which indicates a positive effect of Mg, Si, Cu and Mn on the ability of the melt to fill the casting mold. This is due to an increase in the amount of the eutectic component, which improves the technological properties of the studied alloys.

Metallographic analysis showed that the studied alloys have a multiphase cast structure. The basis of the structure is a solid solution based on aluminum, and in the interdendritic areas there are eutectic regions enriched with intermetallic phases. Additional alloying changes the nature of the distribution of eutectic regions, their dispersion and the general structural state of the alloys.

It was established that the eutectic regions have a significantly higher microhardness compared to the grains of aluminum solid solution. The microhardness of the grains was (61.5–94.2) HV, while the microhardness of the eutectic regions was within (85.4–151.2) HV. The highest value of the eutectic microhardness was

recorded for alloy C4, which indicates a positive effect of manganese on strengthening the eutectic component and stabilizing the structure.

X-ray phase analysis confirmed the presence of the main phase α -Al and intermetallic phases Al₃Ni and Al₃La in the studied alloys. In complex alloyed alloys, the formation of phases Al₃Cu, Mg₂Si and Al₃Mn is also possible, but their peaks may be weak or overlap with the maxima of the main phases. No separate clear peaks of the manganese-containing phase were detected, which may be explained by the low content of Mn, its partial dissolution in the aluminum matrix or overlapping peaks with other intermetallics.

Economic justification showed the feasibility of performing the work. The planned estimated cost of the study is 84890.75 UAH, the conditional economic effect is 203777.31 UAH, and the coefficient of conditional economic efficiency is 2.40. This confirms the economic feasibility of conducting research in this direction.

Thus, the results of the work confirm that additional alloying of alloys of the Al-Ni-La system with solid-solution hardeners affects the formation of the microstructure, phase composition, fluidity and microhardness. The most important role in strengthening is played by eutectic regions and intermetallic phases, which provide increased hardness and potential thermal stability of the material. The studied alloys can be considered as promising materials for the manufacture of cast parts operating under conditions of elevated temperatures and mechanical loads.

The section on labor protection analyzes the conditions for conducting experimental research in a laboratory. The main harmful and dangerous production factors that may arise during melting, sample preparation, metallographic analysis, and work with electrical equipment are identified. These include elevated temperatures, the possibility of burns, exposure to dust and harmful substances, electrical hazards, insufficient lighting, noise, and the risk of fire. The proposed safety measures include the use of personal protective equipment, compliance with the rules for working with heating and laboratory equipment, and ensuring proper ventilation, lighting, electrical safety, and fire safety. Compliance with these

requirements allows for the creation of safe working conditions and the reduction of the risk of injury during research.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Aluminum and Aluminum Alloys / ed. by J. R. Davis. – Materials Park : ASM International, 1993. – 784 p.
2. Polmear I. J. Light Alloys: Metallurgy of the Light Metals / I. J. Polmear, D. StJohn, J. F. Nie, M. Qian. – 5th ed. – Oxford : Butterworth–Heinemann, 2017. – 544 p.
3. Mondolfo L. F. Aluminum Alloys: Structure and Properties / L. F. Mondolfo. – London ; Boston : Butterworths, 1976. – 971 p.
4. Handbook of Aluminum. Vol. 1. Physical Metallurgy and Processes / ed. by G. E. Totten, D. S. MacKenzie. – New York : Marcel Dekker, 2003. – 1296 p.
5. Kaufman J. G. Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications / J. G. Kaufman, E. L. Rooy. – Materials Park : ASM International, 2004. – 350 p.
6. Belov N. A. Multicomponent Phase Diagrams: Applications for Commercial Aluminum Alloys / N. A. Belov, D. G. Eskin, A. A. Aksenov. – Amsterdam : Elsevier, 2005. – 424 p.
7. Casting. ASM Handbook. Vol. 15 / ed. by S. Viswanathan, D. Apelian, R. J. Donahue, B. DasGupta, M. Gywn [et al.]. – Materials Park : ASM International, 2008. – 1188 p.
8. Casting Aluminum Alloys: Their Physical and Mechanical Metallurgy / M. V. Glazoff, A. V. Khvan, V. S. Zolotarevsky, N. A. Belov. – 2nd ed. – Oxford : Butterworth–Heinemann, 2019. – 562 p.
9. Binary Alloy Phase Diagrams. Vol. 1–3 / ed. by T. B. Massalski, H. Okamoto, P. R. Subramanian, L. Kacprzak. – 2nd ed. – Materials Park : ASM International, 1990. – 3589 p.

