

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

Інститут матеріалознавства та зварювання імені Є.О. ПАТОНА

Кафедра ливарного виробництва

«На правах рукопису»
УДК _____

До захисту допущено:

Завідувач кафедри

_____ М. М. Ямшинський

«___» _____ 2021 р.

Магістерська дисертація

на здобуття ступеня магістра

за освітньо-професійною програмою «Спеціальна металургія»

зі спеціальності 136 «Металургія»

**на тему: «Вплив параметрів кристалізації на структуру і властивості сплавів
типу Al-Mg-Si-Mn»**

Виконав :

Студент VI курсу, групи ФС-01мп

Дуань Маньтан _____

Керівник:

проф., д.т.н Костецький Ю.В. _____

Консультант з економічно-організаційної частини:

доц., к.е.н. Нараєвський С.В. _____

Консультант з нормоконтролю:

доц., к.т.н. Лютий Р.В. _____

Рецензент:

к. т. н., с.н.с. Калинюк О. М. _____

Засвідчую, що у цій магістерській дисертації
немає запозичень з праць інших авторів без
відповідних посилань.

Студент _____

Київ – 2021 року

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»
Інститут матеріалознавства та зварювання імені Є.О. ПАТОНА
Кафедра ливарного виробництва

Рівень вищої освіти – другий (магістерський)

Спеціальність – 136 «Металургія»

Освітньо-професійна програма «Спеціальна металургія»

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри

_____ М.М. Ямшинський

« ____ » _____ 2021 р.

ЗАВДАННЯ
НА МАГІСТЕРСЬКУ ДИСЕРТАЦІЮ СТУДЕНТУ

Дуань Маньтан

1. Тема дисертації «Вплив параметрів кристалізації на структуру і властивості сплавів типу Al-Mg-Si-Mn».
2. Науковий керівник: Костецький Юрій Віталійович, проф., д.т.н. затверджені наказом по університету від « ____ » _____ 2021 р. № _____ Термін подання студентом дисертації _____
3. Об'єкт дослідження: Ливарний сплав Al-Mg-Si-Mn
4. Вихідні дані до роботи: 4.1. Матеріали наукової переддипломної практики; 4.2. Література за темою дисертації; 4.3 Моделювання; 4.4 Дослідження. 4.5 Професор Михаленков К. В. надає дані.
5. Перелік питань, які потрібно розробити:
 - 5.1. Виконати літературний огляд;
 - 5.2. Ознайомитися з методикою дослідження наукової роботи;
 - 5.3. Аналіз отриманих образчиків;
 - 5.4. Опрацювати отриманні результати;
 - 5.5. Розробити організаційно-економічну частину дисертації;

5.6. Розробити бізнес-проект

6. Перелік ілюстративного матеріалу: Презентація (27 слайдів)

7. Консультанти розділів роботи*

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		Завдання видав	Завдання прийняв
Економічно-організаційна частина	к.т.н. доцент Нараєвський С. В.		
Нормоконтроль	доц., к.т.н. Лютий Р.В.		

8. Дата видачі завдання 01 вересня 2020 року

Календарний план

№ з/п	Назва етапів виконання магістерської дисертації	Термін виконання етапів роботи	Примітка
1	Переддипломна практика	01.09.21....26.10.21	
2	Вивчення літератури за темою дисертації	27.10.21....03.11.21	
3	Дослідження	01.11.21....01.12.21	
4	Моделювання	15.10.21....01.12.21	
5	Опрацювання результатів досліджень	11.11.21...08.12.21	
6	Виконання робіт з економічного розділу та бізнес-плану	18.11.21...25.11.21	
7	Виконання завдання з стартап	01.12.21...06.12.21	
8	Оформлення магістерської дисертації	01.12.21....06.12.21	
9	Рецензування	14.12.21....21.12.21	
10	Захист роботи	22.12.2021	

Студент

Дуань Маньтан

Керівник

Костецький Юрій Віталійович

* Якщо визначені консультанти. Консультантом не може бути зазначено керівника дипломної роботи.

РЕФЕРАТ

Магістерська дисертація: 88 с., 28 рис., 12 табл., 58 посилань.

Об'єкт дослідження –Ливарний алюмінієвий сплав Al-Mg-Si-Mn.

Предмет дослідження – Вплив зміни різних параметрів кристалізації на механічні властивості та мікроструктуру сплаву.

Мета роботи – Визначення умов отримання ливарного алюмінієвого сплаву Al-Mg-Si-Mn з покращеними механічними властивостями шляхом зміни умов кристалізації, з метою подальшого розширення сфери застосування даного сплаву.

Методи дослідження – Використання різних методів лиття та зміна умов лиття під тиском, додавання Mg, Mn, Ti, Sc для зміни мікроструктури та властивостей сплаву, комп'ютерне моделювання.

Результати досліджень – Сплав, отриманий методом лиття під високим тиском, має кращі механічні властивості. Коли тиск формування становить 100 МПа, механічні властивості сплаву є оптимальними. Додавання Mg до базового сплаву істотно не змінює механічні властивості сплаву. Додавання Mn мало впливає на межу плинності та міцність на розрив сплаву, але впливає на подовження сплаву. Додавання Ti у сплав спричиняє невелику зміну механічних властивостей сплаву та утворення в ньому інтерметалічних сполук Al_3Ti . Додавання Sc може значно покращити механічні властивості сплаву.。

Ступінь впровадження – лабораторні випробування та моделювання.

Галузі застосування – машинобудування.

Прогнозні припущення щодо розвитку об'єкта дослідження – Подальші дослідження впливу різних добавок, таких як подрібнювачі, модифікатори та інші мікроелементи на властивості сплавів досі не з'ясовані.

ЛИВАРНИЙ АЛЮМІНІЄВИЙ СПЛАВ, Al-Mg-Si-Mn, ЗАТВЕРДІННЯ, ЛЕГУВАННЯ, КРИСТАЛІЗАЦІЯ, $AlMg_5Si_2Mn$, ЗМІЦНЕННЯ.

ABSTRACT

Thesis: 88 pages, 28 figures, 12 tables, 58 references.

The object of study - Casting Al-Mg-Si-Mn alloy.

The subject of study- Influence of change of different crystallization parameters on mechanical properties and microstructure of the alloys.

The purpose of the study- Obtaining a cast aluminum alloy with better mechanical properties by changing different methods of crystallization, to further expand the scope of Al-Mg-Si-Mn alloys.

Research methods – Using different casting methods and changing the conditions of die casting, adding Mg, Mn, Ti, Sc to change the microstructure and properties of the alloys, computer simulation.

The results of the study – Experimental alloy have better mechanical properties after high-pressure die casting. The alloy has the best mechanical properties at the molding pressure is 100MPa. Adding Mg to the M59 base alloys does not significantly change the mechanical properties of the alloys. The addition of Mn makes little effect on the yield strength and tensile strength of the alloys, but greater effects on elongation. The addition of Ti to the alloy also produced a slight change in the its mechanical properties, and intermetallic Al_3Ti compounds were found in the alloys. The addition of Sc can significantly improve the mechanical properties of the alloys.

Degree of implementation – Laboratory tests and simulations.

Areas of application – Car manufacturing

Predictive assumptions about the development of the object of study - Further studies of the effect of different additives, such as grain refiners, modifiers and microalloying elements still not clear.

CAST ALUMINUM ALLOY, Al-Mg-Si-Mn, SOLIDIFICATION, ALLOYING, CRYSTALLIZATION, $AlMg_5Si_2Mn$, STRENGTHENING.

ЗМІСТ

РЕФЕРАТ	4
ABSTRACT	5
ВСТУП.....	9
Розділ 1. ЛИВАРНІ СПЛАВИ АЛЮМІНІЮ І МЕХАНІЗМИ ЇХ ЗМІЦНЕННЯ	10
1.1 Алюміній та алюмінієві сплави	10
1.2 Ливарні алюмінієві сплави. Загальна характеристика	11
1.3 Концепція зміцнення алюмінієвих сплавів	14
1.3.1 Зміцнення за рахунок утворення твердих розчинів	15
1.3.2 Зміцнення за рахунок подрібнення зерна.....	16
1.3.3 Деформаційне зміцнення	17
1.3.4 Зміцнення за рахунок формування другої фази.....	18
1.3.5 Композитне зміцнення	20
1.4 Затвердіння алюмінієвих сплавів	21
1.4.1 Зародження кристалів твердої фази	23
1.4.2 Зростання твердої фази.....	26
1.5 Особливості формування евтектики	29
Висновки	31
Розділ 2. АНАЛІЗ ІСНУЮЧИХ ДАНИХ ЩОДО ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ	
СИСТЕМИ Al-Mg-Si-Mn.....	32
2.1 Система Al-Mg-Si-Mn	32
2.2 Особливості кристалізації сплавів системи Al-Mg-Si-Mn	34
Розподіл 3. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТІВ	39
3.1 Дизайн сплавів.....	39
3.2 Виплавлення алюмінієвих сплавів	40
3.3 Експерименти з комп'ютерним моделюванням	42
Розподіл 4. РЕЗУЛЬТАТИ ЕКСПЕРИМЕНТІВ ТА АНАЛІЗ ОТРИМАНИХ	
ДАНИХ	44

4.1 Дослідження та аналіз базових сплавів	44
4.1.1 Процес затвердіння сплаву $\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}$	44
4.1.2 Розрахування фазову діаграму сплаву	46
4.1.3 Аналіз мікроструктури сплаву	47
4.1.4 Аналіз механічних властивостей сплаву M59	50
4.1.5 Вплив формувального тиску та часу утримання тиску на механічні властивості сплавів	51
4.2 Al-XMg-2Si-Mn	53
4.3 Al-5Mg-2Si-XMn	55
4.4 $\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}+\text{XTi}$	57
4.6 $\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}+\text{XSc}$	59
Висновки	62
Розділ 5. Техніко-економічне обґрунтування науково-дослідної роботи (НДР).	64
5.1. Науково-технічна актуальність НДР	64
5.2. Розрахунок витрат на проведення НДР	65
5.2.1. Витрати на оплату праці	65
5.2.2. Єдиний соціальний внесок	67
5.2.3. Матеріали, необхідні для проведення досліджень	68
5.2.4. Енергоносії для проведення досліджень	69
5.2.5. Витрати на спеціальне обладнання	69
5.2.6. Вартість послуг сторонніх організацій	69
5.2.7. Витрати на службові відрядження	69
5.2.8. Інші прямі неврахована витрати	70
5.2.9. Накладні витрати	70
5.2.10. Розроблення планової калькуляції кошторисної вартості теми	71
5.3. Науково-технічна ефективність НДР	71
Розділ 6. РОЗРОБЛЕННЯ СТАРТАП-ПРОЕКТУ	74
6.1 Короткий опис проекту	74

6.2 Бізнес-модель.....	74
6.2.1 Цінний продукт	74
6.2.2 Сегмент споживачів	74
6.2.3 Канали збуту	75
6.2.4 Взаємодія з споживачами.....	75
6.2.5 Дохід (монетизація)	75
6.2.6 Ключові види діяльності	75
6.2.7 Ключові ресурси.....	75
6.2.8 Ключові партнери	75
6.2.9 Витрати.....	76
6.3 Споживчі властивості товару.....	76
6.4 Дослідження ринку	76
6.5 Дослідження конкурентного оточення	77
6.6 Маркетингова стратегія просування	77
6.7 Елементи фінансового плану	77
6.7.1 Опис бізнес-проекту	77
6.7.2 Опис товару/послуги/технології.....	78
6.7.3 Маркетинг та продаж.....	78
6.7.4 Фінансовий план	79
6.7.5 Резюме	79
ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ.....	80
ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ.....	83

ВСТУП

Ливарні алюмінієві сплави знаходять широке застосування у промисловості завдяки оптимальному поєднанню питомої ваги, механічних та ливарних характеристик, високій корозійній стійкості. Основною рушійною силою розвитку алюмінієвих сплавів є зростаюча необхідність у полегшенні ваги конструкцій, підвищенні економічності та екологічності виробництва деталей в автомобільній та авіаційній промисловості.

За останні десятиліття значно підвищився інтерес до ливарних сплавів системи Al—Mg—Si—Mn, які розглядаються як потенційні конкуренти для існуючих промислових матеріалів. Незважаючи на активне використання Al-Mg-Si-Mn сплавів у ливарному виробництві, досі залишаються до кінця не вивченими формування їх структури і вплив мікроструктури на високі механічних властивості. Будучи довгий час у тіні, сплави системи Al—Mg—Si—Mn у 1996 р. повернулися на ринок. Х. Кохом і співавторами було встановлено, що алюмінієвий сплав з номінальним складом $AlMg_5Si_2Mn$ після лиття під тиском має високі показники механічних властивостей: водовження - до 18 %, границя плинності - до 220 МПа і межу міцності - до 350 МПа, що перевищують відповідні показники більшості існуючих ливарних сплавів.

Дисертаційна робота виконувалась на кафедрі ливарного виробництва Національного технічного університету України “Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського”.

Основним завданням роботи є пошук умов розливання та кристалізації існуючого сплаву, які забезпечать покращення механічних властивостей сплаву з метою подальшого розширення сфери застосування сплаву. Зміна умов затвердіння сплаву може змінити мікроструктуру та його властивості. В ході дослідження планувалось за рахунок поєднання експерименту та моделювання перевірити мікроструктуру та механічні властивості сплаву.

Розділ 1. ЛИВАРНІ СПЛАВИ АЛЮМІНІЮ І МЕХАНІЗМИ ЇХ ЗМІЦНЕННЯ

1.1 Алюміній та алюмінієві сплави

З початку промислового виробництва алюмінію трохи більше 100 років тому, цей матеріал став найважливішим корисним металом у нашому світі після сталі. Алюмінієві сплави мають багато привабливих характеристик, таких як висока міцність, хороша стійкість до корозії, відмінна оброблюваність та висока тепло- та електропровідність, що разом з легкістю та високою питомою міцністю, їх надзвичайно привабливими для багатьох застосувань. Відповідно до глобального звіту про застосування алюмінію у 2020 році (показано на Рис 1.1 нижче), алюмінієві сплави в основному застосовуються у будівництві, транспорті, машинах та устаткуванні, електроенергії, алюмінієвій фользі, упаковці тощо [1-4].

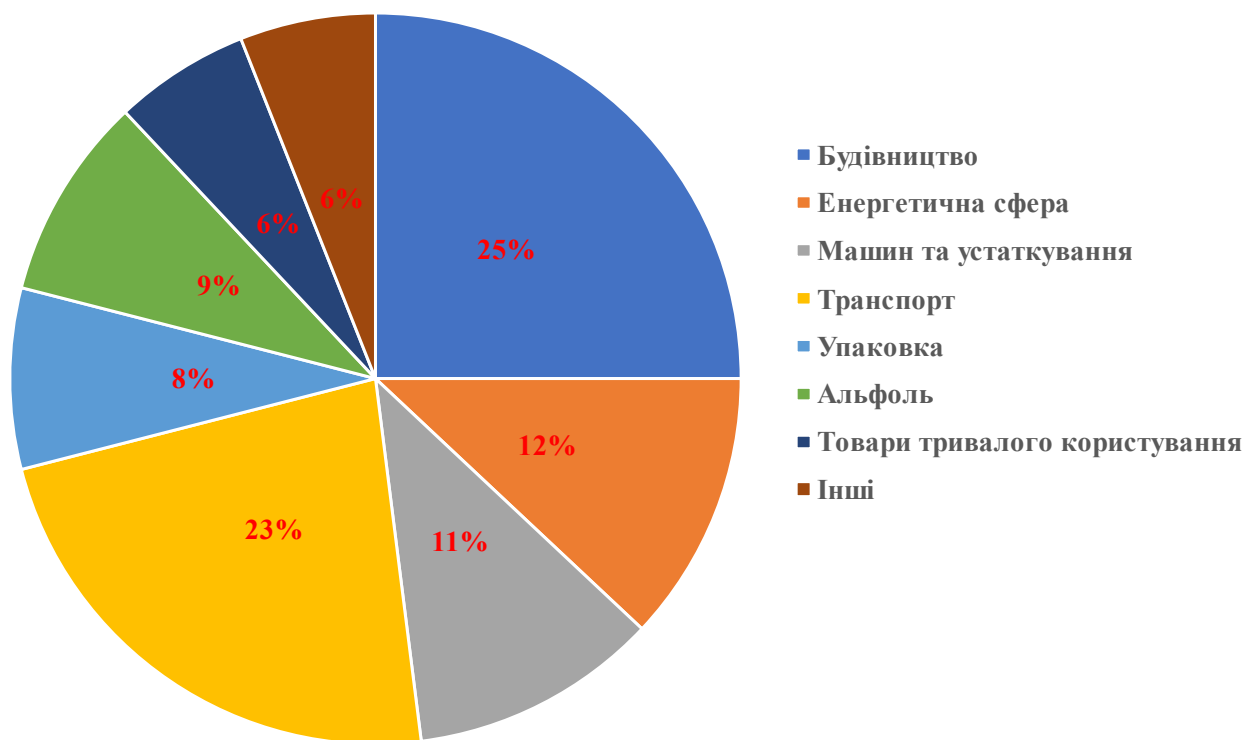


Рисунок 1.1 – Розподіл сфер застосування алюмінієвих сплавів у 2020 році (за даними [4])

1.2 Ливарні алюмінієві сплави. Загальна характеристика

За способом переробки у виробі алюмінієві сплави поділяють на дві групи:

(i) сплави, які після заливання в кристалізатор і охолодження піддаються пластичній деформації (екструзії, прокатці, куванню) і, відповідно, їх кінцеві споживчі властивості формуються після деформування і відповідної термічної обробки;

(ii) ливарні алюмінієві сплави – це матеріали призначені для виготовлення фасонного литва. Споживчі властивості сплавів цієї групи формуються безпосередньо під час твердіння в порожнині ливарної форми або після кристалізації і подальшої термічної обробки. На тепер існує багато видів ливарних сплавів алюмінію, які за звичай поділяють на наступні категорії [5]:

- (1) Al технічної чистоти
- (2) Al-Cu, Al-Cu-Mg
- (3) Al-Si-Mg, Al-Si-Cu, Al-Si-Mg-Cu
- (4) Al-Si
- (5) Al-Mg
- (6) Не використовується
- (7) Al-Zn-Mg

У кожній країні розроблений власна класифікація алюмінієвих сплавів, незважаючи на те, що вміст основних легуючих елементів майже однаковий. У Таблиці 1.1 наведено окремі марки ливарних алюмінієвих сплавів, які мають майже однаковий хімічний склад але відрізняються за позначенням [6]. З Таблиці 1.1 видно, що, крім сплавів Al-Mg та Al-Mg-Si, більшість ливарних сплавів вміщують кремній (Si) в кількості від 7 мас.% до 13 мас.%. Головною метою легування кремнієм – це підвищення текучості сплаву, що дає можливість металу заповнювати найбільш тонкі перетини в ливарній формі, а також підвищити твердість та міцність на розрив сплаву. Присутні в структурі ливарних силумінів із вмістом Si більшим за евтектичний (12,7 мас.%) кристали первинного кремнію можуть забезпечити хорошу зносостійкість і низький коефіцієнт лінійного розширення сплаву. Це дуже важливо для сплавів, з яких

виготовляють поршні двигунів внутрішнього згорання. Коли вміст кремнію наближається до евтектичного (12,7 мас.%) [7], сплав набуває фактично нульового інтервалу кристалізації і має кращу текучість, малу усадкову пористість і найнижчий рівень схильності до утворення гарячих тріщин. Якщо вміст кремнію продовжує збільшуватися, плавильний тигель піддається ерозії або з'являються тверді плями, що веде до погіршення технологічності, тому вміст Si в промислових сплавах не підвищують більше 14-15 мас.%. Деталі з особливими вимогами, наприклад, поршневі циліндри, зазвичай можуть бути виготовлені з високоміцних сплавів [8, 9] де вміст кремнію може бути дещо вищим.

Таблиця 1.1 – Порівняння загальних марок сплавів та композицій сплавів. (вміст елементів наведено в масових частках) [10]

Сплави серії	Країна	Марка	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Al
AL-Si	Китай	YL101	9,0~10,0	<0,6	0,45-0,65	<1,0	≤0,6	решта
		YL102	10,0~13,0	<0,6	<0,05	<1,2	≤0,6	
	Японія	ADC1	11,0~13,0	<1,0	<0,30	<1,2	0,3	
	США	413	11,0~13,0	<1,0	<0,35	<2,0	0,35	
	Росія	АЛ12	10,0~13,0	<0,6	<0,10	<1,5	-	
	Німеччина	AlSi2	10,5~13,5	<0,12	<0,4	<1,2	≤0,4	
AL-Si-Mg	Китай	YL104	8,0~10,5	<0,30	0,17~0,30	<1,0	0,2~0,5	решта
	Японія	ADC3	9,0~10,0	<0,60	0,40~0,60	<1,3	0,3	
	США	360	9,0~10,0	<0,60	0,40~0,60	<2,0	0,35	
	Росія	АЛ4	8,0~10,5	<0,10	0,17~0,30	<1,0	-	
	Німеччина	AlSi10Mg	9,0~11,0	<0,10	0,20~0,50	<1,0	≤0,4	
AL-Si-Cu	Китай	YL112	7,5~9,5	3,0~4,0	<0,30	<1,2	≤0,5	решта
		YL113	9,6~12,0	1,5~3,5	<0,30	<1,2	≤0,5	
	Японія	ADC10	7,5~9,5	2,0~4,0	<0,30	<1,3	0,5	
		ADC12	9,6~12,0	1,5~3,5	<0,30	<1,3	0,5	
	США	380	7,5~9,5	3,0~4,0	<0,10	<1,3	0,5	
		383	9,5~11,5	2,0~3,0	<0,10	<1,3	0,5	
	Німеччина	AlSi9Cu3	8,0~11,0	2,0~3,5	0,1~0,5	<1,3	0,1~0,5	
AL-Mg-Si	Японія	ADC5	<0,30	<0,20	4,0~8,5	<1,8	0,3	решта
	США	518	<0,35	<0,25	7,5~8,5	<1,8	0,35	
	Німеччина	AlMg9	<2,5	<0,05	7,0~10,0	<1,0	0,2~0,5	
AL-Mg	ЄС	LM5	0,3	0,1	3,0~6,0	0,8	0,55	решта
	Японія	ADC6	<1,0	<0,1	2,6~4,0	<0,6	0,4~0,60	
	США	516	0,3~1,5	0,3	2,5~4,5	0,35~1,0	0,35	
	Китай	YL302	0,80~1,30	<0,10	4,5~5,5	<1,2	0,1~0,4	

1.3 Концепція зміцнення алюмінієвих сплавів

Чистий алюміній м'який і не може бути використаний у конструктивних компонентах, тому алюмінієві сплави необхідно зміцнити, щоб задовольнити вимоги до структурних компонентів [11]. Основний принцип, що лежить в основі підвищення міцності металів і сплавів, - створення перешкод, що ускладнюють переміщення дислокацій. Зміцнення досягається шляхом термічної обробки або пластичної деформації металів і сплавів за рахунок збільшення щільності дефектів.

