

Міністерство освіти і науки України

Запорізький національний університет

(повне найменування вищого навчального закладу)

Інженерний навчально-науковий інститут ім. Ю.М. Потебні

(назва факультету)

Кафедра металургійних технологій, екології та техногенної безпеки

(повна назва кафедри)

## Пояснювальна записка

до кваліфікаційної магістерської роботи

рівень вищої освіти другий магістерський рівень

(другий (магістерський) рівень)

на тему Структура та властивості високопрочних сплавів на основі

алюмінію

Виконав: студент 2 курсу, групи 8.1361-мкм

Мазуркевич Р.А.

(ПІБ)

(підпис)

спеціальності

136 Металургія

(шифр і назва)

спеціалізація

(шифр і назва)

освітньо-професійна програма

Металургія кольорових металів

(шифр і назва)

Керівник Скачков В. О.

(прізвище та ініціали)

(підпис)

Запоріжжя - 2022 року



МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ  
 ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ  
 ІНЖЕНЕРНИЙ НАВЧАЛЬНО-НАУКОВИЙ ІНСТИТУТ  
 ім Ю.М. ПОТЕБНІ

Кафедра металургійних технологій, екології та техногенної безпеки

Рівень вищої освіти другий магістерський рівень  
другий (магістерський) рівень)

Спеціальність 136 металургія  
(шифр і назва)

Освітньо-професійна програма металургія кольорових металів  
(шифр і назва)

**ЗАТВЕРДЖУЮ**

Завідувач кафедри МТЕТБ

Ю.О. Блоконь

“ 10 ” 12 2022 року

**ЗАВДАННЯ**  
 НА КВАЛІФІКАЦІЙНУ РОБОТУ (ПРОЕКТ) СТУДЕНТУ

Мазуркевич Р.А.  
(прізвище, ім'я, по батькові)

1. Тема проекту (роботи) Структури та властивості високопрочних сплавів на основі алюмінію

керівник роботи (проекту) Скачков Віктор Олексійович к.т.н, доцент  
(прізвище, ім'я, по батькові, науковий ступінь, вчене звання)

затверджені наказом вищого навчального закладу від “04” 03 2020 року № 385-с

2. Строк подання студентом роботи (проекта) 04.12.2022

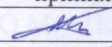
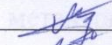
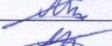
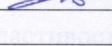
3. Вихідні дані до роботи (проекта) Розглянути вплив хімічних елементів на структуру та властивості алюмінієвих сплавів

4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити) Реферат. Вступ. Загальна частина. Технологічна частина, Механічна частина, Охорона праці та техногенна безпека, Висновки. Перелік посилань.



5. Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслень)  
Креслення, презентаційний матеріал 11 слайдах (на 11 сторінках)

6. Консультанти розділів проекту (роботи)

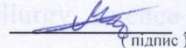
Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата завдання прийняв
Розділ 1	Скачков В.О., доцент	
Розділ 2	Скачков В.О., доцент	
Розділ 3	Скачков В.О., доцент	
Розділ 4	Скачков В.О., доцент	
Нормоконтроль	Белоконь Ю.О. завідувач кафедри	

7. Дата видачі завдання \_\_\_\_\_

### КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ з/п	Назва етапів дипломного проекту (роботи)	Строк виконання етапів проекту (роботи)	Примітка
1	Вступ	05.09.- 29.09.2021	
2	Реферат	12-16.09.2021	
3	Розділ 1	10.09- 24.09.2022	
4	Розділ 2	25.09- 10.10.2021	
4	Розділ 3	28.11.2021	
5	Розділ 4	23-30.11.2021	
6	Висновки	04.12.2021	

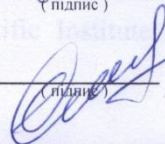
Студент

  
(підпис)

Мазуркевич Р.А.

(прізвище та ініціали)

Керівник проекту (роботи)

  
(підпис)

В.О Скачков

(прізвище та ініціали)

## АНОТАЦІЯ

Мазуркевич Р.А. Структура та властивості високопрочних сплавів на основі алюмінію

Кваліфікаційна робота для здобуття ступеня вищої освіти магістра за спеціальністю 136 - Metallurgy, науковий керівник д.т.н., проф. В.О. Скачков. Інженерний навчально-науковий інститут ім. Ю.М. Потєбні. Запорізького національного університету. Кафедра металургійних технологій, екології та техногенної безпеки, 2022.

Проведено всебічний аналіз маркування, основних властивостей та перспективних напрямків у теорії та технології отримання алюмінієвих сплавів. Розглянуто вплив хімічних елементів на структуру та властивості алюмінієвих сплавів. З урахуванням розчинності хімічних елементів у розплаві та твердому стані алюмінієвих сплавів показана можливість створення зміцнювальних фаз по кожному хімічному легуючому елементу.