10. Phase Diagrams of Binary Aluminum Alloys / ed. by J. L. Murray. – Materials Park : ASM International. 1989. – 392 p.
11. Okamoto H. Al–Ni (Aluminum–Nickel) / H. Okamoto // Journal of Phase Equilibria and Diffusion. – 2004. – Vol. 25, No. 4. – 394 p. – DOI: 10.1007/s11669-004-0163-0.
12. Okamoto H. Al–La (Aluminum–Lanthanum) / H. Okamoto // Journal of Phase Equilibria and Diffusion. – 2007. – Vol. 28, No. 6. – 581. – DOI: 10.1007/s11669-007-9178-7.
13. Raghavan V. Al–La–Ni (Aluminum–Lanthanum–Nickel) / V. Raghavan // Journal of Phase Equilibria and Diffusion. – 2006. – Vol. 27, No. 4. – 392. – DOI: 10.1361/154770306X116333.
14. Villars P. Handbook of Ternary Alloy Phase Diagrams / P. Villars, A. Prince, H. Okamoto. – Materials Park : ASM International, 1995. – P. 3836–3837.
15. Synthesis of high strength aluminum alloys in the Al–Ni–La system / J. Mu, P. Sha, Z. Zhu, Y. Wang, H. Zhang, Z. Hu // Journal of Materials Research. – 2014. – Vol. 29, No. 5. – P. 708–717. – DOI: 10.1557/jmr.2014.35.
16. Voron M. M. Dependence between structure of cast Al–Ni–La alloys and their chemical composition / M. M. Voron // Metal Science and Treatment of Metals. – 2021. – Vol. 27, No. 4. – P. 45–51. – DOI: 10.15407/mom2021.04.045.
17. Voron M. M. Influence of magnesium on high-temperature structural-phase stability of Al–Ni–La system alloys / M. M. Voron // Metal Science and Treatment of Metals. – 2021. – Vol. 27, No. 2. – P. 38–46. – DOI: 10.15407/mom2021.02.038.
18. High Strength Al–La, Al–Ce, and Al–Ni Eutectic Aluminum Alloys Obtained by High-Pressure Torsion / S. O. Rogachev, E. A. Naumova, E. A. Lukina, A. V. Zavodov, V. M. Khatkevich // Materials. – 2021. – Vol. 14, No. 21. – Article 6404. – DOI: 10.3390/ma14216404.
19. Yousefi F. Effect of Partial Substitution of Mn for Ni on Mechanical Properties of Friction Stir Processed Hypoeutectic Al–Ni Alloys / F. Yousefi,

R. Taghiabadi, S. Baghshahi // Metallurgical and Materials Transactions B. – 2018. – Vol. 49. – P. 3007–3018. – DOI: 10.1007/s11663-018-1422-5.

20. Yousefi F. Improving mechanical properties of Mn-added hypoeutectic Al–4Ni alloy by friction stir processing / F. Yousefi, R. Taghiabadi, S. Baghshahi // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2019. – Vol. 29, No. 3. – P. 460–472. – DOI: 10.1016/S1003-6326(19)64955-1.

21. Porter D. A. Phase Transformations in Metals and Alloys / D. A. Porter, K. E. Easterling, M. Y. Sherif. – 3rd ed. – Boca Raton : CRC Press, 2009. – 520 p.

22. Reed-Hill R. E. Physical Metallurgy Principles / R. E. Reed-Hill, R. Abbaschian. – 3rd ed. – Boston : PWS Publishing, 1994. – 926 p.

23. Callister W. D. Materials Science and Engineering: An Introduction / W. D. Callister, D. G. Rethwisch. – 10th ed. – Hoboken : Wiley, 2018. – 960 p.

24. Microhardness measurements and the Hall–Petch relationship in an Al–Mg alloy with submicrometer grain size / M. Furukawa, Z. Horita, M. Nemoto, R. Z. Valiev, T. G. Langdon // Acta Materialia. – 1996. – Vol. 44, No. 11. – P. 4619–4629. – DOI: 10.1016/1359-6454(96)00105-X.