З теоретичної точки зору існує два шляхи підвищення міцності металів технологічними засобами: перший – це повністю усунути дефекти кристалічної структури (точкові або просторові – вакансії, дислокації), щоб його міцність наблизилася до його теоретичної міцності ідеального кристалу (було показано, що теоретичне значення межі текучості непошкодженого кристала більше ніж у тисячу разів перевищує виміряне значення), однак зробити це все ще досить складно. Другий спосіб – навпаки, ввести велику кількість дефектів у кристал, щоб перешкоджати руху дислокацій (було показано, що пластична деформація металів викликана рухом дислокацій) та збільшити міцність металу.

В найбільш загальному випадку розрізняють чотири механізми, завдяки яким алюмінієві сплави протидіють пластичній деформації:

- 1 – зміцнення за рахунок утворення твердих розчинів;
- 2 – зерногранічне зміцнення;
- 3 – деформаційне зміцнення;
- 4 – дисперсійне твердіння.

Слід зазначити, що для сплавів, які піддаються пластичній деформації, всі означені механізми будуть давати внесок в кінцеві властивості металу. Саме тому, міцність деформованих сплавів відрізняється від ливарних в більший бік. Тобто, якщо під час заливання металу в кристалізатор середній розмір зерна становить 150-200 мкм, то після екструзії середній розмір зерна зменшиться до 5-10 мкм, і внесок зерногранічного зміцнення разом із деформаційним буде істотним [12-14]. З іншого боку, деформаційне зміцнення в ливарних сплавах неможливе, так як такі матеріали

не піддаються пластичній деформації. Відповідно, з загального переліку механізмів, в ливарних сплавах задіяні тільки три.

1.3.1 Зміцнення за рахунок утворення твердих розчинів

В даний час зміцнення за рахунок утворення твердих розчинів є одним з найбільш широко використовуваних методів зміцнення в галузі металевих матеріалів. З назви механізму зрозуміло, що він реалізується тільки в присутності легуючого елементу або розчиненої домішки. Атоми легуючого елементу займають або вакантні місця в кристалічній ґратці алюмінію або вкорінюються в саму кристалічну ґратку. При цьому тип решітки розчинника зберігається. За рахунок різниці в розмірах атомів матричного металу і легуючого елементу відбувається деформація кристалічної ґратки. Саме завдяки утворенню поля напружень навколо атома легуючого елементу відбувається гальмування руху дислокацій і, відповідно, міцність сплаву підвищується. При цьому, чим більша різниця в атомних радіусах, тим більший ефект зміцнення має бути. Легуючі елементи, такі як Mg, Mn і Cu, можуть "закріпити" дислокації, тим самим посиливши сплави на основі Al. Ефект зміцнення твердого розчину залежить від концентрації атомів розчиненої речовини, відносного розміру атомів, типу твердого розчину та електронних факторів. Чим більша різниця в кількості валентних електронів між атомами розчиненої речовини та атомами алюмінію, тим більший ефект зміцнення твердого розчину [12-14, 16]. Саме на основі насичення твердого розчину легуючими елементами зараз набувають розвитку так звані високоентропійні матеріали. В Таблиці 1.2 представлені значення різниці в радіусах атомів для основних легуючих елементів і алюмінію поряд із показниками збільшення міцності на відсоток введеного додатку.

Таблиця 1.2 – Зв'язок між різницею в атомних радіусах алюмінію і легуючого елементу і міцністю

Легуючий елемент	Різниця в атомних радіусах $r_x - r_{Al}$, %	Міцність / мас.% МПа/ма.%
Si	-3,8	39,6
Mn	-11,3	53,8
Mg	+11,8	50,3

1.3.2 Зміцнення за рахунок подрібнення зерна

Мікроструктура металевих матеріалів складається з великої кількості зерен, з'єднаних між собою. Кожне окреме зерно можна розглядати як монокристал. Емпіричний зв'язок між межею плинності та розміром зерна для полікристалів був виведений Е.О.Холлом та Н.Д.Петчем після великих експериментів у 1951 році [17].

$$\sigma = \sigma_0 + kd^{-\frac{1}{2}} \quad (1.1)$$

де: σ_0 - опір тертю рухові дислокації в кристалі, що пов'язане з типом матеріалу; k - константа, яку слід отримати експериментально; d - розмір зерна.

Зрозуміло, що при зменшенні розміру зерен межа текучості кристала різко зростає через вплив взаємодії меж зернами та дислокаціями. Зернограничне зміцнення також є одним із найпоширеніших засобів зміцнення металів у промисловості, яке може ефективно покращити міцність та пластичність металів. Використання зерноподрібнюючих додатків до ливарних алюмінієвих сплавів, а саме лігатури систем Al-Ti-B, Al-B або більш складні, дають можливість підвищити міцність сплавів саме за рахунок зменшення розміру зерна. На Рис.1.2 зображена границя зерна в ливарному сплаві системи Al-Mg-Si де чітко розрізняються дислокації, які зупинились саме на границі.

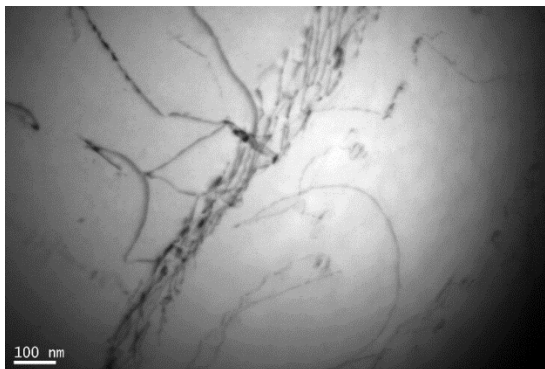


Рисунок 1.2 – Зерногранічне зміцнення. Зображення в світловому полі дислокацій, які зупинились на границі зерен

Існує декілька способів зменшення розмірів зерна для алюмінієвих сплавів. Зерноподрібнення в основному зосереджується на використанні додатків, які штучно збільшують кількість зародкоутворюючих часток в розплаві. Можливо також зменшення розмірів зерна за рахунок вібрації або ультразвукової обробки. За даними досліджень, використання хімічного зерноподрібнення є ефективним способом підвищення міцності литих сплавів Al [18].

1.3.3 Деформаційне зміцнення

Фізичний сенс деформаційного зміцнення полягає в посиленні щільності дислокацій металевих матеріалів під час процесу холодної деформації. Згідно зі статистикою, після сильної деформації металу щільність дислокації збільшується від 10^6 од/см² до більш ніж 10^{12} од/см² [19]. Через більшу щільність дислокацій у сплаві існує більше можливостей для перетину дислокаціями один одного під час процесу ковзання, коли деформація триває, і чим більший взаємний опір, тим більший опір деформації та зміцнення сплаву. Це зміцнення є загальним. Коли міцність матеріалу зростає, пластичність матеріалу зменшується. Як збільшити міцність матеріалу, не зменшуючи його пластичність, або одночасно збільшити міцність і пластичність матеріалу, є гарячою точкою дослідження цього методу зміцнення. Крім того, всі алюмінієві типу «твердий розчин» піддаються зміцненню шляхом пластичної деформації [6, 20].

1.3.4 Зміцнення за рахунок формування другої фази

Протягом трьох років німецький хімік Альфред Вільм проводив дослідження в галузі сплавів Al-Cu-Mn. За ці роки йому вдалося досягти необхідної міцності сплаву, але твердість ще залишалась незадовільною. Було прийнято рішення додати до сплаву 0,5 мас.% магнію, що і зробили. Після плавки, охолодження зразків і прокатки в лист, сплав було піддано гомогенізації при 520°C з подальшим гартуванням у воді. Дослідникам залишалось лише трохи часу для експресних вимірювань твердості в загартованому стані. Але результати виявились не такими, яких очікували і дослідники зачинили лабораторію і пішли відпочивати. Вимірювання твердості проводили в п'ятницю, а коли в понеділок було вирішено продовжити дослідження, виявилось, що твердість зразків значно збільшилась. Вільм разом із лаборантом Яблонським перевірили обладнання і повторили дослід. Виявилось, що твердість сплаву із номінальним складом $\text{AlCu}_{4,5}\text{Mg}_{0,5}$ після гартування безперервно збільшувалась на протязі 4 діб.

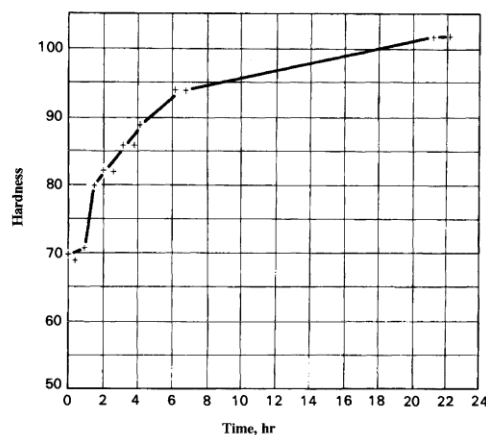


Рисунок 1.3 – Перша експериментальна крива зміцнення сплаву типу дюралюмін, опублікована А.Вільмом в 1911 році

Більше 100 років дослідники досліджували природу цього ефекту і ще зараз процеси утворення і розпаду пересичених твердих розчинів пригортають увагу науковців.

В найбільш загальному випадку дисперсійне твердіння це процес пов'язаний з початку із формуванням пересиченого твердого розчину (в літературі позначається як

SSSS – super saturated solid solution, *англ.*). В такій ситуації вміст легуючого (-их) елементів в твердому розчині має бути вищим за розчинність, визначену з рівноважної діаграми стану. Таке пересичення досягається під час гомогенізації (тобто витримка при температурах нижчих за температури плавлення евтектик) і подальшого гартування в воду або інше середовище. Після певного інкубаційного періоду пересичений твердий розчин на основі алюмінію починає розпадатись з утворенням нанорозмірних частинок другої фази які під час навантаження відіграють роль бар'єрів для руху дислокацій.

Поряд із розвитком сучасних експериментальних приладів, дисперсійного твердіння таємницю вперше розкрили Андре Гіньє та Джордж Давсон Престон у 1938 році. Використовуючи накопичений досвід роботи з рентгенівською дифракцією [21, 22] вони встановили, що під час штучного або природнього старіння в сплаві утворюються зони збагачені легуючим елементом, знані зараз саме як зони Гіньє-Престона (Г-П зони).

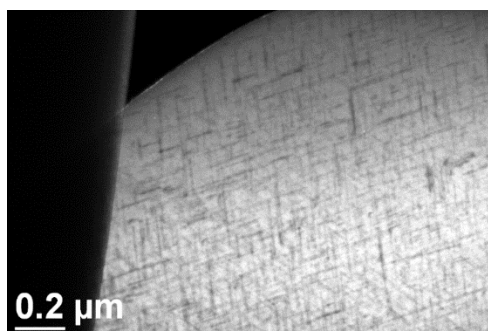


Рисунок 1.4 – Зображення в світлому полі нанорозмірних частинок β' -Mg₂Si в ливарному сплаві AlMg₅Si₂Mn після гомогенізації при 570°C протягом 1 години, гартування в воду і штучного старіння при 175°C протягом 2 годин

Із часом розмір зон збільшується і з них формуються проміжні (метастабільні) виділення другої фази. Вони за звичай позначаються двома або одним штрихом. При подальшій витримці переходять в стабільні виділення рівноважної фази (див. Таблицю 1.3, Рис. 14.).

Таблиця 1.3 – Послідовність осадження алюмінієвого сплаву

Серія сплаву	Послідовність виділення	Фаза зміцнення
2XXX [24]	SSSS→кластер збагачений легуючим елементом (Cu) →зона ГП→ θ'' → θ' → θ (Al ₂ Cu)	Al ₂ Cu
6XXX [25]	SSSS→кластер збагачений Mg та Si→зона ГП (pre β'')→ β' → β (Mg ₂ Si)	Mg ₂ Si
7XXX [26]	SSSS→VCR→зона ГП→intermediate structures→ η' → η (MgZn ₂)	MgZn ₂
SSSS-пересичений твердий розчин, ГП-Гинье – Престона		

1.3.5 Композитне зміцнення

Крім вищезгаданих механізмів зміцнення, існують також композитні зміцнення в алюмінієвих сплавах. Композиційне армування - це використання високоміцних порошкових, дровових та листових матеріалів для проходження тиску, зварювання, розпилення та занурення у розчин за допомогою композиту з алюмінієвої матриці, завдяки чому матриця набуває високу міцність. За формою композитного матеріалу композитне армування можна розділити на армований волокном, армований частинками та обгорнутий матеріал. Механізм зміцнення відрізняється від чотирьох вищезгаданих методів. Це не відбувається через перешкоджання руху дислокації, а через хорошу інфільтрацію між армуючим матеріалом та матеріалом матриці для отримання гарної міцності зчеплення, що дає повну перевагу перевагам кожного компонента матеріалу таким чином, щоб весь композиційний матеріал мав висока міцність і міцність. Композитні методи армування - це механічні композитні методи (наприклад, вибуховий композит, обробка тиском композиту), металургійні методи (такі як лиття, нанесення розпиленням, саморозповсюджений високотемпературний синтез) та хімічні методи (такі як склеювання, покриття поверхні). Композитна арматура поєднує в собі переваги кожного компонента, щоб компенсувати їх недоліки, і має дуже хороші перспективи розвитку [27, 28].

Підводячи підсумок розділу, в Таблиці 1.3 сгруповано всі механізми зміцнення і ознаки, які їх характеризують.

1.4 Затвердіння алюмінієвих сплавів

Затвердіння металів є ключовою проблемою ливарного виробництва. Вирішення цієї проблеми для конкретних випадків дозволяє раціоналізувати технологічні процеси одержання виливків високої якості з мінімальними витратами праці і матеріалів при максимальній продуктивності праці.

Кристалізація може проходити, як при переході з рідкого стану в твердий, так і в твердому стані – при переході металу з однієї алотропічної форми в іншу, що пов'язано зі зміною його кристалічної структури. Перехід металів з рідкого стану в твердий називається первинною кристалізацією. Перетворення, що протікають в металах у твердому стані, називаються вторинною кристалізацією або перекристалізацією. Процес кристалізації (за Д.К.Черновим) складається з двох стадій: утворення центрів кристалізації (зародків), та ріст кристалів навколо цих центрів. Перетворення, які відбуваються під час цих двох процесів, зародження і зростання, є прикладами перших фазових переходів.

Основною причиною та рушійною силою процесу кристалізації є прагнення речовини до найменшого запасу вільної енергії, тобто до найбільш стійкого термодинамічного стану.

Для пояснення причин переходу рідини у твердий стан використовують термодинамічну теорію фазових переходів Дж. У. Гіббса. Якщо перетворення відбувається при постійному тиску (P), то вільна енергія системи(1.1).

$$G = H - TS \quad (1.1)$$

де H - повна енергія системи, T - абсолютна температура, S - ентропія.

Кристалізація металу супроводжується виділенням прихованої теплоти, тобто процес кристалізації – екзотермічний, оскільки рідкий метал характеризується більшою внутрішньою енергією, ніж твердий.

Процес кристалізації в металах і сплавах контролюється кінетичними закономірностями і залежить від рушійної сили процесу. Рушійна сила кристалізації

дорівнює зміні вільної енергії Гіббса, коли система переходить з рідкого в твердий стан. Затвердіння відбувається при рівноважній температурі ($T_{пл}$). Рівноважною температурою кристалізації вважається та, при якій енергії Гіббса рідкої і твердої фаз дорівнюють одна одній (точка T_e Рис 1.5)

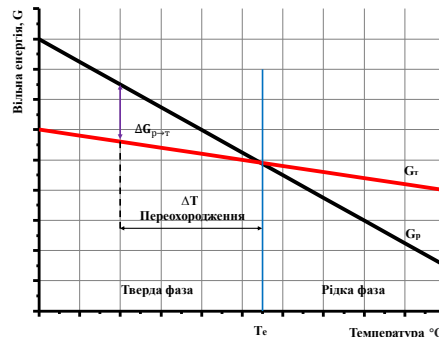


Рисунок 1.5 – Зміна вільної енергії залежно від температури

Нижче точки T_e тверда фаза має меншу вільну енергію, а отже є більш стабільною фазою, ніж розплав. Вище точки T_e рідина є більш стабільною, ніж тверда фаза.

Кристалізація відбувається у тому випадку, якщо вільна енергія речовини у твердому стані менша за вільну енергію у рідкому стані. Отже, кристалізація відбувається при переохолодженні металу до температури, що нижча за рівноважну. Різниця вільних енергій речовини в рідкому і твердому стані при температурі нижче точки T_e , виступає рушійною силою для затвердіння переохолодженого розплаву.

Рушійна сила – це негативна зміна вільної енергії Гіббса при кристалізації:

$$-\Delta G = G_T - G_P = -(\Delta H - T\Delta S) \quad (1.2)$$

де, G_T , G_P – вільна енергія твердої та рідкої фаз, відповідно.

У точці T_e , рідка та тверда фази знаходяться в рівновазі один з одним ($\Delta G=0$), тобто:

$$\Delta S = \frac{\Delta H}{T_e} \quad (1.3)$$

Підставивши рівняння у рівняння, отримаємо:

$$-\Delta G = -\left(\Delta H - \frac{\Delta H}{T_e} T\right) = -\Delta H \frac{T_e - T}{T_e} = -\Delta H \frac{\Delta T}{T_e} \quad (1.4)$$

де, ΔT - переохолодження ($T_e - T$)

З рівняння (2.4) витікає, що рушійна сила кристалізації залежить від ступеня переохолодження. Відповідно, чим більший ступінь переохолодження, тим вище значення рушійної сили процесу кристалізації.

Згідно [29] На сумарне переохолодження впливає п'ять складових:

$$\Delta T_{\Sigma} = \Delta T_t + \Delta T_k + \Delta T_r + \Delta T_c + \Delta T_p \quad (1.5)$$

де ΔT_t - термічне переохолодження, що виникає в розплаві за рахунок відведення тепла через поверхню форми та дзеркало рідкого металу;

ΔT_k - кінетичне переохолодження (для металів на рівні 0,01 – 0,05 K);

ΔT_c - концентраційне переохолодження генерується в розплаві за рахунок перерозподілу легуючих елементів між твердою і рідкою фазами. Генерується тільки при затвердінні сплавів, тобто там, де є чому перерозподілятися;

ΔT_p – переохолодження, яке може виникати в розплаві за умов твердіння при підвищеному тиску (для металів величини не перевищують 10^{-2} K/атм).

ΔT_r - переохолодження, що виникає при викривленні поверхні S-L:

$$\Delta T_r = \frac{2\Gamma}{R} \quad (1.6)$$

R-радіус викривлення поверхні, Γ -коефіцієнт Гіббса-Томсона;

Коефіцієнт Гіббса-Томсона є мірою енергії, яка необхідна для утворення нової поверхні поділу, і визначається:

$$\Gamma = \frac{\gamma^L T_L}{L_m} \quad (1.7)$$

де T_L - температура ліквідусу, L_m - прихована теплота плавлення і $\gamma^{L/S}$ міжфазної енергії між рідкої і твердої фази [30].

1.4.1 Зародження кристалів твердої фази

Існують два механізми зародження кристалів – гомогенний і гетерогенний.

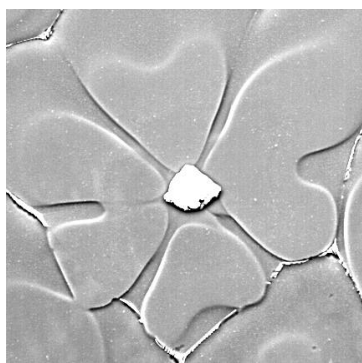
Гомогенне зародкоутворення. Зародження твердої фази в рідкій проходить три стадії: утворення кластерів, формування критичного зародка і зростання критичного зародка до надкритичного зародка твердої фази.

З термодинамічної точки зору існує тільки одна температура (рівноважна температура кристалізації), при якій метал в твердому стані може знаходитися в рівновазі з рідким металом. При цій температурі (T_e) вільні енергії двох фаз рівні. Нижче температури T_e тверда фаза є стабільною, оскільки вона має меншу вільну енергію; вище температури T_e - стабільна рідка фаза.

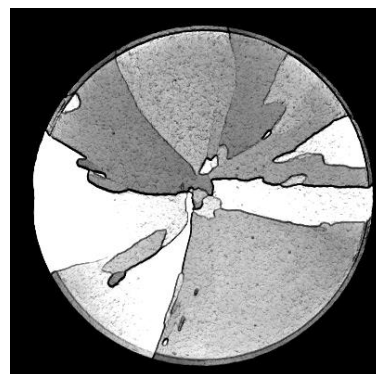
В процесі кристалізації перші малі угруповання атомів (кластери) твердої фази формуються довільно в рідині внаслідок термічних флуктуацій. Кластери, при переході розчину із стабільного стану в метастабільний поступово починають збільшуватися, утворюючи в кінцевому підсумку частинки нової фази. До тих пір, поки кластери не набули властивостей нової фази, розчин або розплав розглядаються як гомогенні системи. Перехід від кластера до найдрібнішого кристалу здійснюється в результаті фазового перетворення, яке призводить до впорядкування структури.