Розглянуто методи та технології виробництва лігатур на основі основних хімічних елементів, які забезпечують у сплаві необхідні механічні властивості, корозійну стійкість, технологічні характеристики.

Ключові слова: АЛЮМІНІЙ, СПЛАВИ, ЛІГАТУРИ, МОДИФІКАТОРИ, НАНОСТРУКТУРИ, МІКРОСТРУКТУРИ

## ABSTRACT

Mazurkevich R.A. The structure and power of high-strength alloys based on aluminum.

Qualification of the robot for the health step of the higher education of the master for the specialty 136 - Metallurgy, science kerivnik d.t.s., prof. IN. Skachkov. Engineering Primary and Scientific Institute named after. Yu.M.

[Введіть текст]

Potebni. Zaporizhzhia National University. Department of metallurgical technologies, ecology and technogenic safety, 2022.

A comprehensive analysis of marking, the main powers and promising directions in the theory and technology of manufacturing aluminum alloys has been carried out. The influence of chemical elements on the structure and power of aluminum alloys is examined. From the improvement of the diversity of chemical elements in the melting of a solid steel of aluminum alloys, the possibility of the formation of chemical phases according to a skin chemical lightweight element is shown.

The methods and technologies for the selection of alloys based on the main chemical elements, which provide the alloy with the necessary mechanical power, corrosion resistance, and technological characteristics, are reviewed.

Keywords: ALUMINUM, ALLOYS, ALLOYS, MODIFIERS,  
NANOSTRUCTURES, MICROSTRUCTURES

## ЗМІСТ

<b>ВСТУП .....</b>	<b>8</b>
<b>Розділ 1 Аналіз структур і властивості лігатур і сплавів.....</b>	<b>11</b>
1.1. Структура та властивості алюмінієвих сплавів.....	11
1.1.1. Маркування сплавів алюмінію.....	11
1.2 Вплив легуючих елементів на властивості алюмінієвих сплавів.....	14
1.3 Перспективні напрями розвитку алюмінієвих систем.....	18
<b>Розділ 2 Способи отримання та властивості лігатур</b>	
2.1 Лігатури для алюмінієвих сплавів.....	23
2.2 Лігатури на основі карбідів.....	26
2.3. ВИПЛАВКА ЛІГАТУР У РОЗПЛАВІ СОЛІВ.....	29
2.4 Наноструктурні модифікатори алюмінієвих сплавів.....	33
2.5 НАНОПОРОШКОВІ ПСЕВДОЛІГАТУРИ.....	37
<b>Розділ 3. Технологічні процеси виплавки алюмінієвих сплавів.....</b>	<b>42</b>
3.1. Технологія виплавки алюмінієвих сплавів.....	42
3.1.1. Шихтові матеріали.....	42
3.1.2 Технологія плавки.....	43
3.2. Флюси, що рафінують та модифікують матеріали.....	44
3.3. Особливості технології плавки у пічних агрегатах.....	48
3.3.1. Плавка в тигельних печах .....	48
3.3.2. Плавка в електричних печах.....	49
3.3.3. Плавка в електричних індукційних печах.....	51
3.3.4. Плавка в електричних індукційних печах.....	52
3.3.5. Плавка в електричних індукційних тигельних .....	52
3.4. Особливості плавлення та лиття сплавів серії Al-Zn - Mg-Cu.....	53

<b>Розділ 4 Охорона праці та техногенна безпека.....</b>	<b>56</b>
4.1 Аналіз потенційно шкідливих і небезпечних чинників виробничого середовища .....	56
4.2 Заході захисту від впливу небезпечних і шкідливих чинників виробничого середовища.....	58
<b>ВИСНОВКИ.....</b>	<b>60</b>
<b>ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ.....</b>	<b>61</b>

## ВСТУП

Застосування рідкісних та розсіяних металів для легування алюмінієво-магнієвих, алюмінієво-літєвих та інших сплавів різко покращує експлуатаційні властивості виробів [27]. Труби для нафтогазового комплексу з таких сплавів мають підвищену корозійну стійкість і міцність у порівнянні зі сталевими трубами. Введення скандію в алюмінієво-магнієві сплави надає сплавам високу міцність, зварюваність, корозійно- і вібростійкість..