25. Vander Voort G. F. Metallography: Principles and Practice / G. F. Vander Voort. – Materials Park : ASM International, 1999. – 752 p.

26. Jenkins R. X-Ray Fluorescence Spectrometry / R. Jenkins. – 2nd ed. – New York : Wiley–Interscience, 1999. – 232 p.

27. Cullity B. D. Elements of X-Ray Diffraction / B. D. Cullity, S. R. Stock. – 3rd ed. – Upper Saddle River : Prentice Hall, 2001. – 664 p.

28. Jenkins R. Introduction to X-Ray Powder Diffractometry / R. Jenkins, R. L. Snyder. – New York : Wiley–Interscience, 1996. – 432 p.

29. ISO 6507-1:2018. Metallic materials – Vickers hardness test – Part 1: Test method. – Geneva : International Organization for Standardization, 2018. – 42 p.

30. ASTM E384–22. Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. – West Conshohocken : ASTM International, 2022.

31. ASTM E3–11(2017). Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. – West Conshohocken : ASTM International, 2017.

32. ASTM E407–07(2015). Standard Practice for Microetching Metals and Alloys. – West Conshohocken : ASTM International, 2015.

33. Про охорону праці : Закон України від 14.10.1992 № 2694–XII [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://zakon.rada.gov.ua/go/2694-12> (дата звернення: 08.06.2026).

34. Про затвердження Вимог щодо безпеки та захисту здоров'я працівників під час роботи з екранними пристроями : наказ Міністерства соціальної політики України від 14.02.2018 № 207 [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://zakon.rada.gov.ua/go/z0508-18> (дата звернення: 08.06.2026).

35. ДСН 3.3.6.042–99. Санітарні норми мікроклімату виробничих приміщень [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://zakon.rada.gov.ua/go/va042282-99> (дата звернення: 08.06.2026).

36. ДСН 3.3.6.037–99. Санітарні норми виробничого шуму, ультразвуку та інфразвуку : затв. постановою Головного державного санітарного лікаря України від 01.12.1999 № 37. – Київ : Міністерство охорони здоров'я України, 1999. – [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://zakon.rada.gov.ua/go/va037282-99> (дата звернення: 08.06.2026).

37. ДСН 3.3.6.039–99. Державні санітарні норми виробничої загальної та локальної вібрації : затв. постановою Головного державного санітарного лікаря України від 01.12.1999 № 39. – Київ : Міністерство охорони здоров'я України, 1999. – [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://zakon.rada.gov.ua/go/va039282-99> (дата звернення: 08.06.2026).

38. ДСТУ Б В.1.1–36:2016. Визначення категорій приміщень, будинків та зовнішніх установок за вибухопожежною та пожежною небезпекою : національний стандарт України. – Чинний від 2017–01–01. – Київ : Мінрегіон України, 2016. – [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://zakon.rada.gov.ua/go/v0158858-16> (дата звернення: 08.06.2026).

39. ДСТУ Б В.1.1–36:2016. Визначення категорій приміщень, будинків та зовнішніх установок за вибухопожежною та пожежною небезпекою : національний стандарт України. – Чинний від 2017–01–01. – Київ : Мінрегіон України, 2016. – 66 с.

40. НПАОП 40.1–1.32–01. Правила будови електроустановок. Електрообладнання спеціальних установок [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://zakon.rada.gov.ua/go/v0272203-01> (дата звернення: 08.06.2026).

41. Правила пожежної безпеки в Україні : наказ Міністерства внутрішніх справ України від 30.12.2014 № 1417 [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://zakon.rada.gov.ua/go/z0252-15> (дата звернення: 08.06.2026).

42. Національне положення (стандарт) бухгалтерського обліку 16 «Витрати» : наказ Міністерства фінансів України від 31.12.1999 № 318 [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://zakon.rada.gov.ua/go/z0027-00> (дата звернення: 08.06.2026).

43. Про оплату праці : Закон України від 24.03.1995 № 108/95–ВР [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://zakon.rada.gov.ua/go/108/95-%D0%B2%D1%80> (дата звернення: 08.06.2026).

44. Про збір та облік єдиного внеску на загальнообов’язкове державне соціальне страхування : Закон України від 08.07.2010 № 2464–VI [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://zakon.rada.gov.ua/go/2464-17> (дата звернення: 08.06.2026).