Гетерогенне зародкоутворення. Реальні сплави далекі за своїм хімічним складом від чистих речовин. Мимовільна кристалізація малоімовірна, якщо в розплаві є сторонні зародки, що потрапили випадково або внесені навмисно. Наявність таких зародків полегшує зародження центрів кристалізації за рахунок зменшення розміру критичного зародка і зменшення вільної енергії активації їх утворення. Отже, необхідне для початку кристалізації переохолодження відносно незначне і може складати декілька градусів. У технічних металах і сплавах практично кристалізація відбувається тільки на готових центрах: на поверхні сторонніх частинок в об'ємі розплаву або на стінках ливарних форм (Рис. 1.6).

Тобто, різниця між гомогенним і гетерогенним зародкоутворенням полягає в тому, що при гомогенному зародкоутворенні формування кристалічних зародків відбувається лише завдяки флуктуаціям атомів в об'ємі переохолодженої рідини, а для гетерогенного формування зародків йде шляхом таких самих флуктуацій атомів, але в прямому контакті із поверхнею каталізатора.



а)



б)

Рисунок 1.6 – Гетерогенне зародкоутворення та ріст кристалів: а) з підкладинки; б) з стінок виливниці до центру виливка

Тверді частинки, які є в розплаві, ділять на ендегенні та екзогенні. Ендегенні (первинні) вклюдення формуються в процесі плавки в результаті хімічної взаємодії його компонентів. До екзогенних вклюдень відносяться сторонні частинки, які потрапляють в розплав з футерівки печі, форми, частинки шлаку. Не всі тверді частинки ендегенного чи екзогенного походження можна вважати зародками вимушеної кристалізації. Центрами кристалізації є тільки ті з них, які за структурою мають певну спорідненість з розплавом [31].

Полегшення зародкоутворення в присутності поверхні твердого тіла спостерігається в тих випадках, коли поверхнева енергія на межі щойно утвореного кристала і твердої фази (C-S) менша, ніж на межі «кристал-розплав» (C-L) [32].

Добре відомо, що кристалізація алюмінієвих сплавів відбувається шляхом гетерогенного зародження зерен алюмінію та інших фаз на присутніх в розплаві частинках (Al_3Ti , TiB_2 та ін.) [33].

Модель гетерогенного зародкоутворення на плоскій підкладинці представлено на Рис. 1.7. Контактний кут Θ залежить від багатьох параметрів: від невідповідності між кристалічними ґратками зародка твердої фази і підкладки, топографії поверхні, хімічної природи підкладки, а також наявності адсорбційних шарів на її поверхні. Величина контактного кута змінюється в межах від 0 до 180 °C (2.8) [31-33].

$$\gamma_{L-C} = \gamma_{S-C} + \gamma_{L-S} \cos \theta \text{ (рівняння Юнга)} \quad (1.8)$$

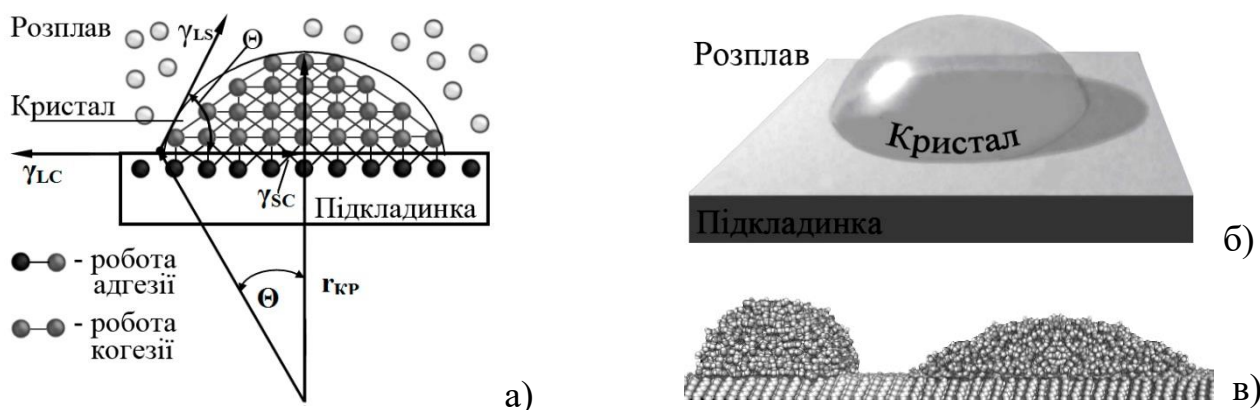


Рисунок 1.7 – Схематичне зображення гетерогенного зародкоутворення на підкладці (а) та комп'ютерні моделі (б, в)

В цьому випадку зменшуються витрати енергії на утворення поверхні поділу при виникненні кристала. Тому, для утворення зародку критичного розміру потрібна менша енергетична флуктуація і менше переохолодження.

Таким чином, при гетерогенному зародженні важливу роль відіграє поверхневий натяг розплаву і змочування розплавом місць контакту з твердою фазою. Поверхнева енергія на межі поділу «кристал-підкладка» буде мати мінімальні значення у випадку схожості в упаковці атомів підкладки і утвореного кристала. При розбіжності параметрів решіток в межах 10-15% металеві включення можуть слугувати зародками кристалізації і називаються ізоморфними. У неметалевих включень спорідненість з розплавом оцінюється за ступенем змочуваності внесеного в розплав включення. У зв'язку з цим, зародками кристалізації можуть бути тільки змочувані неметалеві включення [34].

1.4.2 Зростання твердої фази

Приєднання до критичного зародку хоча б одного атому викликає зниження вільної енергії системи і подальше його зростання. Рушійною силою затвердіння чистих металів є термічне переохолодження ΔT (Рис. 1.8).

Впливаючи на швидкість зародкоутворення та швидкість росту кристалів, можна контролювати швидкість процесу кристалізації, а отже і кінцеву структуру виливка (Рис. 1.8) [35,36].

У початковий період переохолодження рідини, який називається інкубаційним і характеризується часом t_i кристалізація не спостерігається. До моменту часу t_i виділення кристалічної фази експериментально не виявлено. Величина інкубаційного періоду залежить від температури кристалізації.

Мала швидкість кристалізації в початковий момент обумовлена існуванням невеликого числа центрів кристалізації і малою площею міжфазної межі S-L. Зі збільшенням часу збільшується число центрів кристалізації і площа міжфазної межі, що веде до зростання швидкості кристалізації. Але потім спостерігається уповільнення процесу кристалізації, що обумовлено зіткненням зростаючих кристалів, що призводить до зменшення площі поверхні фронту кристалізації.

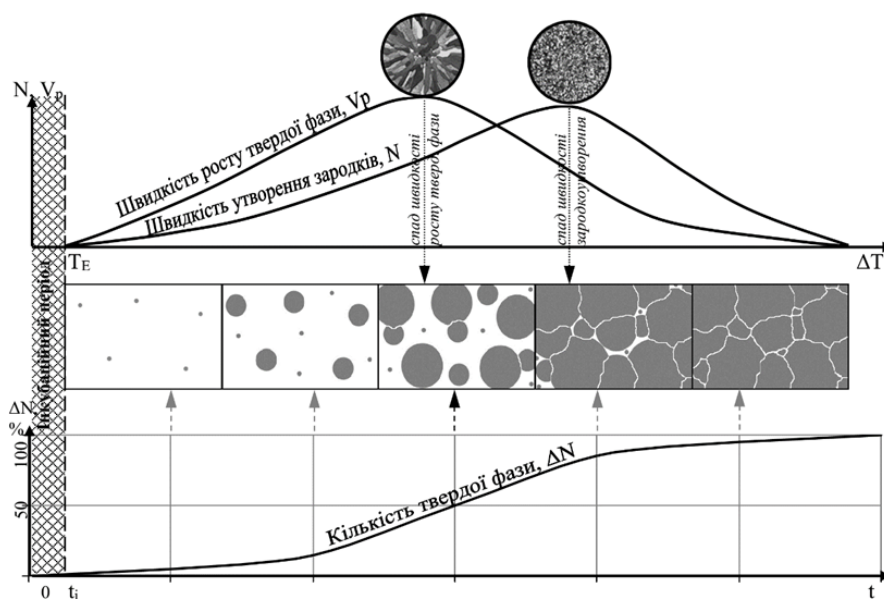


Рисунок 1.8 – Класична модель процесу кристалізації: залежність швидкості кристалізації та її складових від кількості утвореної твердої фази

Структура межі поділу S-L істотно впливає на ріст кристала. Розрізняють атомно-шорсткі та атомно-гладкі межі поділу. Атомно-шорстка поверхня є розмитою. На атомно-гладкій поверхні можуть зустрічатися атомні сходи. У загальному випадку виділяють два механізми зростання:

- 1) ступінчатий;
- 2) безперервний.

При безперервному механізмі переміщення міжфазної межі здійснюється завдяки приєднанню атомів до будь-яких її точок. На атомно-шорсткій межі поділу відбувається поступовий перехід від структури розплаву до структури кристала. На атомно-шорсткій межі є безліч місць, де атоми з рідини можуть приєднуватися до кристалу. При малих переохолодженнях буде спостерігатися лінійне зростання поверхні поділу $V_p \sim \Delta T$.

При ступінчастому механізмі зростання переміщення поверхні поділу фаз здійснюється за рахунок бокового переміщення сходинок. Переміщення сходинок по атомно-гладкій міжфазній межі S-L можливе після утворення на ній двовимірних зародків.

Процес дендритної кристалізації є найбільш характерним для реальних умов формування виливків. На Рис. 1.9 зображено процес переходу від стовпчастої до рівновісної структури.



Рисунок 1.9 – Перехід від стовпчастої до рівновісної структури злитку: а) розподіл розчиненого елементу; б) графік залежності температури - відстані від стінки форми; в) температурний градієнт

Стовпчаста структура утворюється одразу після утворення зони заморожених кристалів, фронт її утворення направлений в протилежний бік тепловідводу.

Рушійною силою формування зони стовпчастих кристалів є термічне переохолодження. Через певний час тепловідвід через стінки форми та вільне дзеркало металу вирівнюється і на зміну стовпчастій структурі приходить рівновісна. Утворення рівновісних кристалів проходить за рахунок утворення твердої фази на підкладках в двофазній зоні. Рушійною силою утворення зони рівновісних кристалів є концентраційне переохолодження.

1.5 Особливості формування евтектики

Дендритна структура – переважна для однофазних алюмінієвих сплавів. Зерна твердого розчину в усіх промислових алюмінієвих сплавах мають дендритну морфологію. На відміну від однофазних, кристалізація евтектичних сплавів полягає в одночасному рості із розплаву двох або більше твердих фаз.

Зародження та ріст евтектики з розплаву детально вивчався Сандквістом та Мондольфо [37], Чадвіком [38], та послідовниками [39].

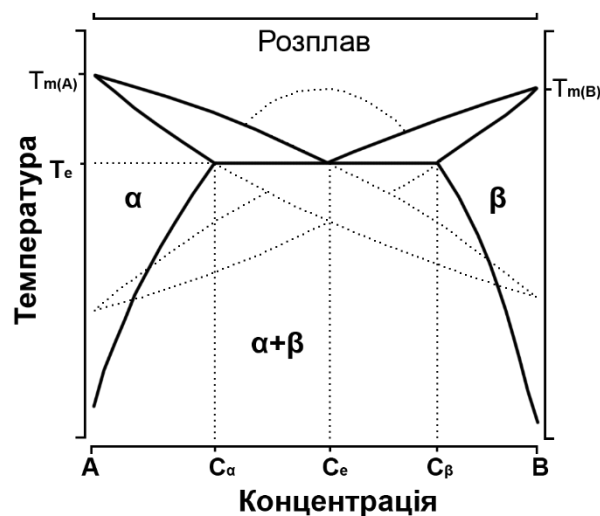


Рисунок. 1.10 – Схематичне зображення діаграми стану евтектичної бінарної системи бінарної системи

Кристалізація цієї групи сплавів має суттєві особливості. У подвійній системі евтектичного типу дві лінії ліквідусу сходяться в точці з складом $C_{ев}$, і евтектичною температурою кристалізації. Особливістю евтектичної кристалізації є спільний ріст двох фаз α і β , що утворюються в результаті розпаду рідини евтектичного складу

(Рис 1.10). Дане перетворення називається евтектичним. Евтектична структура має ряд особливостей:

- мікроструктура має вигляд конгломерату кристалів двох і більше фаз, а їх розміри тим менше, чим вище швидкість охолодження при кристалізації;
- в мікроструктурі евтектичних сплавів часто утворюються колонії і структура носить комірчастий характер.
- У сплавах евтектичного складу можливе утворення первинних кристалів однієї із фаз, що не узгоджується з характером рівноважної кристалізації.

Причиною широкого використання евтектичних сплавів є поєднання хороших ливарних властивостей, відносно низької температури плавлення, і високі механічні властивості пов'язані з композиційною структурою.

Типова фазова діаграма евтектичного типу приведена на Рис. 1.10. Дві головні риси характеризують дану схему: (1) існує повна змішуваність компонентів в рідкому стані і неповна - в твердому стані; (2) нахили обох пар ліквідусу і солідусу негативні (приймаючи чисті компоненти, в якості опорних точок). Точка Е на діаграмі являє собою точку евтектики, а евтектичний склад відрізняється найнижчою температурою кристалізації. Евтектична реакція відбувається, коли рідина евтектичного складу S_e охолоджується при температурі T_e з одночасною кристалізацією обох фаз: $L = \alpha + \beta$. В умовах рівноваги, в евтектичній точці одночасно співіснують дві тверді фази і рідина.

Існує декілька підходів до класифікації евтектики: за морфологічними особливостями (пластинчаста, стержнева, глобулярна, голчаста, спіральна); за одночасністю росту фаз [40]. Але класифікація запропонована Джексоном та Хантом [41] є більш інформативною і базується на характері росту евтектики [42]. Згідно з цією класифікацією евтектики в сплавах діляться:

- Евтектика «метал-метал» («неогранована-неогранована» евтектика).
 - Евтектика «метал-неметал» («неогранована-огранована»).
- 1) Нерегулярна або вироджена евтектика
 - 2) Евтектичні кристали

Згідно існуючих літературних даних, евтектику спіральної морфології можуть мати системи Al-ThAl_3 , Al-UAl_4 , $\text{Zn-Zn}_2\text{Mg}$, As-GaAs , $\text{Al-Mg}_2\text{Si}$, $\text{BaNb}_2\text{O}_6\text{-SrNb}_2\text{O}_6$ (кераміки) [43].

Однак, окрім перерахованих вище, при аналізі мікроструктур сплавів деяких інших евтектичних систем, можна також помітити утворення фрагментів спіральної морфології або, навіть, зародження «евтектичних кристалів» при застосуванні динамічних та хімічних впливів: $\text{Mg-Mg}_2\text{Si}$, Co-TaC , Fe-C , Al-Si , $\text{Bi-Pb}_2\text{Bi}$, CdSb-Cd , Sb-Pb , $\text{Al-Mg}_2\text{Ge}$ та ін. [44].

Висновки

1. Існуючі дані щодо зміцнення матеріалів з алюмінієвих сплавів показують, що більшість традиційних методів зміцнення в основному знижують пластичність для підвищення міцності металів. Основними дислокаційними бар'єрами для зміцнення твердого розчину є атоми розчиненої речовини. Дислокаційними бар'єрами при подрібненні зерна є кордони зерен. Дислокаційними бар'єрами при наявності другої фази є кордони між фазами. В процесі загартовування в основному збільшується щільність дислокацій, що зміцнює алюмінієві сплави. Утворення другої фази є основним методом зміцнення алюмінієвого сплаву. Подрібнення зерна ще більше зміцнює алюмінієвий сплав.

2. З аналізу існуючих літературних джерел випливає, що головним механізмом зародження рівновісних кристалів твердої фази є гетерогенне зародкоутворення.

3. Як свідчать результати досліджень щодо формування евтектичних структур, в алюмінієвих сплавах можливе формування спіральної евтектики. Але ці результати мають розрізнений характер, а іноді протирічають один одному.

Розділ 2. АНАЛІЗ ІСНУЮЧИХ ДАНИХ ЩОДО ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al-Mg-Si-Mn

2.1 Система Al-Mg-Si-Mn

Одночасно з прогресом у розробці ефективних сплавів для лиття Al-Si, інша група матеріалів широко використання у ливарних виробництва, Це сплави системи Al-Mg-Si-Mn, що містять у діапазоні (мас. %): 5,0–5,5 Mg, 1,5–2,2 Si та Mn 0,6 мас.%. Багато дослідників показали, що такий склад сплаву при лиття під високим тиском (High Pressure Die Casting, HPDC англ.), дає певні переваги литих деталей порівняно з добре дослідженими комерційними сплавами системи Al-Si. Привабливість цих сплавів заснована на поєднанні проміжної міцності з високою пластичністю. Це має велике значення для розробки нових ефективних легких автомобільних конструкцій кузова[45].

Пояснення цього твердження можна зробити таким чином. Наявні комерційні сплави Al-Mg-Si, що використовуються в автомобілебудівній промисловості, такі як 6016, 6009 або 6010 в термічній обробці (T6 або T4), мають механічні властивості в межах від 120 до 220 МПа межі текучості 220-290 МПа граничної міцності на розрив , 24-25% від подовження до руйнування [46]. Для того, щоб максимально використати переваги алюмінієвої конструкції кузова автомобіля, ливарні виливки повинні мати порівнянні механічні властивості з компонентами виготовленими з алюмінієвих листів або екструзій. Однак механічні властивості наявних в даний час литих сплавів не є конкурентними і не можуть задовольнити промислові вимоги. Зокрема, пластичність недостатня у виробництві та в застосуванні .Тому литий сплав повинен бути спеціально розроблений для конструкцій кузова автомобіля та подібних застосувань, де подовження є однією з вирішальних характеристик.

В даний час сплави з литого алюмінію включають Al-Si-Cu, Al-Si та Al-Mg-Si та Al-Mg. Al-Si-Cu ($AlSi_9Cu_3(Fe)$) та Al-Si сплави - найпопулярніші сплави, які пропонують гарне поєднання міцності, ливарності та технологічності, але меншу пластичність[47].

Наприклад, сплав $\text{AlSi}_9\text{Cu}_3(\text{Fe})$ (підданий HPDC) показав подовження до руйнування на рівні 2-5%. Одночасно сплав Al-Mg-Si-Mn може забезпечити набагато більшу пластичність на 15-18% , що приблизно втричі вище, ніж у AlSi_9Cu_3 разом із аналогічною у 300 МПа. Специфікація доступних литих сплавів Al-Mg-Si-Mn відрізняється в різних країнах та виробниках. Це було узагальнено з перевагами цієї групи ливарних сплавів [46]:

- а) високі механічні властивості;
- б) хороша пластичність, яка забезпечує сплави для лиття Al-Mg-Si здатність заповнювати найтонші зрізи порожнина цвілі;
- в) хороша годувальна поведінка;
- г) хороша корозійна стійкість і корозія на напруження ,розтріскування.

Основною причиною дизайну цього матеріалу була необхідність поєднання чудових механічних властивостей системи Al-Mg з її застосуванням при литті під високим тиском (HPDC). Згідно з концепцією конструкції сплаву, основними легуючими елементами є магній, кремній та марганець.

Перший блок дизельного двигуна з повітряним охолодженням, сплавлений із сплаву Al-Mg-Si-Mn , був встановлений на військовій версії фольксваген жук (1938 рік). Однак з того часу не було відомостей ні про успішні, ні про невдалі застосування сплавів для лиття Al-Mg-Si-Mn .

За останні десятиліття значно підвищився інтерес до ливарних сплавів системи Al—Mg—Si—Mn , які розглядаються як потенційні конкуренти для існуючих промислових матеріалів. Незважаючи на активне використання Al—Mg—Si—Mn сплавів у ливарному виробництві [47], досі залишаються до кінця не вивченими формування їх структури і вплив мікроструктури на високі механічних властивості. Будучи довгий час у тіні, сплави системи Al—Mg—Si—Mn у 1996 р. повернулися на ринок [45]. Г. Кохом і співавторами [48] було встановлено, що алюмінієвий сплав з номінальним складом $\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}$ після лиття під тиском має високі показники механічних властивостей: пластичність — до 18 %, межу текучості — до 220 МПа і межу міцності на розрив — до 350 МПа, що перевищують відповідні показники більшості існуючих ливарних сплавів.

2.2 Особливості кристалізації сплавів системи Al-Mg-Si-Mn

В конструкціях дверей автомобілів Audi, дверних стійок Rang-Rover, елементах підвіски BMW, рульового управління WV і Porsche був використаний сплав під торговою маркою Magsimal 59, розроблений і впроваджений компанією Aluminium Rheinfelden (Німеччина) [48]. Склад цього сплаву представлений в Додатку 2. При лиття під тиском деталей із середньою товщиною стінки 2-4 мм його механічні властивості складають: $\sigma_b = 300\ldots 350$ МПа і $\delta = 12\ldots 18\%$. Зменшення швидкості охолодження (товщина стінки вилівка 4 - 6 мм) призводить до зниження цих показників до 250-300 МПа і 8-12%, відповідно. За даними виробників Magsimal 59 має високу корозійну стійкість, добре зварюється і може піддаватися термообробці після лиття під тиском [45,48].

Головними легуючими компонентами сплавів цієї групи є магній і кремній, що утворюють з'єднання Mg_2Si . Також до складу додають такі елементи, як марганець або хром, які нейтралізують негативну дію заліза. Іноді в невеликих кількостях додають мідь або цинк (в цілях зміцнення), бору (для видалення титану і ванадію), цирконію або титану (з метою подрібнення зерна) [49].

Згідно з літературними даними [48-50] структура сплаву $AlMg_5Si_2Mn$ складається з наступних компонентів (як показано на рис 2.1 нижче)

- 1) зерна α -Al;
- 2) евтектичні колонії Al-Mg₂Si;
- 3) первинні кристали Mg_2Si ;
- 4) Mn-містка фаза.