Модифікуючий ефект обумовлений зменшенням розміру зерен та створенням найсильнішого антирекристалізаційного ефекту. Зникне рекристалізація при нагріванні до температур свердловистикової деформації. В авіаракетно-космічній техніці застосування алюмінієво-скандієвих сплавів дозволило перейти на зварні конструкції ракет та літаків

Іттрій є цінним легуючим компонентом, що покращує механічні властивості і підвищує жаростійкість металів і сплавів. Так, використання лігатури AlCaIt для виробництва проводів ліній електропередач за рахунок одночасного підвищення міцності та зниження електроопір дозволяє значною мірою замінити мідь алюмінієм у провідникових сплавах [28]. Додаток цирконію призводить до значного дисперсійного зміцнення за рахунок утворення вторинних виділень метастабільної фази  $Al_3Zr$ . Цей вплив аналогічний скандію [3]. Введення 0,2% Zr приблизно еквівалентно 0,1% Sc, таким чином, для значного зміцнення сплаву вміст цирконію повинен становити не менше 0,5%. Однак введення цирконію в алюмінієвий сплав складніше. Температура синтезу лігатури для повного розчинення цирконію в рідкій фазі повинна бути вищою за 1150 K. Розпад вторинних виділень метастабільної фази  $Al_3Zr$  починається с 700 K [29].

Економічно виправдано отримання лігатур та сплавів методами електрохімічного відновлення [35] та металотермічним відновленням відповідних сполук скандію, ітрію, цирконію та гафнію в сольових розплавах [36]. Метод алюмініотермії заснований на тому, що хімічно менш активні метали за підвищених температур відновлюються зі своїх сполук (класично з оксидів) алюмінієм.

Найчастіше введення ПМ і РЗМ в алюмінієві розплави здійснюється з допомогою лігатур, які містять до 5 %мас. цих елементів. Дослідженню їх

[Введіть текст]



властивостей, структури та впливу на алюмінієві сплави присвячено низку сучасних робіт [39, 40].

Аналіз літературних джерел показав, що нагрівання розплавів системи Al-ПМ до температур нижче температури гомогенізації та їх подальше швидке охолодження не впливають на кількість метастабільних фаз, але змінюють їх розміри та кристалічну структуру. Керуючи цими параметрами можна отримувати лігатури, до складу яких входять дисперсні інтерметаліди, когерентні матриці модифікованого металу. При високих швидкостях охолодження ( $v = 103-106$  К/с) у сплавах алюмінію з ПМ або РЗМ можливе отримання твердого розчину, в якому концентрація елементів, що легують, у кілька разів перевищує їх рівноважну розчинність [42]. У роботах [43] показано, що структура високоміцних сплавів систем Al-Zr, Al-Cr, Al-Cr-Zr, перегрітих на 350 К і закристалізованих зі швидкістю охолодження 104 К/с, містить разом з метастабільними дисперсними алюмініями цирконію та хрому зерна пересиченого  $\alpha$ -твердого розчину. Розмір інтерметалідів у разі становить 2-5 мкм, а зерен – 10-20 мкм.

*Мета роботи:* на основі аналізу по впливу нанорозмірних лігатур на підвищення механічних характеристик алюмінієвих сплавів розглянути можливості отримання таких лігатур методами порошкової металургії та СВС (поширеного високотемпературного синтезу).

*Для досягнення поставленої мети в роботі необхідно вирішити такі завдання:*

1. Провести аналіз схем та способів отримання високоміцних алюмінієвих сплавів.
  2. Створити технологічні варіанти отримання високоміцних алюмінієвих сплавів.
  3. Запропонувати технологію та режими отримання лігатур з нанорозмірними частинами
1. *Об'єкт дослідження:* фізико-хімічні процеси та закономірності при виробництві високопрочних алюминиевых сплавов.

2. *Предмет дослідження:* технологія процесу отримання високоміцних алюмінієвих сплавів

3. *Методи дослідження:* термодинамічний аналіз процесів відновлення оксидів, розрахункові методи складу шихтових матеріалів, режимів отримання високоміцних алюмінієвих сплавів.

*Наукова новизна:*

1. Показано можливість оптимізування мікроструктури високоміцних алюмінієвих сплавів із застосуванням модифікаторів на основі карбідів з наноструктурними частинками.
2. Показано можливість синтезу модифікаторів алюмінієвих сплавів на основі методу порошкової металургії в умовах СВС преса.

*Практичне значення:*

1. Показано можливість оптимізування мікроструктури високоміцних алюмінієвих сплавів із застосуванням модифікаторів на основі карбідів з наноструктурними частинками.
2. Показано можливість синтезу модифікаторів алюмінієвих сплавів на основі методу порошкової металургії в умовах СВС.

*Апробація результатів роботи:* результати досліджень, які включено до кваліфікаційної магістерської роботи, доповіли на конференції кафедри Металургії.