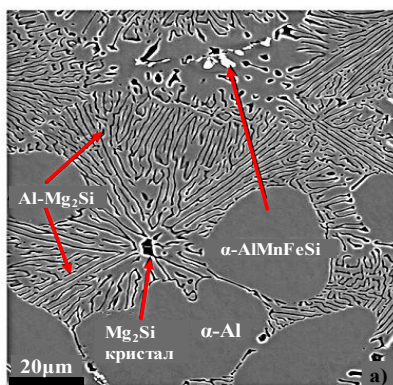


Рисунок 2.1 – Мікроструктура сплаву Al-5,5Mg-2,5Si-0,6Mn

Аналогічно зі сплавами систем Al-Cu-Mg та Al-Si-Mg сплави системи Al-Mg-Si в литому стані мають дендритну структуру α -Al. Розмір та морфологія зерен залежить від способу лиття.

В свою чергу Mg та Si при кристалізації утворюють з'єднання Mg_2Si (стехіометричне співвідношення Mg/Si ат. – 2,0, мас. – 1,73:1). Силіцид магнію (Mg_2Si) володіє низькою щільністю ($1,99 \times 10^3$ кг/м³), високою температурою плавлення (1085°C), високою твердістю ($4,5 \times 10^9$ Н/м²), високим модулем пружності (120 ГПа) і низьким коефіцієнтом теплового розширення ($7,5 \times 10^{-6}$ К⁻¹). Завдяки чудовому поєднанню фізичних і механічних властивостей, Mg_2Si широко використовується як зміцнююча фаза в Mg_2Si/Al і Mg_2Si/Mg композитах, які вважаються перспективними кандидатами для авіа- і автомобілебудування, біомедицини та інших напрямків [48,50].

Силіцид магнію в доевтектичних сплавах утворює з алюмінієм евтектику (Рис. 2.2). Дані щодо морфології евтектики в сплавах представленої системи мають дещо розрізнений характер [50]. Однак, як витікає з п.1.3 – евтектика Al- Mg_2Si належить до типу метал-неметал.

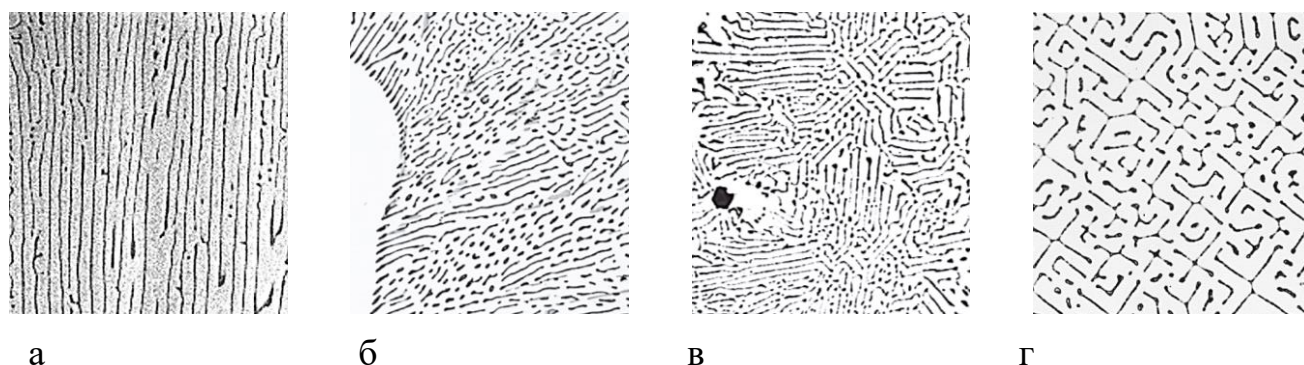


Рисунок 2.2 – Морфологія евтектики Al- Mg_2Si при різних термодинамічних умовах: а) регулярна (направлена кристалізація), б) нерегулярна, в-г) китайські ієрогліфи

За різних умов склад і розмір фаз сплаву різні (табл. 2.1). При литті під тиском і безперервному литті сплав не виробляє первинні кристали Mg_2Si . Порівняно з литтям у кокіль, лиття під тиском і безперервне лиття можуть ефективно зменшити розмір фази., також може змінювати форму фази, оскільки лиття під тиском і безперервне лиття мають більш високу швидкість охолодження, ніж лиття у кокіль.

Таблиця 2.1 – Характеристика структури сплаву АМг5К2Мц

Метод лиття	Морфологія та розмір				Посилання
	Дендрити α -Al	Mg ₂ Si (первинні кристали)	Евтектика (α -Al)-Mg ₂ Si	Фаза Al(Mn, Fe)Si	
Кокіль	Рівновісні ~200мкм	Октаедри 15мкм	Пластинчаста ILS~1мкм Товщина~0,5мкм	Нерегулярна евтектика 15мкм	49
Кокіль +Li	Рівновісні ~200мкм	Нерівно- важна морфологія	Волокниста ILS~1мкм Радіус 0,2 мкм	Округлі включення 5мкм	50
Кокіль +Т6	Рівновісні ~200мкм	Усічений октаедр	Сферична Радіус ~ 1мкм	Округлі включення Дисперсоїди	51
ЛВТ	Округлі ~20мкм	-	Волокна, сфери ILS ~ 0,3мкм Радіус ~ 0,2мкм	Округлі включення 2мкм	51
ЛВТ + Т6	Округлі ~20мкм	-	Сферична Радіус	Округлі включення Дисперсоїди	51
МБЛЗ	Округлі ~5мкм	-	Сферична Радіус ~ 0,1мкм	Сферичні включення	51

Trudonoshyn та ін [52]. розрахували рівноважну фазову діаграму сплаву Al-xMg-2,5Si-0,6Mn за допомогою пакетом прикладних програм Thermal-Calc. Як показано на Рис 3 нижче, результати розрахунків показують, що мікроструктура містить: α -Al+Mg₂Si + Al_x(Fe,Mn)_ySi_z+ β -AlMg чотири позиції.

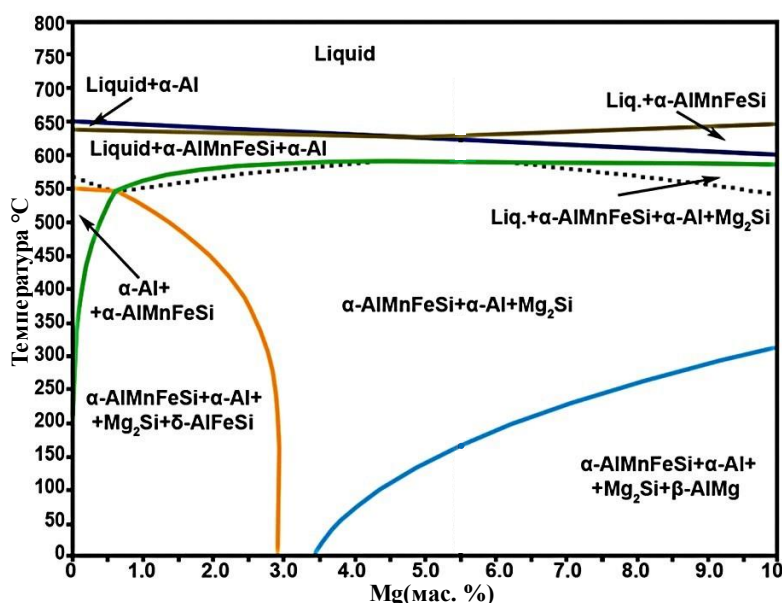


Рисунок 2.3 – Рівноважні фазові діаграми, розраховані програмним забезпеченням Thermo-Calc

Згідно з Рис.2.3, спостерігайте за переходом рівноважної фази сплаву Al-5,5Mg-2,5Si-0,6Mn і отримайте таблицю 2.2. Видно, що при температурі вище 629 °C сплав є рідким, а коли температура знаходиться між 590 °C та 629 °C існує суміш твердо-рідина. Коли температура менше 590 °C, сплав стає твердим. Зі зниженням температури рідкого сплаву першою фазою, що утворюється в рідині, є α -AlMnFeSi. Ця фаза зазвичай повідомляється як фаза $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$. Ця фаза є багатою на залізо, зазвичай розподілена в довільному порядку у формі частинок поблизу межі зерна. Оскільки температура продовжує знижуватися, у сплаві утворюються первинні зерна α -Al. В кінці затвердіння при 590 °C почалися осадження фази Mg_2Si . Потім сплав зазнає твердофазну трансформацію, яка осаджується фаз β -AlMg з твердого розчину α (Al), температура їх опадів становить 165 °C.

Таблиця 2.2 – Послідовність $\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}$ під час затвердіння

Реакція	Температура (° C)	Відносний об'єм твердої фази (мас.%)
Рідина	> 629	0
Рідина $\rightarrow \text{Al}_x(\text{Fe}, \text{Mn})_y\text{Si}_z$	622-629	0-18
Рідина $\rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Al}_x(\text{Fe}, \text{Mn})_y\text{Si}_z$	590-622	18-100
Рідина $\rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si} + \text{Al}_x(\text{Fe}, \text{Mn})_y\text{Si}_z$	165-590	100
Рідина $\rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si} + \text{Al}_x(\text{Fe}, \text{Mn})_y\text{Si}_z + \beta\text{-AlMg}$	0-165	100

Розподіл 3. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТІВ

Як відомо, одним з головних чинників, який впливає на формування структури та властивостей сплавів під час їх твердіння, є параметри кристалізації. Разом з застосуванням оптимальної швидкості охолодження, правильно підібрані параметри кристалізації сплавів можуть бути додатковим резервом підвищення їх фізико-механічних властивостей. Затвердіння та кристалізація сплавів є складним процесом, фактори, що впливають на кристалізацію сплаву: склад сплаву, швидкість охолодження, а також умови зародження і зростання в рідкому розплаві. При зміні кожного фактора змінюється склад фази або структура сплаву, тобто відбувається перехід з одного фазового стану в інший фазовий стан.

За даними виробників ливарний алюмінієвий сплав Al-Mg-Si-Mn має високу корозійну стійкість, добре зварюється і може піддаватися термообробці після лиття під тиском, має хороші механічні властивості в литому стані.

Дослідження в цій магістерській дисертації зосереджено переважно на впливі складу (Mg+Si, Mn Ti, Sc) на мікроструктуру та механічні властивості сплаву $AlMg_5Si_2Mn$, що має велике значення для подальшого розуміння характеристик сплаву та розширення його застосування.

3.1 Дизайн сплавів

Сучасна промисловість потребує нових ливарних алюмінієвих сплавів з високою межею плинності та подовженням, що принаймні порівняти існуючими комерційними сплавами. Для досліджень було використано алюмінієві ливарні сплави типу $AlMg_5Si_2Mn+X$ (легуючі елементи). У таблиці 3.1 наведено хімічний склад сплавів використаних у цьому дослідженні.

Таблиця 3.1 – Зведення основних легуючих елементів розроблених сплавів $AlMg_5Si_2Mn+X$

Сплав	Хімічний склад у мас. %					
	Mg	Si	Mn	Ti	SC	Li
M59	5,3	2,4	0,6	0,03% Fe		
M1	5,90	2,40	0,6			
M2	6,6	2,4	0,6			
M3	7,3	2,4	0,6			
M4	8,0	2,4	0,6			
T1	5,3	2,4	0,6	0,15		
T2	5,3	2,4	0,6	0,25		
T3	5,3	2,4	0,6	0,35		
T4	5,3	2,4	0,6	0,45		
S1	5,3	2,4	0,6		0,05	
S2	5,3	2,4	0,6		0,15	
S3	5,3	2,4	0,6		0,25	
S4	5,3	2,4	0,6		0,35	
L	5,3	2,4	0,6			1,0
H	5,3	2,4	-	-	-	-

3.2 Виплавлення алюмінієвих сплавів

Сплав виплавлявся в печі опору із графіто-шамотним тиглем (див. Рис. 3.1а) за технологією переплаву зливка $AlMg_5Si_2Mn$ із дошихтовуванням чистим магнієм (Mg90, вміст Mg - 99.9%). Така операція призвана компенсувати витрати магнію внаслідок вигорання. Відомо, що при плавці високомагнієвих алюмінієвих сплавів швидкість вигорання магнію дорівнює приблизно 8% за хвилину. В попередніх дослідженнях було встановлено, що сплав треба дошихтовувати магнієм з розрахунку 6,0% для того, щоб в зливку одержати 5%-5.2% Mg. Коли злитки сплаву $AlMg_5Si_2Mn$ нагрівають до 780°C в печі опору до повного їх розплавлення, коли температура

досягає 720°C , додають в розплав різний вміст Sc, Ti. Після повного розчинення легуючих елементів зменшують температура до 690°C , при досягненні температури металу 690°C до розплаву додавали магній і потім підвищували температуру до 710°C . При такій температурі в метал занурювали графітову фурму (див. Рис.3.1б) і продували аргоном протягом 10 хвилин. Після цього з поверхні металу титановим інструментом знімали шлак і заливали розплав до металевої форми, як зображено на Рис. 3.1в. Температура сплаву перед заливанням була $695\pm 5^{\circ}\text{C}$, температура форми 20°C .



а. Загальний вигляд печі із системою продування розплаву

б. Плавлення злитка сплаву $\text{Al}_5\text{Mg}_2\text{SiMn}$ аргоном.



в. Фурма для продування розплаву аргоном і графітошмотний тигель.

г. З поверхні металу знімали шлак.



д. Заливання металу в металеву форму

е. Відлитий зразок сплаву $\text{Al}_5\text{Mg}_2\text{SiMn}$



Є. Вигляд лиття під тиском



Ж. Відлитий зразок сплаву Al₅Mg₂SiMn

Рисунок 3.1 – Техніка проведення дослідних плавів і загальний вигляд зразків для проведення досліджень

3.3 Експерименти з комп'ютерним моделюванням

Комп'ютерне моделювання та симуляція схожі на тестування властивостей матеріалів та терміну служби компонентів у віртуальному лабораторному середовищі. Воно може описувати деформацію, руйнування та поведінку руйнувань матеріалів, а також моделювати матеріали на макро-, мезоскопічному, мікро- та наномасштабах.

Для кращого моделювання впливу додавання легуючих елементів на мікроструктуру та властивості сплаву, materials square буде використовуватися для моделювання матеріалу. Materials Square — це комплексна платформа для моделювання матеріалів, заснована на хмарних обчисленнях. Для розрахування та моделювання матеріалів потрібно заплатити лише невелику суму. Немає необхідності турбуватися про дороге програмне забезпечення, встановлення сервера та знання середовища використання на базі Linux Експеримент підтвердив, що materials square може добре моделювати сплав.

Етапи моделювання сплаву за допомогою програмного забезпечення materials square показано на Рис 3.2 нижче:

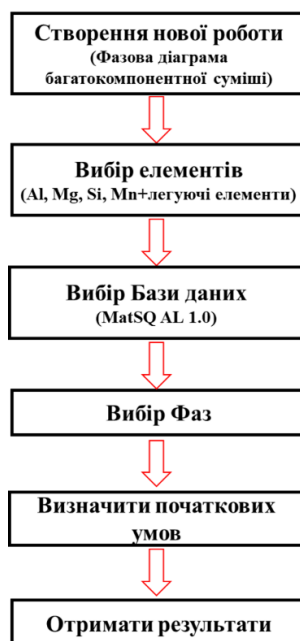


Рисунок 3.2 – Послідовність операцій моделювання

Затвердіння — це дуже складний процес як на макро-, так і на мікрорівні, який включає передачу тепла, передачу розчинених речовин і виділення прихованої теплоти кристалізації. Такі процеси, як перерозподіл розчиненої речовини. У металургії рівняння Шайля-Гулівера може добре описати поведінку сплаву під час затвердіння. При використанні рівняння Шайля-Гулівера для теоретичних розрахунків затвердіння необхідно зробити два припущення: 1) Дифузія розчиненої речовини в твердій фазі можна ігнорувати, 2) Швидкість Дифузії розчиненої речовини в рідкій фазі швидко. рівняння виглядає так:

$$f_T = 1 - \left(\frac{T_L - T}{T_L - T_c} \right)^{\frac{1}{K-1}}$$

f_T -Частка твердої фази

T_L -Температура ліквідуса

T_c -Температура солідуса

T -Температура в будь-який момент час

K -коефіцієнт

$$C_T = kC_0(1 - f_T)^{k-1}$$

C_T -Концентрація при будь-якій температурі

C_0 -Початкова концентрація

Наступне моделювання фазового складу та кривої затвердіння базується на наведених рівняннях.

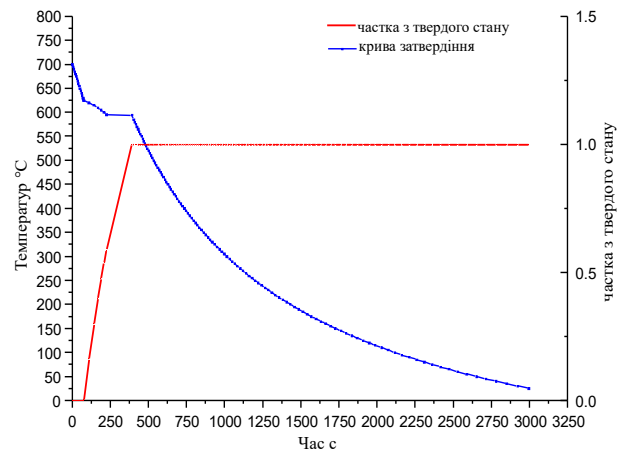
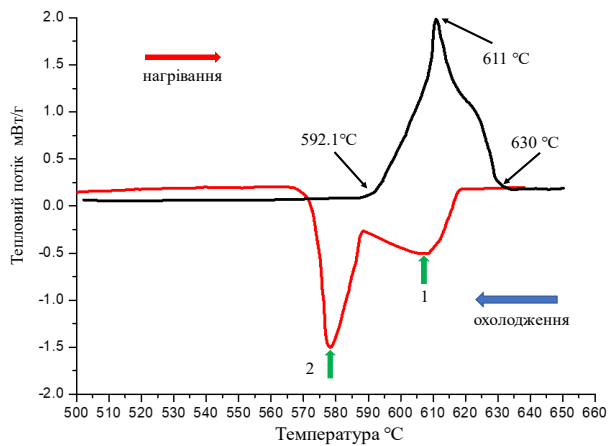
Розподіл 4. РЕЗУЛЬТАТИ ЕКСПЕРИМЕНТІВ ТА АНАЛІЗ ОТРИМАНИХ ДАНИХ

4.1 Дослідження та аналіз базових сплавів

4.1.1 Процес затвердіння сплаву $\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}$

Основними легуючими елементами сплаву Al-Mg-Si-Mn є Mg і Si . Фактично процес затвердіння сплаву M59 є нерівноважним процесом, а затвердіння - складним процесом фазового перетворення. Завдяки аналізу базовго сплаву M59 за допомогою диференціальної скануючої калориметрії, Наведені на Рис.4.1а результати показують, що під час процесу нагрівання та плавлення сплаву M59 (чорна крива), процес супроводжується ендотермічним процесом та виробляється піком. Температура, при якій починається плавлення становить $592,1^\circ\text{C}$, вона являє собою температуру плавлення легкоплавкою евтектичної структури. А кінцева температура становить 630°C , ця температура, необхідна для повного розплавлення сплаву M59. Сплав M59 є екзотермічним під час затвердіння (червона крива), видно, що існує два екзотермічні піки, перший, що відповідає первинній Mg_2Si фазі, є максимальним екзотермічним піком. А другий – екзотермічним термічним піком, створеним евтектичною Mg_2Si фазою. під час процесу затвердіння, початкова температура первинної Mg_2Si фази становить 615°C , кінцева температура становить 592°C , початкова температура евтектичної Mg_2Si фази становить 592°C , а кінцева температура становить 575°C . Під час моделювання затвердіння сплаву можна побачити (Рис 4.1б), що температура солідусу сплаву становить 594°C , а температура ліквідусу сплаву становить 625°C .

Коли сплав утворює евтектичну фазу, температура становить 594°C . У цей час сплав зазнає реакції $\text{P} \rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si}$. За допомогою моделювання співвідношення елементів у кожній фазі в сплаві показано в таблиці 4.1 нижче. У фазі Mg_2Si є лише Mg , Si два елементи, а для фази $\alpha\text{-Al}$ на елементи Al припадають більша частка.



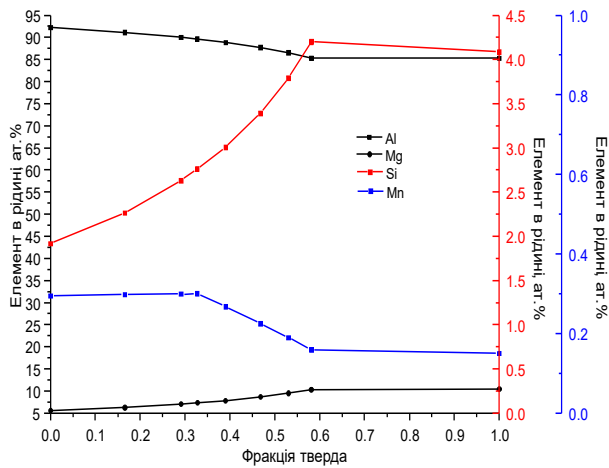
а) Результати калориметричних досліджень сплаву М59 [58] б) Крива затвердіння сплаву М59

Рисунок 4.1 – Результати кристалізації і моделювання сплаву М59

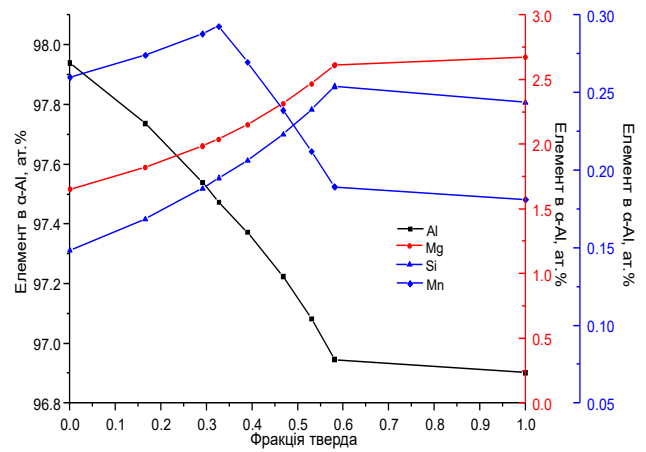
Таблиця 4.1 – Реакція, що відбуваються в системі Al-Mg-Si-Mn

Реакція	T, °C	Фаза	Хімічний склад, ат.%/мас.%			
			Al	Mg	Si	Mn
P→α-Al +Mg ₂ Si	594	Рідина	85,28/85,90	10,49/9,51	4,08/4,28	0,15/0,31
		α-Al	96,9/96,97	2,67/2,41	0,24/0,25	0,18/0,37
		Mg ₂ Si	0	66,67/63,38	33,33/36,62	0

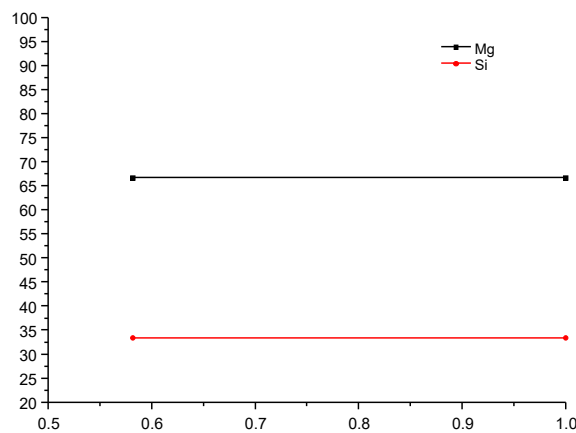
При переході сплаву М59 з рідкого стану в твердий, тобто при зміні температури від 620°C до 594°C, змінюються складові елементи в сплаві, видно, що вміст елементів Al і Mn зменшиться в рідкині при затвердіння. тому що інтерметалева сполука AlMn утворюється на ранній стадії, що призводить до збільшення вмісту Mg і Si. При частині твердого стану 0,58 сплав М59 утворить фазу Mg₂Si, а вміст Mg і Si в рідині зменшиться. Склад кожного елемента у фазі Mg₂Si не змінюється.



а) Зміни елементів у рідині під час затвердіння сплаву M59



б) Зміни елементів у α-Al під час затвердіння сплаву M59



в) Зміни елементів у Mg₂Si під час затвердіння сплаву M59

Рисунок 4.2 – Зміни елементів у кожній фазі

4.1.2 Розрахування фазову діаграму сплаву

При розрахунку фазової діаграми сплаву M59 (Рис.4.3) у сплаві є три важливі компоненти: α-Al, Mg₂Si та інтерметалева сполука Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂. Коли сплав M59 затвердіє з рідкого стану, спочатку в сплаві при температурі 613,39 °C утворюється Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂, і сплав містить 2,02 ат.% інтерметалевих сполук, потім при 594,92 °C утворюється евтектична фаза Mg₂Si. При кімнатній температурі сплав містить 5.47 ат.% евтектичної фази.

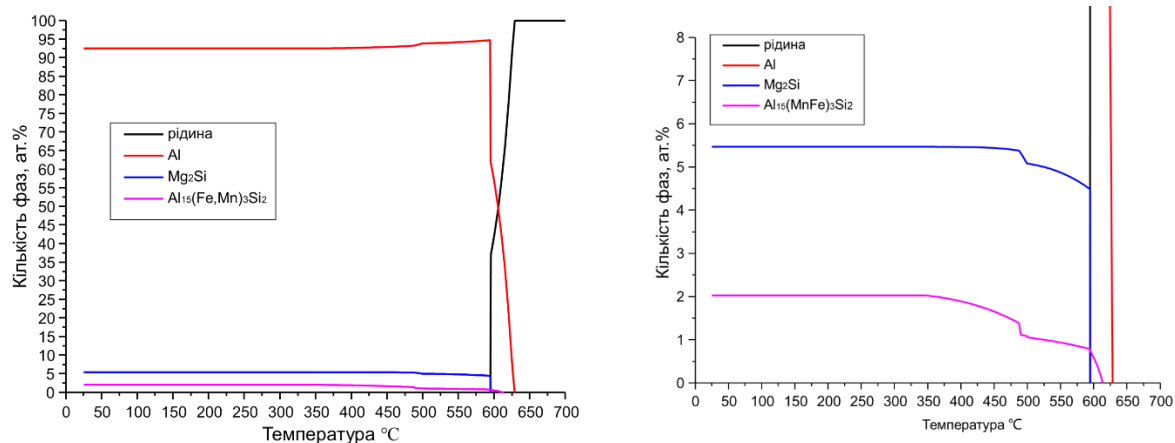
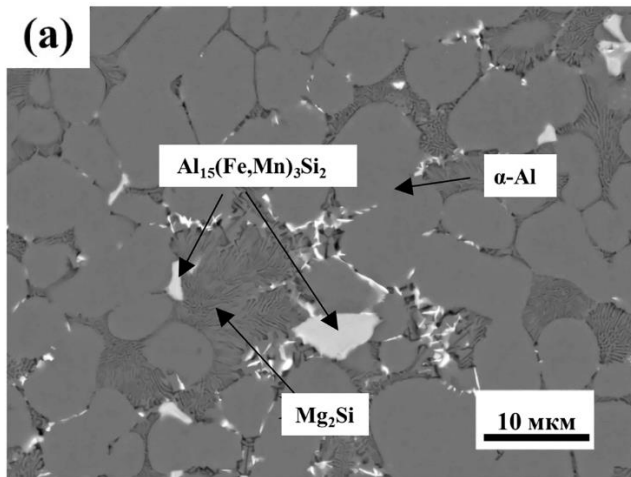


Рисунок 4.3 – Розраховані фазові рівноваги для сплаву M59

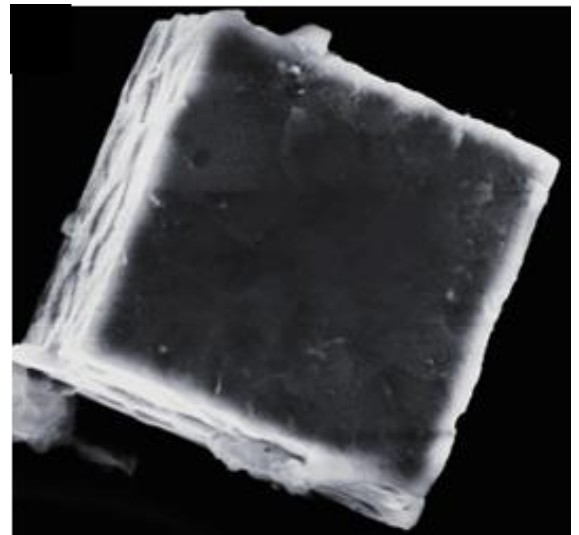
4.1.3 Аналіз мікроструктури сплаву

Мікроструктура сплаву M59 аналізується, як показано на Рис 4.4а нижче. Мікроструктура сплаву також підтверджує, що розрахувати фазової діаграми сплаву є точним. Структура основного сплаву складається з α -Al дендритів, α -AlMnFeSi інтерметаліди та фаза Mg_2Si . Під час затвердіння в кокіль або під низьким тиском Mg_2Si може приймати дві морфології: первинну та евтектичну фазу. Евтектика Al+ Mg_2Si має пластинчасту та/або морфологію волокон, де довгі пластини та волокна Mg_2Si чергуються з α -Al. Евтектична фаза Mg_2Si зароджується на кристалах з морфологією октаедра та двоїстого йому куба. (Рис 4.4 б)

Згідно з багатьма повідомленнями в літературі, дрібні частинки α -AlMnFeSi, розподілені поблизу кордону зерен, є інтерметалічними сполуками $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$, що мають форму китайського ієрогліфа. Загальновідомо, що Fe негативно впливає на механічні властивості алюмінієвих сплавів. Мета додавання Mn – зменшити негативний вплив Fe на алюмінієві сплави. Додавання Mn – змінити залізовмісні включення з круглих або неправильна голчаста евтектика перетворюється на евтектику з формою китайських ієрогліфів (як показано на Рис 4.4г).



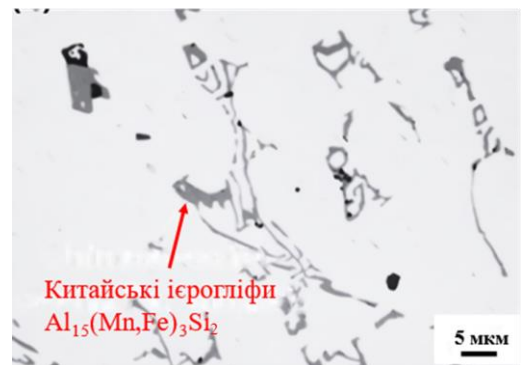
а) Мікроструктура M59 [59]



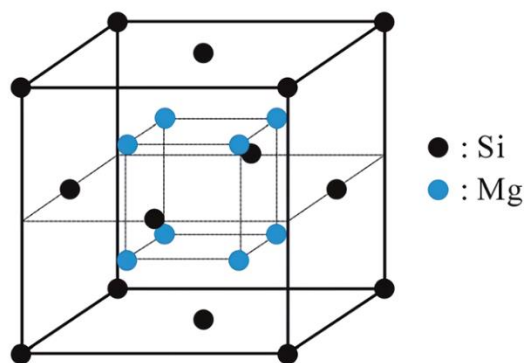
б) Мікроструктура Mg_2Si



в) Мікроструктура M59



г) Мікроструктура $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si$



Д) Кристалічна структура Mg_2Si

Рисунок 4.4 – Мікроструктура сплаву $AlMg_5Si_2Mn$

Сплав $\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}$ при лиття у кокіль-на Рис.4.5 показано металографічну структуру сплаву $\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}$ відлитого металевою формою. Можна помітити, що мікроструктура сплаву складається переважно з білих $\alpha\text{-Al}$ -дендритів та сірих Mg_2Si . Розмір кристалічних зерен 200-300 мкм, а $\alpha\text{-Al}$ має дендритну структуру. Згідно з аналізом професійного програмного забезпечення для зображення, евтектична площа сплаву для лиття металевих форм становить близько 30% загальної площі. Оскільки швидкість охолодження при металевому литті значно нижча, ніж при литті під тиском, структура металевих виливків груба, а в мікроструктурі сплаву також спостерігаються чорні інтерметалічні сполуки. Ця інтерметалева сполука є фазою $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}$, і вона не може бути подрібнена високотемпературною обробкою твердого розчином, і ця сполука має певний ефект тріщини на матрицю.

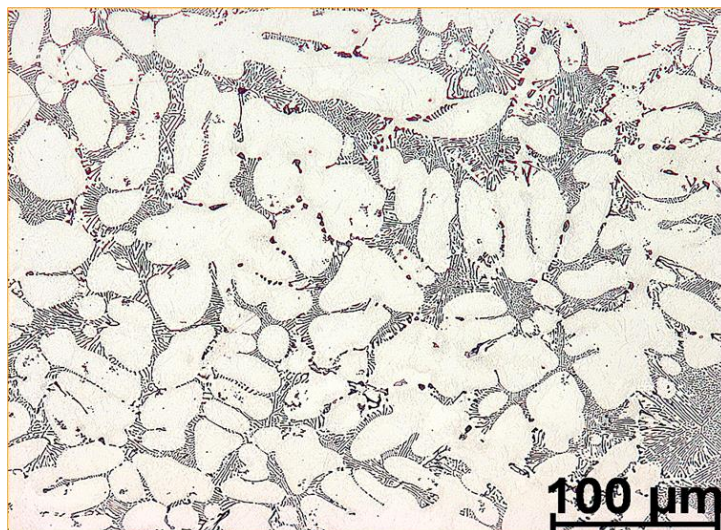


Рисунок 4.5 – Мікроструктура сплаву M59 після заливання в металеву форму

Сплав $\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}$ при лиття під тиском-типова металографічна структура сплаву $\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}$ лиття під тиском, показана на Рис 4.6. Можна побачити, що мікроструктура сплаву складається переважно з $\alpha\text{-Al}$ та Mg_2Si . середній розмір зерна 45-50 мкм, а зерна $\alpha\text{-Al}$ мають дендритну і округлу структуру. Згідно з аналізом професійного програмного забезпечення для зображення, евтектична площа в сплавах для лиття під тиском становить близько 39% загальної площі, що вище, ніж частка евтектичної площі в сплавах для металевого лиття ($\approx 30\%$).

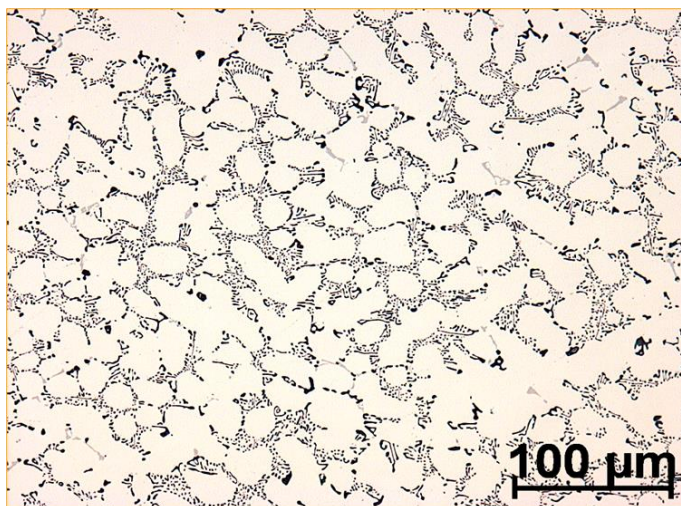


Рисунок 4.6 – Мікроструктура сплаву M59 після лиття під високим тиском

4.1.4 Аналіз механічних властивостей сплаву M59

Експериментальні результати механічних властивостей сплаву M59 показана на Рис 4.7 нижче. Міцність на розрив, межа плинності та відносне подовження лиття під тиском сплаву M59 становлять 314 МПа, 189 МПа та 7,3 % відповідно, що значно вище, ніж у механічні властивості зразка лиття в кокіль (160 МПа, 110 МПа і 2,5%), причини такої величезної різниці: При литті під тиском в порівнянні з литтям в металеві форми (кокіль) має більш високу швидкість охолодження, а більша швидкість охолодження спричинить псевдоевтектичну зону, тобто сплав може завершити евтектичне затвердіння в більш широкому діапазоні складу, утворити нерівноважну евтектичну структуру. Швидкість кристалізації збільшується, прискорить затвердіння і запобіжить зростання зерен. Тиск також має вплив подрібнення зерна, ці причини призводять до того, що α -Al у сплаві поступово подрібнюються за рахунок додавання тиску. При лиття під тиском сплав має більш тонку мікроструктуру і, таким чином, має кращі механічні властивості.

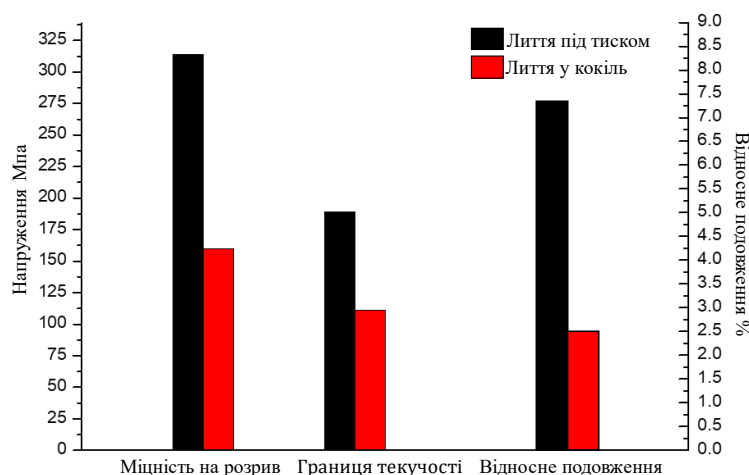


Рисунок 4.7 – Механічні властивості сплаву М59 при лиття у кокіль і ляття під тиском

4.1.5 Вплив формувального тиску та часу утримання тиску на механічні властивості сплавів

У цьому розділі досліджуються зміни механічних властивостей сплаву при різних тисках. На Рис. 4.8 показано вплив тиску формування на міцність на розрив та подовження сплаву М59. Видно, що при часі утримання тиску 10с, при тиску формування 60 МПа міцність сплаву на розрив становить 260 МПа, а границя текучості- 187Мпа, а подовження – 9,6%. У порівнянні з литтям в кокіль міцність сплаву на розрив становить 165 МПа, а подовження становить 3,1%, що значно покращено. При збільшенні тиску формування від 60 МПа до 80 МПа міцність сплаву на розрив збільшується до 295 МПа, границя текучості збільшується до 191 Мпа, а подовження збільшується до 13,0%. При тиску формування 100 МПа поліпшення механічних властивостей сплаву сповільнюється, міцність на розрив становить 312 МПа, границя текучості становить 201Мпа, відносне подовження 13,5%.Порівняно з механічними властивостями лиття в кокіль міцність на розрив збільшується на 86 %, а подовження збільшується на 335,5%. При збільшенні тиску формування до 120 МПа межа міцності на розрив і границя текучості сплаву не сильно змінюються, а подовження сплаву зменшується. Це показує, що коли сплав лиття під тиском, збільшення тиску формування в певному діапазоні може значно покращити різні

механічні властивості сплаву. Це показує, що коли сплав лиття під тиском, збільшення тиску формування в певному діапазоні може значно покращити різні механічні властивості сплаву. Основна причина полягає в тому, що збільшення тиску формування призведе до подрібнення фази α -Al. Фаза Mg_2Si перетворюється з тонкої на точковий і короткий стрижень; ; по-друге, підвищення тиску формування має гальмівний вплив на осадження інтерметалевих сполук (таких як багата на Fe фаза); по-третє, ефект живлення формового тиску на сплав збільшує щільність зразка. Однак, коли тиск формування досягає певного значення насичення, а потім продовжує зростати, вплив тиску формування на механічні властивості більше не буде істотним.

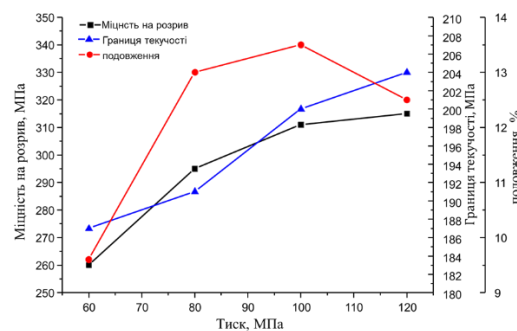


Рисунок 4.8 – Механічні властивості сплаву M59 при різних тисках

На Рис 4.9 показано вплив часу утримання тиск на міцність на розрив, границя текучості і подовження сплаву Al-5Mg-2Si-Mn при тиску формування 100 МПа. Видно, що при збільшенні часу утримання тиск з 5с до 10с міцність сплаву на розрив збільшується з 293 МПа до 312 МПа, границя текучості збільшується з 200Мпа до 206 МПа, а подовження збільшується з 12,4% до 13,5%. Згодом, коли час утримання тиск продовжує збільшуватися, механічні властивості сплаву починають знижуватися. Коли час утримання тиск становить 15с, міцність на розрив падає до 290 МПа, а подовження падає до 12,1%. Коли час утримання тиск становить 25 с, міцність на розрив продовжує знижуватися, лише 275 МПа, а подовження становить 9,3 %. Наведені вище результати показують, що коли тиск формування становить 100 МПа, механічні властивості сплаву спочатку зростають, а потім зменшуються із збільшенням часу утримання тиск. Це пояснюється тим, що час утримання тиск в основному відіграє роль у уникненні усадки та збільшення щільності. Якщо час

утримання тиск занадто короткий, розплав буде подаватися не повністю, що призведе до зниження щільності сплаву та зниження його механічних властивостей. При занадто тривалому часі утримання тиск на зразку утвориться тверда екструзія, що спричинить пластичну деформацію. У той же час швидкість охолодження зразка збільшується під дією формуючого тиску, що збільшує лінійну усадку, що спричиняє утворення внутрішнього напруження всередині зразка зменшення подовження.

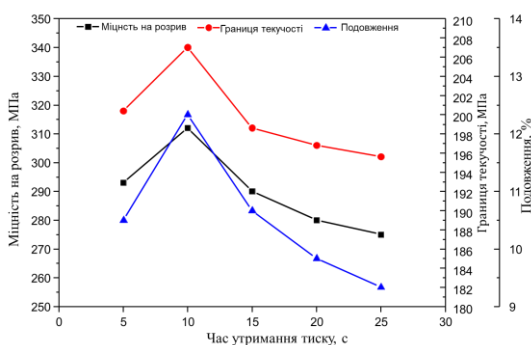
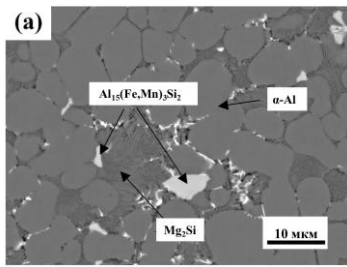


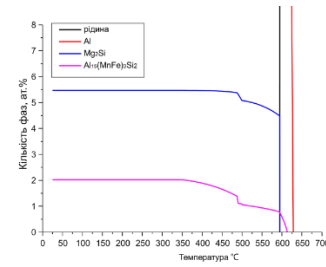
Рисунок 4.9 – Механічні властивості сплаву M59 при різних час утримання тиск

4.2 Al-XMg-2Si-Mn

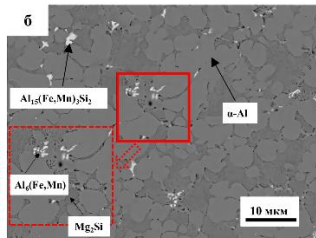
На Рис 4.10 нижче показано мікроструктуру Al-XMg-2,4Si-0,6Mn. Ми бачимо, що із збільшенням вмісту Mg порівняно з базовим сплавом M59, у сплаві фаза $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ починає перетворюватися у фазу $Al_6(Fe,Mn)$, тому що Si у фазі $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ в сплаві починає реагувати з Mg з утворенням Mg_2Si . У сплаві M1 існують фази $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ та $Al_6(Fe,Mn)$, $Al_6(Fe,Mn)$ має невеликі розміри, розподілений у формі китайського ієрогліфа, має певний зміцнюючий ефект і сприяє підвищенню пластичності сплаву. Зменшення фази $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ може збільшити кількість евтектичної структури $\alpha-Al-Mg_2Si$ та зменшити міжшаровий відстань, що може зміцнити сплав. Моделювання сплаву показує, що у базовому сплаві є лише інтерметалева сполука $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$. Зі збільшенням вмісту магнію інтерметалева сполука змінюється з $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ на Al_6Mn . При кімнатній температурі вміст зміцнюючої фази Mg_2Si у сплаві змінюється з 5,47 % збільшено до 6,8 % Фаза $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ у сплаві зменшено з 2 % до 0 %, а вміст інтерметалевих сполук Al_6Mn збільшено з 0 % до 1,5 %. Мікроструктура металу перевірена моделюванням розрахунком сплаву на правильність.



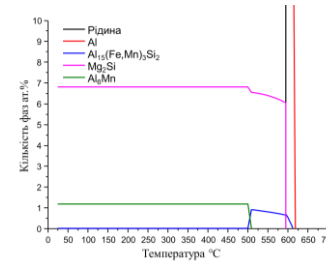
а) Мікроструктура сплаву М59



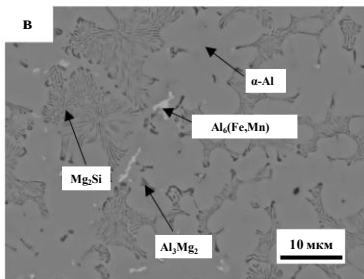
а1) Моделювання склад фази сплаву М59



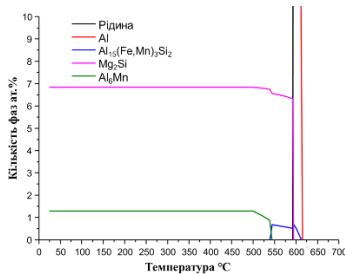
б) Мікроструктура сплаву М1



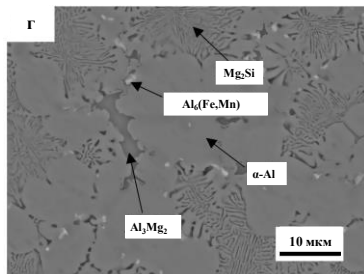
б1) Моделювання склад фази сплаву М1



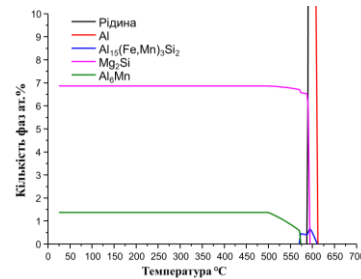
в) Мікроструктура сплаву М2



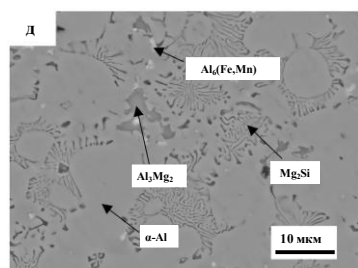
в1) Моделювання склад фази сплаву М2



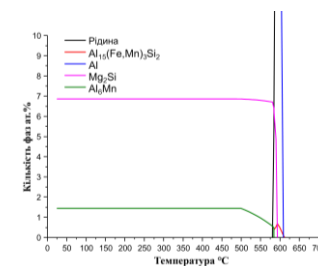
г) Мікроструктура сплаву М3



г1) Моделювання склад фази сплаву М3



д) Мікроструктура сплаву М4



д1) Моделювання склад фази сплаву М4

Рисунок 4.10 – Мікроструктура [59] і моделювання сплаву М59, М1, М2, М3,

М4

Видно, що із збільшенням вмісту Mg межа плинності та межа міцності сплаву продовжують зростати, а подовження спочатку збільшується, а потім зменшується. При вмісті 5,9 % Mg з'являється точка перегину, межа плинності сплаву 163МПа, межа міцності на розрив 335МПа, відносне подовження 10,3%, сплав має найкращу міцність і пластичність. Для більш точного визначення тенденції зміни властивостей сплаву, вміст Mg в М1 до М4 Сплави мають невелике збільшення, яке в основному зберігається на рівні приблизно 0,7%, тому збільшення міцності сплаву. Порівняно зі сплавом М59 вміст Mg у сплаві М4 збільшився на 2,7%, але межа плинності зросла лише на 40 МПа.

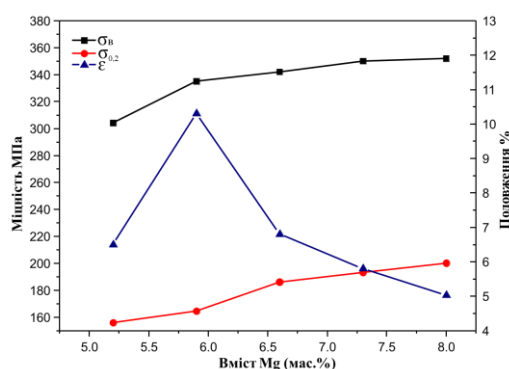


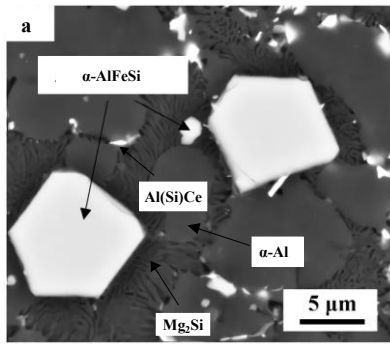
Рисунок 4.11 – Механічні властивості сплаву М59, М1, М2, М3, М4

4.3 Al-5Mg-2Si-XMn

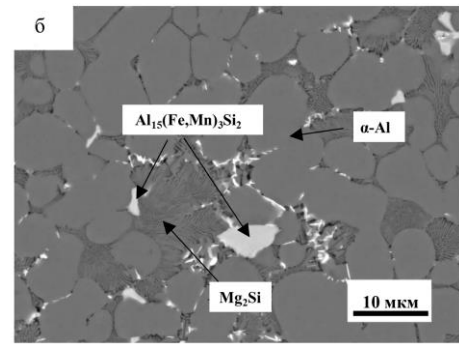
Однією з причин додавання Mn до ливарного сплаву на основі Al є зміна морфології Fe-вмісної фази шляхом сприяння утворенню компактних інтерметалевих частинок α -AlFeMnSi замість полігональної фази AlFeSi [3]. Також стверджується, що вміст Mn має низький вплив на механічні властивості, і його додавання зазвичай тримають на рівні 0,60 мас.% для запобігання паянню штампів [3,10].

При порівнянні мікроструктури сплаву Н і сплаву М59, як показано на Рис 4.12а б нижче, у сплаві Н утворюється інтерметалева сполука AlFeSi з блоковою структурою. Мікроструктура сплаву М59 показує, що в сплаві утворюється інтерметалева сполука $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$. розмір структура $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ вменший, ніж інтерметалевої сполуки AlFeSi. При моделюванні складу фази сплаву Н (як показано на Рис 4.12 е), було виявлено, що в сплаві утворюється фаза AlFeSi, що узгоджується з експериментальною структурою.

У сплаві $\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}$ при лиття у кокіль було виявлено, що Mn в основному розчиняється в матриці Al, як показано Рис 4.12г. Видно, що Mn майже рівномірно розподілений в $\alpha\text{-Al}$ на рівні 0,45–0,50 мас.%. Проте в міждендритній евтектиці виявлено первинні частинки фази $\alpha\text{-Al}(\text{Mn},\text{Fe})\text{Si}$. Морфологія Mn-вмісної первинної фази показана на рисунку 4.12д. Його хімічний склад: Al – 74,5 ат.%, Mn – 15,8 ат.%, Si – 4,7 ат.%, Fe – 0,1 ат.%.



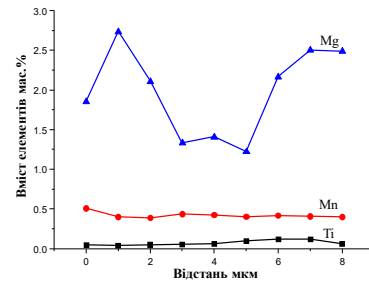
а) Мікроструктура сплаву Н[59]



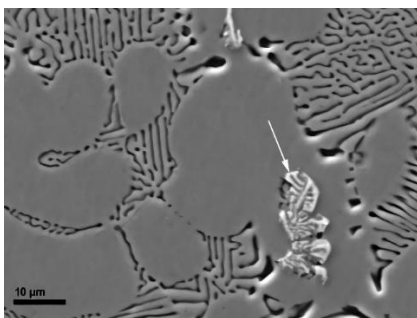
б) мікроструктура сплаву М59



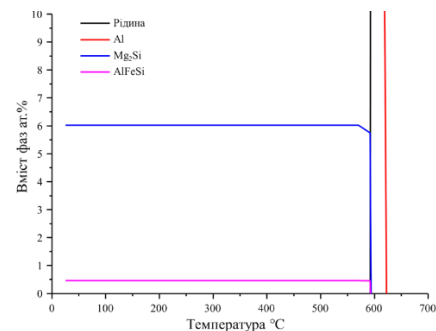
в) Лінія мікроаналізу ЕРС сплаву М59 ЛПВТ



г) Розподіл Mg, Mn і Ti по гілці дендрита вздовж лінії позначеної на Рис 4.12в



д) Морфологія Mn-вмісної фази в сплаві М59 лиття в кокіль



е) Моделювання фазовий склад сплаву Н

Рисунок 4.12 – Мікротуратура і моделювання сплаву М59 і Н

Зміни механічних властивостей - Порівнюючи сплав Н без марганцю та сплав М59 (Рис 4.13), виявлено, що марганець мало впливає на зміну механічних властивостей сплаву, а може лише збільшувати подовження сплаву. Для міцності сплаву на розрив і межі плинності зміна становить близько 1%. Збільшення подовження пов'язане з різними формами інтерметалевих сполук. Форма інтерметалевих з'єднань сплаву М59 має китайську ієрогліфу, а розмір невеликий. Інтерметалева сполука в у сплаві Н має великі розміри і має масивну форму.

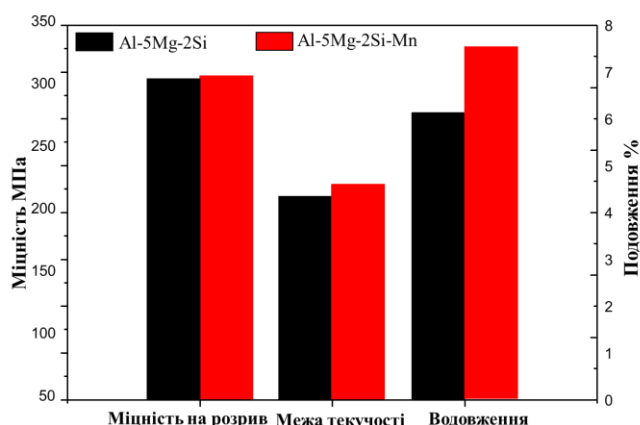
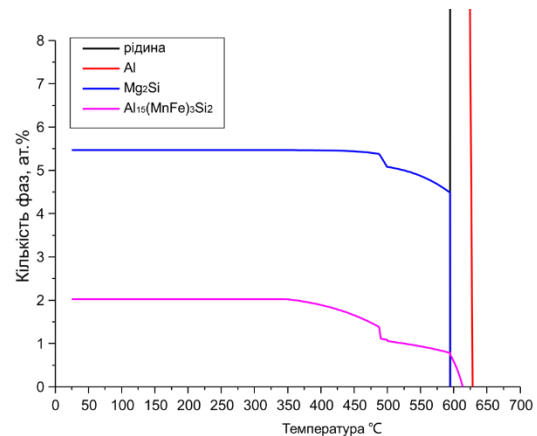
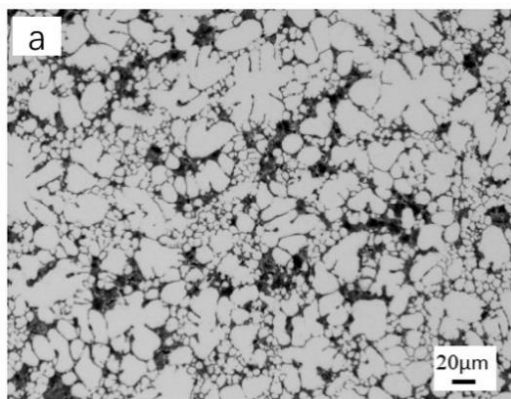


Рисунок 4.13 – механічні властивості сплаву М59 і Н

4.4 $\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}+\text{XTi}$

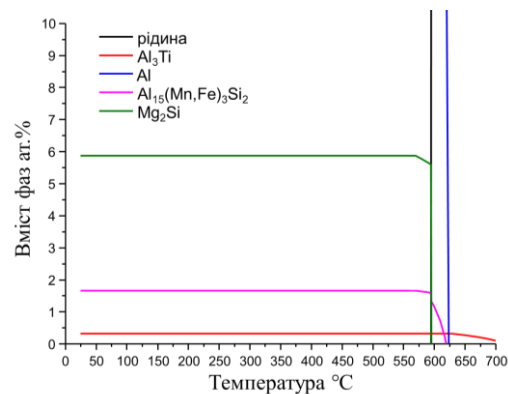
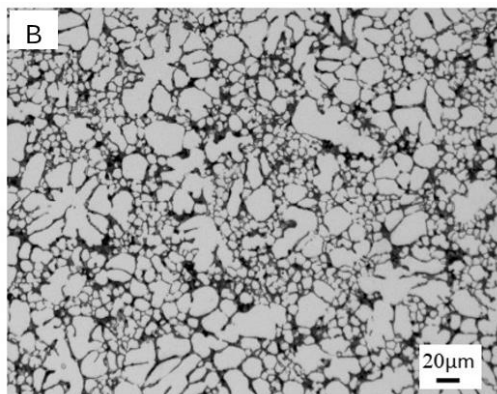
Титан часто використовувався в кованих алюмінієвих сплавах для зменшення схильності до утворення тріщин, а також у виробництві піщаних виливків для подрібнення зерна [2]. Щодо впливу Ti на властивості та структуру сплаву $\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}$, виявлено, що Ti та Al піддаються перитектичній реакції приблизно при 655 °C з утворенням інтерметалічної сполуки Al_3Ti , потім, між 595 °C до 620 °C, первинний кристал Mg_2Si почав формуватися на існуючій поверхні розмежування Al_3Ti /рідина, ці частинки можна використовувати як матрицю зародження первинних кристалів Mg_2Si . Частина інтерметалічної сполуки Al_3Ti може бути використана як ядро кристалічних зерен $\alpha\text{-Al}$, тобто його можна використовувати як частинки твердого розчину, тому вона може ефективно діяти як подрібнювач зерна. Розчинення титану в алюмінію читається як 0,15%, а оптимальна кількість додавання має бути близько 0,15%. У цей час утворений Al_3Ti має правильну форму. Якщо вміст Ti

занадто високий, утворений Al_3Ti має неправильну форму, що не сприяє виконанню функцій ядра., Як показано на Рис 4.14 нижче, додавання титану не суттєво впливає на мікроструктуру сплаву. Середній розмір зерна був виміряний при 42 мкм для сплаву ТЗ і 48 мкм для сплаву М59, Тонка куляста первинна фаза $\alpha\text{-Al}$, затверділа в порожнині штампа, мала розмір 7,5 мкм для сплаву ТЗ і 7,8 мкм для сплаву М59, хоча відхилення в межах стандартного відхилення, це свідчить про те, що додавання Ті здатне вносити поліпшення зерна фази $\alpha\text{-Al}$. Моделювання фазового складу сплаву М59 та сплаву Т2 показує, що при додаванні титану у сплаві утвориться фаза Al_3Ti .



а) Мікроструктура сплаву М59[60]

б) Моделювання склад фази сплаву М59



в) Мікроструктура сплаву ТЗ [60]

д) Моделювання склад фази сплаву ТЗ

Рисунок 4.14 – мікроструктура і моделювання фазового складу сплаву М59 і ТЗ

Як показано на Рис 4.15 нижче, до сплаву $\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}$ додають титан, Подовження значно збільшується зі збільшенням додавання Ті до 0,15 мас.%Ті, після чого подальше збільшення вміст Ті не викликало подальшого збільшення подовження.

Також можна побачити, що з додаванням титану межа текучості та межа міцності на розрив сплаву $\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}$ істотно не збільшуються.

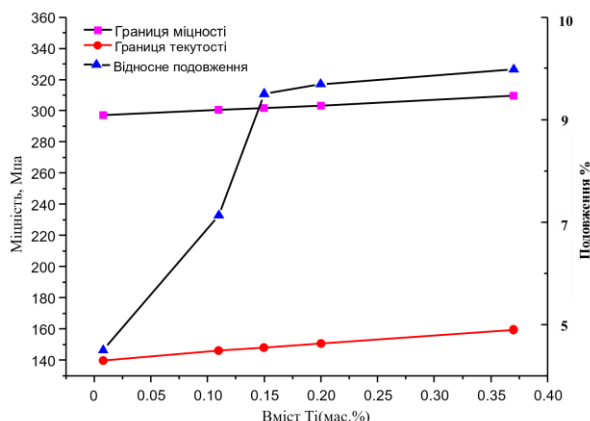
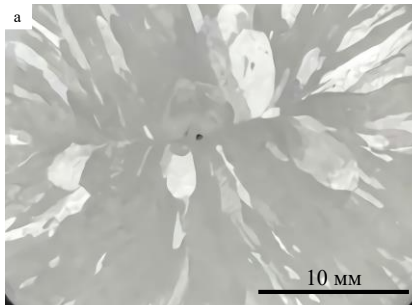


Рисунок 4.15 – механічні властивості сплаву M59, T1, T2, T3, T4

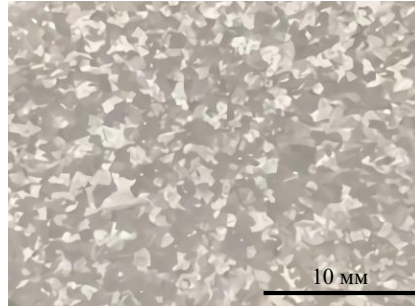
4.6 $\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}+\text{XSc}$

Рідкоземельний елемент Sc є одним з найефективніших подрібнювачів зерна для алюмінієвих сплавів. Додавання Sc до алюмінієвих сплавів дозволяє подрібнювати первинні дендрити $\alpha\text{-Al}$, зменшити відстань між вторинними дендритами $\alpha\text{-Al}$, ефективно зменшення розміру зерна та покращити пластичність [51]. У дослідженні сплаву $\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}$, проведеного компанією Sc, спостерігаючи за макроскопічною структурою сплаву, можна побачити, що сплав M59 має повністю огрублену стовпчасту структуру зерен (як показано на рисунку 4.16а). При додаванні 0,15 мас. % Sc розмір зерен зменшується і макроскопічні зміни морфології перетворена в повну рівноосну кристалічну структуру (як показано на рисунку 4.16б). При безперервному додаванні вмісту Sc макроморфологія сплаву все ще показує рівноосні кристалічні структури, а зерна продовжують подрібнення (Рис. 4.16 в - д). Спостерігаючи за мікроструктурою сплаву (рисунок 4.16е), порівняно з базовим сплавом M59, у сплаві S3 утворюється нова інтерметалева сполука Al_3Sc . З бінарної фазової діаграми сплаву Al-Sc видно, що коли Sc вміст перевищує 0,58 мас. %, фаза Al_3Sc спочатку випадає в осад з розплаву, під час процесу затвердіння евтектична реакція відбувається при 655°C . Коли вміст Sc відносно невеликий, фаза Al_3Sc у сплаві не утвориться. Евтектична фаза Mg_2Si змінюється від китайських ієрогліфів до волокнистої та крапкової, нарешті, має щільний крапкоподібний розподіл (Рис 4.16 ж з). З подальшим

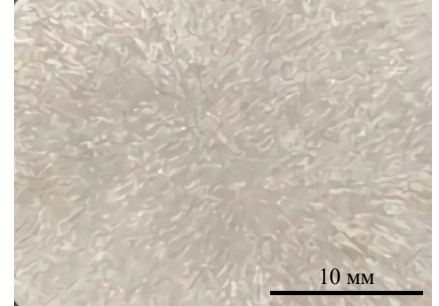
додаванням Sc-елемента розмір фази α -Al очевидно більший, але він все ще має ефект подрібнення на евтектичній фазі Mg_2Si , але ефект подрібнення зменшується.



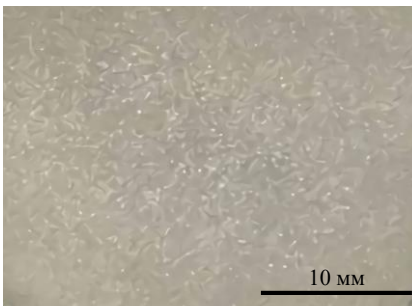
а) Макроструктура сплаву M59



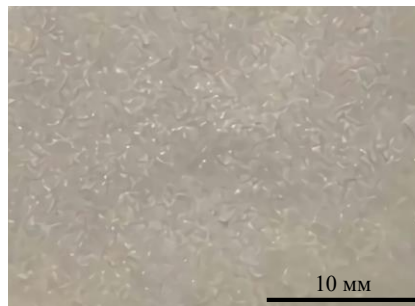
б) Макроструктура сплаву S1



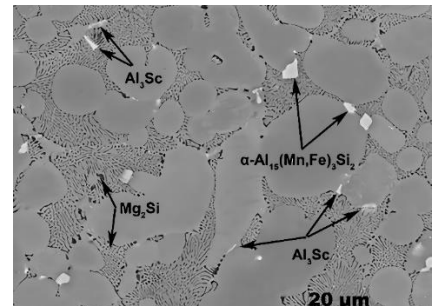
в) Макроструктура сплаву S2



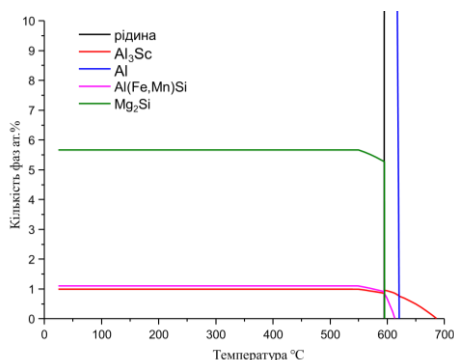
г) Макроструктура сплаву S3



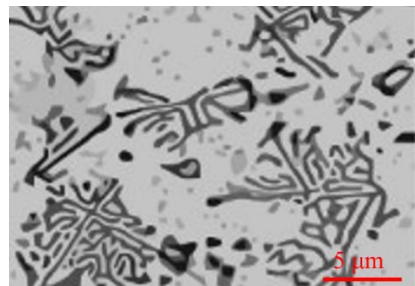
д) Макроструктура сплаву S4



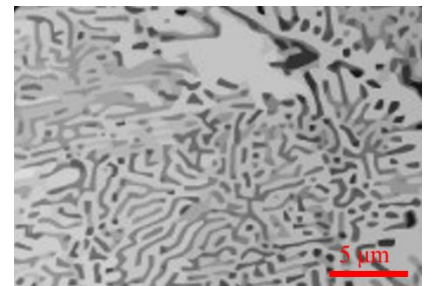
е) Мікроструктура сплаву S3 [58]



є) Моделювання фазовий склад сплаву S3



ж) Форма фази Mg_2Si сплаву M59



з) Форма фази Mg_2Si сплаву S3

Рисунок 4.16 – Макроструктура сплавів M59, S1, S2, S3, S4, мікроструктура сплаву S3 та моделювання фазовий склад сплаву S3

Вплив різного вмісту Sc на міцність на розрив, межу плинності та подовження сплаву M59 показано на Рис 4.17. Результати показують, що додавання Sc значно покращує загальні механічні властивості сплаву. 0,25% Sc підвищив міцність на

розрив з 269 МПа до 334 МПа, а міцність на розрив збільшилася на 24,2%. Межу плинності збільшився з 134 МПа до 189 МПа, що на 41,0%. Подовження збільшився з 5,2% до 9,6%, збільшившись на 86,4%.

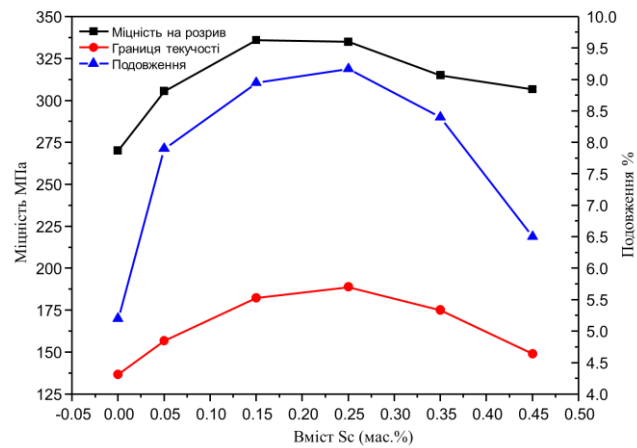


Рисунок 4.17 – Механічні властивості сплаву $\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}$ з різними Sc

Висновки

1. Експерименти та моделювання на сплаві М59 ($\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}$) показують, що мікроструктура сплаву містить 3 основні компоненти: $\alpha\text{-Al}$, Mg_2Si та інтерметалеву сполуку $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$.
2. При зміні методу розливання з лиття під тиском на лиття в кокіль не змінюється внутрішній фазовий склад сплаву. Сплав М59 має кращі механічні властивості та більш тонку мікроструктуру при розливанні під тиском, а також має більшу евтектичну площу.
3. Сплав має найкраще подовження, коли тривалість утримання тиску становить 10 с при тиску формування 100 МПа. Потім зі збільшенням тиску формування, межа плинності та міцність на розрив продовжують зростати. Коли тиск формування становить 100 МПа, а час утримання тиску складає 10с сплав має найкращі механічні властивості. Потім зі збільшенням часу утримання тиск механічні властивості сплаву починають зменшуватися.
4. З додаванням Mg до сплаву М59 і, відповідно, зі збільшенням його кількості в металі, багата залізом фаза в сплаві починає перетворюватися з $\text{Al}_{15}(\text{Mn},\text{Fe})_3\text{Si}_2$ на $\text{Al}_6(\text{Fe},\text{Mn})$ і, нарешті, повністю стає $\text{Al}_6(\text{Fe},\text{Mn})$. По мірі збільшення вмісту Mg, в сплаві починає з'являтися фаза Al_3Mg_2 . Коли вміст Mg в сплаві становить 5,9 мас.%, сплав має оптимальне подовження, а потім, зі збільшенням вмісту Mg в сплаві, подовження починає зменшуватися. Міцність на розрив і межа плинності зростають зі збільшенням вмісту Mg (до 8%).
5. Порівнюючи сплав Н без марганцю та сплав М59, межа плинності та межа міцності сплаву істотно не змінюються. Додавання Mn забезпечує сплаву М59 більше подовження.
6. Додавання Ti (0-0,4 мас.%) до сплаву М59 мало впливає на міцність на розрив і межу плинності сплаву. При вмісті титану в сплаві (0-0,15 мас.%) значно покращується подовження сплаву. З подальшим збільшенням вмісту Ti ,

подовження істотно не змінюється. Ti може утворювати нанорозмірні інтерметалідні осади в поєднанні з Al. Загальна формула таких утворень Al_3Ti .

7. До сплаву M59 додавали скандій у різній кількості (0-0,45%) При вмісті скандію більше 0,15% у сплаві утворюється інтерметалідні сполуки виду Al_3Sc . Додавання скандію сприяє подрібненню первинних дендритів $\alpha\text{-Al}$, зменшенню відстані між вторинними дендритами $\alpha\text{-Al}$, ефективно зменшує розмір зерна та покращує пластичність. При вмісті скандію 0,25% сплав має найкращі механічні властивості.

Розділ 5. ТЕХНІКО-ЕКОНОМІЧНЕ ОБҐРУНТУВАННЯ НАУКОВО-ДОСЛІДНОЇ РОБОТИ (НДР)

5.1. Науково-технічна актуальність НДР

Виробнича діяльність – це найважливіша і основна практична діяльність людини. Виробничу діяльність слід розглядати як систему, що містить різні види ресурсів (трудові, фінансові, матеріальні, інформаційні) та завдяки використанню управлінських навичок, наукових досягнень та технічних засобів призводить до виготовлення продукції. Наукові розробки слід розглядати як потенційну продуктивність, а технологічні рішення – як фактичну продуктивність, а їх поєднання є первинними продуктивними силами.

Науково-технічний прогрес є основою соціального прогресу. Науково-технічний розвиток приніс у життя людини багато зручностей, але цей розвиток призводить до збільшення споживання природних ресурсів та, одночасно з цим, до накопичення виробничих і побутових відходів. Поряд з тим це дає можливість використовувати нові виробничі технології, що дозволяють, хоча б частково зменшувати обсяги використання природних ресурсів на одиницю виробленої продукції. Наприклад, використання алюмінієвих сплавів у вигляді конструкційних матеріалів у автомобілебудівній галузі призводить до зниження ваги готового автомобіля, а це, у свою чергу, надає можливість знизити споживання пального на одиницю пройденої відстані. Дані досліджень показують, що зниження маси автомобіля на 10 % призводить до зменшення споживання пального на 6–8 %.

Проблема раціонального використання відходів найтісніше пов'язана з ефективністю суспільного виробництва і захистом навколишнього середовища. Переробка, утилізація та видалення відходів ніколи не викликали такого великого інтересу, як в даний час. Наприклад алюміній можна переробляти неодноразово, це метал з найдовшим життєвим циклом, а властивість переробленого алюмінію та первинного алюмінію однакові. У

порівнянні з первинним алюмінієм перероблений алюміній може заощадити 95 % енергії, що використовується у процесі виробництва.

Науково-технічний прогрес полягає в постійному вирішенні існуючих проблем, що, у підсумку, сприяє економії природних ресурсів, виробничих площ та підвищенню економічної ефективності.

5.2. Розрахунок витрат на проведення НДР

Робота виконувалася у на кафедрі ливарного виробництва КПІ ім. Ігоря Сікорського. Планова кошторисна вартість (собівартість) науково-дослідницької роботи складається з таких частин:

- заробітна плата науково-дослідницького персоналу;
- єдиний соціальний внесок;
- вартість матеріалів, необхідних для виконання НДР;
- вартість спеціального обладнання для проведення експерименту;
- службові відрядження;
- інші прямі невраховані витрати;
- накладні витрати.

5.2.1. Витрати на оплату праці

Розрахунок заробітної плати науково-дослідницького персоналу базується на визначенні трудомісткості робіт окремих виконавців та їхньої денної заробітної плати (враховуючи кількість виконавців, їхню кваліфікацію і завантаженість роботою на різних етапах НДР). При виконанні даної науково-дослідницької роботи брали участь: професор та інженер-дослідник.

Заробітна плата розраховується на основі даних про трудомісткість окремих робіт і посадової оплати виконавців цих робіт. Розрахунок ведеться в людино- днях. Перелік робіт та трудомісткість зведено в табл. 5.1.

Перемножуючи середньоденну заробітну плату за кожною категорією

виконавців на відповідну планову трудомісткість робіт, розраховується плановий фонд заробітної плати всіх виконавців. Підсумовуючи одержані результати, визначається загальний фонд заробітної плати з теми. Результати розрахунку фонду заробітної плати з теми зведено до табл. 5.2.

Таблиця 5.1 – Трудомісткість робіт по темі (умовний приклад)

Найменування робіт по темі дослідження	Трудомісткість за виконавцями, людино-днів		
	Доцент, кандидат технічних наук	Інженер-дослідник	Технік 1 Категорії
1. Аналіз літератури з теми	3	25	-
2. Обґрунтування мети дослідження	3	8	-
3. Розробка методики проведення дослідів	3	5	3
4. Проведення дослідів	4	9	14
5. Дослідження зразків	2	16	-
6. Обговорення отриманих результатів	10	23	-
Разом за виконавцями теми	25	86	17

Подальші розрахунки витрат на оплату праці проводяться за алгоритмом, зрозумілим із табл. 5.2.

Середньоденна заробітна плата за категоріями виконавців розраховується шляхом ділення їх посадового місячного окладу на 21,2 (де 21,2 – усереднене число робочих днів за місяць).

Таблиця 5.2 – Розрахунок витрат на оплату праці¹

Посада виконавців теми	Планова трудомісткіс ть, люд-днів	Заробітна плата, грн		
		Посадовий місячний оклад	Середньоден на зарплата	Усього за виконавцями
Доцент, кандидат технічних наук	25	19266,41	908,79	22719,75
Інженер-дослідник (Магістра)	86	-	-	-
технік 1 категорії	17	7895,00	372,40	6330,80
Разом оплата праці з теми				29050,55

5.2.2. Єдиний соціальний внесок

Єдиний соціальний внесок (ЄСВ) – це обов’язкове відрахування на загальнодержавне соціальне страхування. З 1 січня 2016 р. ставка ЄСВ складає 22 %. Базою для нарахування ЄСВ слугують загальні витрати на оплату праці по темі (підсумок по табл.5.2).

$$\text{ЄСВ} = \text{ЗП} \cdot 0,22$$

де ЗП – загальні витрати на оплату праці по темі.

Наразі ЄСВ буде становити:

$$\text{ЄСВ} = \text{ЗП} \cdot 0,22 = 29050,55 \cdot 0,22 = 6391,12 \text{ грн}$$

¹ У разі виконання роботи на науково-технічній базі Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» розмір заробітних плат можна взяти за цим посиланням. Штатний розпис Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» [Електронний ресурс] : Сайт КПІ ім. Ігоря Сікорського». Доступ до ресурсу : <https://kpi.ua/stafflist>.

5.2.3. Матеріали, необхідні для проведення досліджень

В даній статті враховують вартість усіх видів матеріалів, необхідних для проведення НДР, з вирахуванням вартості зворотних відходів.

Витрати на матеріали (V_m), які взяті для проведення дипломної роботи вираховуються виходячи із ціни одиниці і загальної кількості використання цих всіх матеріалів. Результати які я отримав занесені у табл. 5.3

Таблиця 5.3 – Розрахунки витрат на матеріали

Найменування матеріалу	Стандарт, технічні умови	Одиниця виміру	Кількість	Ринкова ціна за одиницю, грн.	Сума, грн.
1. Magsimal®-59	ГОСТ 1583-93	кг	10	70	700
2. Мідь порошок ПМС-Н	ГОСТ 4960-2009	кг	0,5	360	180
3. Магній Мг90	ГОСТ 804-93	кг	1	120	120
4. Порошок Титану ПТХ	ГОСТ 19807-91	кг	0,5	600	300
5. Цинк ЦВ00	ГОСТ 3640 - 94	кг	1	132	132
Загальні витрати на матеріали					1432

Транспортно-заготівельні витрати приймаємо на рівні 10 % від планової вартості загальних витрат на матеріали:

$$T_b = 1432 \cdot 0,1 = 143,2 \text{ грн.}$$

У такому разі загальна сума витрат на закупівлю матеріалів та їх транспортування буде становити:

$$V_m = 1432 + 143,2 = 1575,2 \text{ грн.}$$

5.2.4. Енергоносії для проведення досліджень

Сплав виплавлявся в печі опору із графіто-шамотним тиглем вимагає багато енергії. За розрахунками, сумарний час плавлення становить 2 години, споживана потужність за годину — 12 кВт · год, а загальне споживання електроенергії — 24 кВт. За останніми цінами на електроенергію в Києві Існуючий тариф для побутових споживачів зараз становить 1,44 грн/кВт×год за перші 250 кВт×год спожитих протягом місяця. Для непобутових споживачів: 1-й клас напруги 345,04 копійок/кВт×год (3,4504 грн), 2-й клас напруги 379,694 копійок/кВт×год (3,79694 грн).

$$V_E = 24 \cdot 3,4504 = 82,81 \text{ грн.}$$

5.2.5. Витрати на спеціальне обладнання

Всі дослідження проводились на наявному обладнанні, і витрати на НДР не передбачались.

5.2.6. Вартість послуг сторонніх організацій

Всі дослідження використовують обладнання КПП ім. Ігоря Сікорського, без використання сторонніх сервісів та обладнання, і витрати на НДР не передбачались.

5.2.7. Витрати на службові відрядження

Всі роботи були проведені в лабораторіях факультету, тому витрати на службові відрядження не передбачені.

5.2.8. Інші прямі неврахована витрати

У цій статті поєднуються всі витрати на проведення НДР, що не увійшли до попередніх статей. При проведенні роботи інші прямі витрати приймаємо на рівні 10 % від суми врахованих витрати на виконання НДР.

$$I_b = (ЗП + ЄСВ + V_m + V_e) \cdot 0,1 ,$$

Наразі I_b буде становити:

$$I_b = (29050,55 + 6361,12 + 1575,20 + 82,81) \cdot 0,1 = 3706.97 \text{ грн.}$$

5.2.9. Накладні витрати

Накладні витрати включаються до калькуляції кошторисної вартості теми пропорційно обсягам витрат на оплату праці основних виконавців або пропорційно сумі прямих витрат на виконання теми досліджень по нормативам організації-виконавця цього дослідження.

Ця стаття включає витрати, пов'язані з управлінням організацією-виконавцем теми, витрати на винахідництво і раціоналізацію; витрати на амортизацію основних засобів; витрати на науково-технічну інформацію; витрати на забезпечення нормальних умов праці і техніки безпеки; витрати на оплату послуг банків; податки, збори та інші обов'язкові платежі і витрати тощо.

Розглянемо варіант розрахунку накладних витрат пропорційно сумі прямих витрат на рівні 20 %.

$$H_b = (ЗП + ЄСВ + V_m + V_e + I_b) \cdot 0,2 ,$$

Наразі H_b буде становити:

$$H_b = (29050,55 + 6361,12 + 1575,20 + 82,81 + 3706.97) \cdot 0,2 = 8155.33 \text{ грн.}$$

5.2.10. Розроблення планової калькуляції кошторисної вартості теми

Планова калькуляція вартості проведення досліджень по темі складається на підставі виконаних розрахунків та нормативних даних (табл.5.4).

Таблиця 5.4 – Планова калькуляція кошторисної вартості НДР

Найменування статей витрат	Сума, грн	Обґрунтування
1	2	3
1.Витрати на оплату праці	29050,55	Відповідно до розрахунків
2.Єдиний соціальний внесок	6361,12	22,0 % від загальних витрат на оплату праці
3.Матеріали для проведення досліджень	1575,20	Відповідно до розрахунків
4.Енергоносії для проведення досліджень	82,81	відповідає до розрахунків (просто розрахувати електроенергію, необхідну для плавки, В інших випадках у статтю накладні витрати)
5.Спецобладнання для наукових цілей	—	Відповідно до розрахунків (у нашому випадку включаються у статтю накладні витрати)
6.Вартість послуг сторонніх організацій	—	За договором із сторонніми організаціями (у нашому випадку включаються у статтю накладні витрати)
7.Витрати на службові відрядження	—	Відповідно до розрахунків (у нашому випадку не передбачено)
8.Інші невраховані прямі витрати по темі	3706,97	10 % від суми прямих розрахованих витрат по темі
9.Накладні витрати	8155,33	Відповідно до нормативів організації-виконавця теми (у нашому випадку 20 % від суми прямих витрат)
10.Усього витрат по темі	48931,95	Сума попередніх статей

5.3. Науково-технічна ефективність НДР

Розрахунок очікуваного економічного ефекту НДР необхідно для визначення доцільності проведення даної роботи. Проте він може бути розрахований лише по НДР, які безпосередньо спрямовані на створення нових

матеріалів, покращення параметрів якості продукції, а також створення нових конструкцій.

Для визначення річного економічного ефекту скористаємося бальною системою оцінювання економічної ефективності за наступними показниками:

- важливість розробки (K_1);
- можливість використання результатів розробки (K_2);
- теоретичне значення та рівень новизни (K_3);
- складність дослідження (K_4).

Загальна бальна оцінка (Б) вираховується перемноженням коефіцієнтів.

$$Б = K_1 \cdot K_2 \cdot K_3 \cdot K_4$$

В нашому випадку бальна оцінка ефективності згідно табл. 5.5 становить:

$$Б = 1 \cdot 8 \cdot 5 \cdot 5 = 200$$

Таблиця 5.5 – Бальна оцінка ефективності НДР

Показник оцінки ефективності НДР	Умове позначення показника	Характеристики даної роботи	Кількість балів
1. Важливість розробки	K_1	Ініціативна робота, яка не входить до складу комплексної програми та не є завданням директивних органів	1
2. Можливість використання результатів розробки	K_2	Результатами розробки можуть користуватися в масштабах однієї галузі	8
3. Теоретична значимість та рівень новизни розробки	K_3	Внаслідок виконання роботи отримана нова інформація, яка частково змінює уявлення про природу досліджуваних процесів	5
4. Складність дослідження	K_4	роботу виконує один підрозділ, витрати від 50000 до 100000 гривень	5

Умовний ефект НДР розраховується за формулою:

$$E_{\text{НДР}}^y = 500 \cdot Б - E_n \cdot B_{\text{НДР}},$$

де 500 – умовна вартість одного балу;

E_n – нормативний коефіцієнт економічної ефективності (може бути в межах 0,1 – 0,3);

$B_{\text{НДР}}$ – сумарні витрати на виконання НДР (підсумок табл. 5.4);

У нашому прикладі умовний ефект виконання НДР буде становити:

$$E_{\text{НДР}} = 500 \cdot 200 - 0,25 \cdot 48931,95 = 87767,01 \text{ грн.}$$

Економічна ефективність НДР визначається коефіцієнтом умовної економічної ефективності E_e . Він є відношенням умовного ефекту виконання НДР до сумарних витрат на виконання НДР та розраховується за формулою:

$$E_e = \frac{E_{\text{НДР}}}{B_{\text{НДР}}}.$$

У нашому прикладі E_e буде становити:

$$E_e = \frac{87767,01}{48931,95} = 1,79$$

Коефіцієнт умовної економічної ефективності науково-дослідної роботи становить 1,79 (перевищує одиницю), що свідчить про доцільність її виконання.

Розділ 6. РОЗРОБЛЕННЯ СТАРТАП-ПРОЕКТУ

6.1 Короткий опис проекту

Розробка нового сплаву системи Al-Mg-Si-Mn ($\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}+1$ мас.% Li), Додавання 1 мас. % Li, сплав може досягти високих механічних властивостей без термічної обробки.

Розробка нового алюмінієвого сплаву вирішує межу розвитку легкої ваги автомобіля, що може ще більше зменшити вагу автомобіля та зменшити енергоспоживання автомобіля. Новий сплав має чудові механічні властивості та має можливість замінити сталеві деталі в автомобілях.

Основну номенклатуру виробів складають деталі автомобільної галузи (рульове колесо, двері автомобіля, задня балка автомобіля тощо), традиційно ці деталі зазвичай виготовляються зі сталі.

6.2 Бізнес-модель

6.2.1 Цінний продукт

Цінним продуктом є литі деталі, які використовуються у конструкції автомобіля для застосування для зниження ваги автомобіля та підвищення економічної ефективності. Сплав володіє чудовим механічними властивостями без термічної обробки і може знизити собівартість виробництва алюмінієвих виробів. Зменшити щільність алюмінієвого сплаву без зниження механічних властивостей алюмінієвого сплаву, що зазвичай досягається додаванням літію.

6.2.2 Сегмент споживачів

Ринок споживачів – нішевий (широкий профіль – виробництва, які виробляють легкі, високоміцні матеріали з алюмінієвого сплаву).

6.2.3 Канали збуту

Використовуються прямі канали збуту. Безпосередній контакт з потенційними покупцями через візити на підприємства та презентації товару. Контакт через тематичні та галузеві виставки та конференції. Збут через інтернет-ресурси (інтернет-магазин).

6.2.4 Взаємодія з споживачами

Підтримка інформаційних інтернет-ресурсів: сайт проекту, блог новин проекту, інтернет-магазин. Підтримка клієнтів через E-mail/сайт. Застосування «програми лояльності» до клієнтів.

6.2.5 Дохід (монетизація)

Отримання доходу з продажу готових виробів основної номенклатури та індивідуальних замовлень.

6.2.6 Ключові види діяльності

Виробництво виробів. Наукова діяльність (дослідження щодо удосконалення складу покриття). Маркетингова та логістична діяльність.

6.2.7 Ключові ресурси

Технологія виробництва, Охоронні документи (патенти). Науково-технічні працівники.

6.2.8 Ключові партнери

Підприємство, яке надає виробничу базу. Постачальники сировини та енергоресурсів для виробництва.

6.2.9 Витрати

Витрати на ресурсозабезпечення, логістику, маркетинг, підтримку інтернет-ресурсів, оплата усіх необхідних податків.

6.3 Споживчі властивості товару

По-перше, деталі виготовлені з використанням нового сплаву ((AlMg₅Si₂Mn+1 мас.% Li)), мають високі механічні властивості, високу довговічність надійність.

По-друге, продукт може зменшити вагу автомобіля, зменшити споживання енергії та зменшити забруднення навколишнього середовища.

По-третє, використання нових сплавів для виготовлення автозапчастин може покращити естетику.

По-четверте, використання деталей з алюмінієвого сплаву має хороший захист від корозії.

6.4 Дослідження ринку

За результатами аналізу існуючого ринку продукції аналогічного призначення можна зробити висновок, що:

річний світовий обсяг виробництва виробів аналогічного призначення становить близько 20 млрд. \$;

У легкій розробці автомобілів використовуються три основні матеріали: композитні матеріали з вуглецевого волокна, алюмінієві сплави та передові високоміцні сталі. Ці три матеріали замінюють поточні основні матеріали з низьковуглецевої сталі, що дозволяє зменшити вагу на 60%, 40%. і 25, відповідно. В даний час матеріали з вуглецевого волокна є відносно дорогими, а передові високоміцні сталі зменшують вагу не вельке;

Зараз ринок має великий попит на легкі матеріали, і розробка нових сплавів стала ключем до майбутнього розвитку легкої ваги автомобіля.

6.5 Дослідження конкурентного оточення

Ймовірні конкуренти:

- 1) в Україні: відсутні;
- 2) в країнах КНР;
- 3) в Європі: International Casting Industries та певний ряд інших автовиробників.

6.6 Маркетингова стратегія просування

Маркетингова стратегія просування проекту складатиметься з:

- просування проекту в мережі Internet;
- участі у галузевих виставках та конференціях;
- проведення презентацій для потенційних покупців;
- зустрічей безпосередньо на підприємствах, які користуються запропонованою продукцією та проведення демонстрацій та «особистих продажів» виробів;
- поступовим виходом на міжнародний ринок.

6.7 Елементи фінансового плану

6.7.1 Опис бізнес-проекту

Мета проекту – отримання прибутку шляхом продажу виробів, легких матеріалів з алюмінієвого сплаву для подальшого зниження ваги автомобіля і досягнення мети енергозбереження.

Актуальність проекту-Дані досліджень показують, що маса тіла автомобіля споживає близько 70% палива. Якщо вага транспортного засобу зменшиться на 10%, економію палива можна збільшити на 6% до 8%. Одночасно із вдосконаленням існуючих комерційних легких сплавів, розробка

нових високоміцних і високопластичних алюмінієвих сплавів для поступової заміни ними деталей із чавуну та сталі на сьогодні є основною тенденцією в енергозбереженні й підвищенні ефективності використання палива в транспортному секторі. Сплав Al-5Mg-2Si-Mn-1Li після лиття під тиском має високі показники механічних властивостей: пластичність – до 18 %, границю плинності – до 220 МПа і границю міцності на розрив – до 350 МПа, які перевищують відповідні показники більшості існуючих ливарних сплавів.

6.7.2 Опис товару/послуги/технології

В даний час сплави можна наносити на несучої деталі, такі як кермо автомобіля, з'єднання рами кузова, задні балки, колеса зі спицями, двері автомобіля тощо. Відповідно до потреб виробників автомобілів розробляйте відповідні деталі

6.7.3 Маркетинг та продаж

Цільовий сегмент – B2B. Виробники автомобілів, сервісні центри обслуговування автомобілів.

Маркетингова стратегія просування проекту на початкових етапах включає в себе:

- 1) просування проекту в мережі Internet;
- 2) участь у галузевих виставках та конференціях;
- 3) проведення презентацій для потенційних покупців.

Для продажу застосовуються прямі канали збуту:

- 1) безпосередній контакт з потенційними покупцями;
- 2) збут через інтернет-ресурси.

6.7.4 Фінансовий план

На поточному етапі існування проекту фінансовий план у необхідному обсязі не прораховувався. Однак, розраховано, що заплановані інвестиції для впровадження у виробництво та виробництва готових виробів в межах одного підприємства-виробника становлять:

оренда промислових потужностей: 500000 \$

відпрацювання технології в умовах виробництва: 100 000 \$

ресурсозабезпечення: 25 0000 \$

затрати на логістику, маркетинг, з/п: 5 0000 \$

6.7.5 Резюме

Проект призначений для вирішення проблеми великого споживання енергії викликана вагою автомобіля, шляхом розробки нового сплаву системи Al-Mg-Si-Mn ($\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}+1$ мас.% Li). Заплановані інвестиції для впровадження у виробництво на одному підприємстві становлять 900 000 \$. Схему стартап-проекту наведено на рисунку 6.1.



Рисунок 6.1 – Схема стартап-проекту за темою магістерської дисертації

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

В роботі досліджували вплив різних методів лиття, зміни умов (тиск формування, час утримання тиску) лиття під тиском, а також вплив додавання Mg, Mn, Ti, Sc на мікроструктуру та механічні властивості ливарних алюмінієвих сплавів Al-Mg-Si-Mn. Основні висновки такі:

1. Різні методи лиття:

При розливанні в кокіль сплаву M59 ($\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}$) мікроструктура сплаву в основному складається з $\alpha\text{-Al}$ дендритів та евтектичних областей $\text{Al}+\text{Mg}_2\text{Si}$. Розмір кристалічних зерен становить 200-300 мкм, а $\alpha\text{-Al}$ має дендритну структуру. Площа евтектичної області становить 30% від загальної площі.

При литті під тиском сплаву M59 ($\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}$) структура сплаву така ж, як і при литті в кокіль, з середнім розміром зерна 45-50 мкм, а зерна $\alpha\text{-Al}$ мають дендритну і округлу структуру. На площу евтектики припадає 39% загальної площі.

Сплав має кращі механічні властивості при розливанні за методом лиття під тиском. Міцність на розрив, межа плинності та подовження сплаву для лиття під тиском становлять 314 МПа, 189 МПа та 7,3 % відповідно, що значно перевершує механічні властивості металу, отриманого литтям в кокіль (160 МПа, 111 МПа та 2,5%).

2. Зміни умов (тиск формування, час утримання тиску) лиття під тиском

Коли сплав Al-5Mg-2Si-Mn кристалізується в умовах лиття під тиском, із збільшенням тиску формування його міцність на розрив, межа плинності та подовження продовжують зростати. Коли тиск формування досягає 100 МПа, сплав набуває оптимального подовження, а потім із збільшенням тиску формування, подовження зменшується. У цей час межа міцності і межа плинності із збільшенням тиску формування змінюються дещо по іншому. При формуванні сплаву 100 МПа, із збільшенням часу утримання тиску спочатку

збільшуються міцність на розрив, межа плинності та подовження сплаву M59($\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}$). Коли час утримання становить 10с, механічні властивості досягають максимуму, а потім механічні властивості сплаву починають знижуватися зі збільшенням часу утримання тиску.

3. Вплив додавання Mg на мікроструктуру та властивості сплаву

При додаванні Mg до базового сплаву M59, зі збільшенням вмісту Mg в сплаві з 5,3% до 8,0%, багата залізом фаза в сплаві спочатку перетворюється з $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ у $\text{Al}_6(\text{Fe},\text{Mn})$, а потім по мірі збільшення вмісту Mg в сплаві починає утворюватися фаза Al_3Mg_2 . Такі ж результати отримані для сплавів з різним вмістом магнію шляхом моделювання. Збільшення вмісту Mg може дещо підвищити межу плинності та міцність на розрив сплаву. Коли вміст Mg в сплаві становить 5,9%, сплав має найкраще подовження, а потім із збільшенням вмісту Mg подовження сплаву значно падає.

4. Вплив Mn на мікроструктуру та властивості сплаву

Порівнюючи сплав Н без марганцю (Al-5,3Mg-2,3Si) і сплав M59 ($\text{Al-5,3Mg-2,3Si-0,6Mn}$), виявлено, що додавання Mn мало впливає на міцність на розрив і межу плинності сплаву. Додавання Mn може збільшити подовження сплаву. У сплаві Н, розлитого методом лиття під тиском, є матрична фаза $\alpha\text{-Al}$, полігональна фаза $\text{Al}_8(\text{Fe},\text{Mn})_2\text{Si}$, пластинчаста $\text{Al-Mg}_2\text{Si}$ евтектична фаза.

5. Вплив додавання Ti на мікроструктуру та властивості сплаву

Додавання Ti (0-0,4 мас.%) до сплаву M59 мало впливає на міцність на розрив і межу плинності сплаву. При зміні вмісті титану в сплаві (0-0,15 мас.%) значно покращується подовження сплаву. При подальшому збільшенні вмісту Ti, подовження істотно не змінюється. Ti може утворювати нанорозмірні сполуки з Al. Загальна формула таких осадів Al_3Ti .

6. Вплив додавання Sc на мікроструктуру та властивості сплаву

Рідкоземельний елемент Sc може суттєво модифікувати та подрібнювати структуру первинного $\alpha\text{-Al}$ та евтектичного Mg_2Si в доевтектичному сплаві

М59. Зі збільшенням вмісту Sc евтектична фаза Mg_2Si в сплаві змінюється від пластинчастого до тонкого волокна, і ефект модифікації є найбільш очевидним. Коли вміст Sc перевищує 0,15%, у сплаві утворюється фаза Al_3Sc . Додавання Sc значно покращує міцність на розрив, межу плинності та подовження сплаву. При вмісті Sc 0,25 мас. % міцність на розрив з 269 МПа збільшується до 334МПа (збільшення на 24,2 %); межа плинності збільшується з 134 МПа до 189МПа (збільшення на 41,0 %); подовження збільшилось з 5,2% до 9,6%, (збільшення на 86,4%). Зі збільшенням вмісту Sc (до 0,45%) механічні властивості сплаву починають знижуватися.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Aluminium Alloys - New Trends in Fabrication and Applications [Електронний ресурс] / ред. Z. Ahmad. – [Б. м.] : InTech, 2012. – Режим доступу: <https://doi.org/10.5772/3354>.
2. Top 10 Uses of Aluminium in the Industry Today - Materials and Engineering Resources - Matmatch [Електронний ресурс] // Materials and Engineering Resources - Matmatch - Get the latest in materials science and engineering news, educational content and material use cases. – Режим доступу: <https://matmatch.com/blog/top-10-uses-of-aluminium-in-the-industry-today/>.
3. O. securities. "High-end aluminum materials: taking the east wind of new energy, the demand has entered an explosive period," https://pdf.dfcfw.com/pdf/H3_AP202108041508026499_1.pdf?1628096117000.pdf.
4. Varshney D, Kumar K. Application and use of different aluminium alloys with respect to workability, strength and welding parameter optimization[J]. Ain Shams Engineering Journal, 2021, 12(1): 1143-1152.
5. Zhang J, Song B, Wei Q, et al. A review of selective laser melting of aluminum alloys: Processing, microstructure, property and developing trends[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(2): 270-284.
6. Hu Zuqi. Research on fatigue behavior and corrosion properties of high-strength and toughness die-casting Al-Mg-Si-Mn alloy[D]. Huazhong University of Science and Technology, 2014.
7. Nash P, Singleton M F, Murray J L. ASM Handbook-Volume 03-Alloy Phase Diagrams[J]. 1992.
8. Yamagata H, Kasprzak W, Aniolek M, et al. The effect of average cooling rates on the microstructure of the Al–20% Si high pressure die casting alloy used for monolithic cylinder blocks[J]. Journal of materials processing technology, 2008, 203(1-3): 333-341.

9. Kasprzak W, Sokolowski J H, Yamagata H, et al. Energy efficient heat treatment for linerless hypereutectic Al-Si engine blocks made using vacuum HPDC process[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2011, 20(1): 120-132.
10. ASTM B85-03, Standard Specification for Aluminum-Alloy Die Castings, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2003, www.astm.org
11. Hsu C H. Process Performance Analysis and Improvement for the Manufacture of 6063 Aluminum Alloy[J]. *Metals*, 2020, 10(5): 605.
12. Embury, J. D., D. J. Lloyd, and T. R. Ramachandran. "Strengthening mechanisms in aluminum alloys." *Treatise on Materials Science & Technology*. Vol. 31. Elsevier, 1989. 579-601.
13. Kostryzhev AG. Strengthening Mechanisms in Metallic Materials. *Metals*. 2021; 11(7):1134. <https://doi.org/10.3390/met11071134>
14. Ning Kangqi, Peng Beishan, Sheng Zhijing, et al. Strengthening mechanism of high-strength aluminum alloys[J]. *Journal of Shaoyang University: Natural Science Edition*, 2012, 9(4): 46-50.
15. Bhat, Biliyar N., ed. *Aerospace materials and Applications*. American Institute of Aeronautics and Astronautics, Inc., 2018.
16. Ryen Ø, Holmedal B, Nijs O, et al. Strengthening mechanisms in solid solution aluminum alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2006,37(6): 1999-2006.
17. Hansen N. Hall–Petch relation and boundary strengthening[J]. *Scripta materialia*, 2004, 51(8): 801-806.
18. Guan R G, Tie D. A review on grain refinement of aluminum alloys: progresses, challenges and prospects[J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2017, 30(5): 409-432.
19. Ohring M. *Engineering materials science*[M]. Elsevier, 1995.
20. Poole W J, Embury J D, Lloyd D J. Work hardening in aluminium alloys[M]//*Fundamentals of Aluminium Metallurgy*. Woodhead Publishing, 2011: 307-344.

21. Polmear, I. J. "Aluminium Alloys--A Century of Age Hardening." *Materials forum*. Vol. 28. No. 1-14. 2004.
22. Wilm A. DRP 244554 (German patent) 1906[J]. *Metallurgie*, 1911, 8: 223.
23. LU Z, JIANG S, HE J, et al. Second phase strengthening in advanced metal materials[J]. *Acta Metall Sin*, 2016, 52(10): 1183-1198.
24. Wang S C, Starink M J. Two types of S phase precipitates in Al–Cu–Mg alloys[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55(3): 933-941.
25. Borah M B A. Processing and precipitation strengthening of 6xxx series aluminium alloys: A review[J]. *International Journal of Materials Science*, 2020, 1(1): 40-48.
26. Löffler H, Kovács I, Lendvai J. Decomposition processes in Al-Zn-Mg alloys[J]. *Journal of Materials Science*, 1983, 18(8): 2215-2240.
27. Mistry J M, Gohil P P. Research review of diversified reinforcement on aluminum metal matrix composites: fabrication processes and mechanical characterization[J]. *Science and Engineering of Composite Materials*, 2018, 25(4): 633-647.
28. Nturanabo F, Masu L, Kirabira J B. Novel applications of aluminium metal matrix composites[J]. *Aluminium Alloys and Composites*, 2019.
29. Fredriksson H, Akerlind U. Solidification and crystallization processing in metals and alloys[M]. John Wiley & Sons, 2012.
30. Hernandez M J Q, Pero-Sanz J A, Verdeja L F. Solidification and solid-state transformations of metals and alloys[M]. Elsevier, 2017.
31. Vander Voort G F. Metallography, principles and practice[M]. ASM international, 1999.
32. Mei Q S, Lu K. Melting and superheating of crystalline solids: From bulk to nanocrystals[J]. *Progress in Materials Science*, 2007, 52(8): 1175-1262.
33. Bogdanoff T. Development of aluminium-silicon alloys with improved properties at elevated temperature[J]. 2017.
34. Turnbull D. Kinetics of heterogeneous nucleation[J]. *The Journal of Chemical Physics*, 1950, 18(2): 198-203.

35. De Yoreo J J, Vekilov P G. Principles of crystal nucleation and growth[J]. Reviews in mineralogy and geochemistry, 2003, 54(1): 57-93.
36. McGinty J, Yazdanpanah N, Price C, et al. Nucleation and crystal growth in continuous crystallization[J]. 2020.
37. Boyko V, Czekaj E, Warmuzek M, et al. The effect of alloying additions on the structure and properties of Al-Mg-Si-Mn casting alloy–A review[J]. Journal of Applied Materials Engineering, 2019, 59(2).
38. Abdelaziz M H, Samuel A M, Doty H W, et al. Effect of additives on the microstructure and tensile properties of Al–Si alloys[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2019, 8(2): 2255-2268.
39. Kuijpers N C W, Vermolen F J, Vuik C, et al. The dependence of the β -AlFeSi to α -Al (FeMn) Si transformation kinetics in Al–Mg–Si alloys on the alloying elements[J]. Materials Science and Engineering: A, 2005, 394(1-2): 9-19.
40. Alemdag Y, Beder M. Effects of mn content on microstructure, mechanical and dry sliding wear properties of eutectic Al–Si–Cu alloy[J]. Metals and Materials International, 2020, 26(12): 1811-1819.
41. Zhang L, Gao J, Damoah L N W, et al. Removal of iron from aluminum: a review[J]. Mineral Processing and Extractive Metallurgy Review, 2012, 33(2): 99-157.
42. Schlatter S. Improvements of mechanical properties in aluminum-lithium alloys[J]. Ruth & Ted Braun Awards for Writing Excellence, 2013: 33.
43. ud Din S, Awais H B, Mehmood M. Effect of Li addition on microstructure and mechanical properties of Al–Mg–Si alloy[J]. International journal of materials research, 2014, 105(8): 770-777.
44. Koshino Y, Kozuka M, Hirosawa S, et al. Comparative and complementary characterization of precipitate microstructures in Al–Mg–Si (–Li) alloys by transmission electron microscopy, energy dispersive X-ray spectroscopy and atom probe tomography[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 622: 765-770.

45. Mørtzell E A, Marioara C D, Andersen S J, et al. The effects and behaviour of Li and Cu alloying agents in lean Al-Mg-Si alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 699: 235-242.
46. Huang Z W, Loretto M H, Smallman R E, et al. Mechanism of nucleation and precipitation in 6061-Li alloys[J]. *Materials science and technology*, 1994, 10(10): 869-878.
47. Boyko V. Characterization of the structure and precipitation process in Al-Mg-Si and Al-Mg-Ge casting alloys[M]. Technische Universitaet Berlin (Germany), 2015.
48. Prach O, Horník J, Mykhalenkov K. EFFECT OF THE ADDITION OF LI ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HYPOEUTECTIC AlMg₂Si ALLOYS[J]. 2015.
49. Mohanty P S, Gruzleski J E. Grain refinement mechanisms of hypoeutectic Al Si alloys[J]. *Acta materialia*, 1996, 44(9): 3749-3760.
50. Bi J, Zhao R, Wu X, et al. Effect of Boron on Microstructure and Mechanical Properties of AlMg₅Si₂Mn Alloy [J]. *FOUNDRY TECHNOLOGY*, 2019, 40(12): 1258-1260.
51. Dev S, Stuart A A, Kumaar R C R D, et al. Effect of scandium additions on microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Mg alloy welds[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, 467(1-2): 132-138.
52. Wang Keyan, Zhao Rongda, Wu Xiaofeng, et al. Effect of Sc on the structure and mechanical properties of AlMg₅Si₂Mn alloy[J]. *Casting Technology*, 2019, 40(12): 1249-1252.
53. Yang H, Watson D, Wang Y, et al. Effect of nickel on the microstructure and mechanical property of die-cast Al-Mg-Si-Mn alloy[J]. *Journal of materials science*, 2014, 49(24): 8412-8422.
54. Takuichi MORINAGA, Tsuneo TAKAHASHI, Tsuneo SAGA, Effects of zinc on the properties of Al-Si-Cu die-casting alloys, *Journal of Japan Institute of Light Metals*, 1967, Volume 17, Issue 5, Pages 291-297

55. Yan L, Zhang Y, Li X, et al. Effect of Zn addition on microstructure and mechanical properties of an Al–Mg–Si alloy[J]. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2014, 24(2): 97-100.
56. Trudonoshyn O, Rehm S, Randelzhofer P, et al. Improvement of the high-pressure die casting alloy Al-5.7 Mg-2.6 Si-0.7 Mn with Zn addition[J]. *Materials Characterization*, 2019, 158: 109959.
57. Fayomi O S I, Popoola A P I, Udoeye N E. Effect of alloying element on the integrity and functionality of aluminium-based alloy[J]. *Aluminium Alloys: Recent Trends in Processing, Characterization, Mechanical Behaviour and Applications (Chapter 13)*, 2017: 243-260.
58. Prach O, Trudonoshyn O, Randelzhofer P, et al. Effect of Zr, Cr and Sc on the Al–Mg–Si–Mn high-pressure die casting alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 759: 603-612.
59. Chen Chao. Research on microstructure and properties of high-strength and toughness die-casting Al-Si (Mg) alloy[D]. Shanghai Jiaotong University, 2018.
60. Ji S X, Watson D, Wang Y, et al. Effect of Ti addition on mechanical properties of high pressure die cast Al-Mg-Si alloys[C]//*Materials Science Forum*. Trans Tech Publications Ltd, 2013, 765: 23-27.