*Відомості про публікації:* основні результати роботи викладені в збірці магістерських робіт і статей, і 1 тезах конференцій.

*Структура і об'єм роботи.* Кваліфікаційна робота магістра складається з вступу, чотирьох розділів, висновків, списку використаних джерел з 45 найменувань, викладена на 73 сторінках машинописного тексту, включаючи 9 рисунків, 7 таблиць.

## Розділ 1 Аналіз структур і властивості лігатур і сплавів

### 1.1. Структура та властивості алюмінієвих сплавів

#### 1.1.1. Маркування сплавів алюмінію

У США прийнято єдину цифрову, чотиризначну систему позначень деформованих алюмінієвих сплавів, введenu Алюмінієвою Асоціацією [1]. Вона є найбільш поширеною і використовується як міжнародна. В її основі – система легування алюмінієвих сплавів, база – основний легуючий компонент.

Перша цифра позначення вказує на систему легування, до якої відноситься сплав. 1000 серія – чистий алюміній з мінімум 99% вмістом алюмінію за вагою.

2000 серія - сплави, леговані міддю.

3000 серія - сплави, леговані марганцем.

4000 серія - сплави, леговані кремнієм.

5000 серія - сплави, леговані магнієм.

6000 серія - сплави, леговані магнієм та кремнієм

7000 серія - сплави, леговані цинком, магнієм.

8000 серія переважно використовуються для літєвих сплавів та інших систем легування.

Перша цифра позначення вказує на систему легування, до якої відноситься сплав. Друга цифра позначення вказує на порядковий номер модифікації сплаву щодо вихідного сплаву (у вихідному – друга цифра "0") або свідчить про чистоту сплаву за домішками. Дві останні цифри позначають безпосередньо сплав та дають інформацію про його чистоту. Якщо сплав досвідчений, то ставлять індекс "X" і маркування стає п'ятизначним.

Сплави 1000 серія:

По ISO	1050	1060	1070A	1080A	1200	1350	1370
По ДОСТ	АД0	АД	АД00	АД000	АД	АД0Е	АД00Е

## Сплави 2000 серія:

По ISO	2017	2024	2117	2124	2618	2219	2014
По ДОСТ	Д1	Д16	Д18	АД16ч	АК4	1201	АК8

## Сплави 3000 і 5000 серії:

По	3003	3004	3005	5005	5050	5251	5052	5754	5154
По	АМц	Д12	АД 17	АМг1	АМг1,5	АМг2	АМг2	-	АМг3

## Сплави 6000 і 7000 серії:

По ISO	6063	6101	6061	6082	6151	7005	7075	7175
По ДОСТ	АД31	АД31Е	АД33	АД35	-	1915	-	-

Система позначень станів поширюється на всі види напівфабрикатів з алюмінієвих сплавів, що деформуються, крім злитків. Вона ґрунтується на послідовності основних термічних обробок для отримання різних станів. Позначення станів слідує за позначенням сплаву. Основний стан позначається буквою, які різновиду - однією чи кількома цифрами, після букви. Позначення основних станів: F – після виготовлення; Про - відпалене; Н - нагартоване. За Н завжди йдуть дві або більше цифри. Перша цифра вказує на конкретну послідовність основних операцій: Н1 – тільки нагартоване; Н2 - нагартоване та частково відпалене; Н3 - нагартоване та стабілізоване. Цифри, що йдуть за Н1, Н2 і Н3, вказують на ступінь нагартовки. Цифра 8 позначає стан з межею міцності, що досягається холодною прокаткою з обтисканням 75% після повного відпалу. Стан між О (відпалений) і 8 позначається цифрами від 1 до 7. Матеріал, що має межу міцності посередині між станами і 8, позначається цифрою 4; між 0 та 4 - цифрою 2; між 4 і 8 - цифрою 6. Цифрою 9 позначається стан, в якому межа міцності сплаву перевищує міцність стані Н8 мінімум на 13 МПа. Для Н

[Введіть текст]



стану з двоцифровим позначенням, де друга цифра є додатковою, стандартні значення межі міцності знаходяться точно посередині між міцністю двох сусідніх Н-станів. Третій знак (цифра) вказує на деяку відмінність від стану з двоцифровим позначенням: W - загартування; T - термічна обробка, що призводить до стабільного стану, відмінного від F, або H. Цифри від 1 до 10 після T показують конкретну послідовність основних термічних обробок: T1 - охолодження з підвищеною температурою виготовлення напівфабрикатів та природне старіння до стабільного стану; T2 – відпал; T3 - загартування з наступною холодною деформацією; T4 - загартування з наступним природним старінням до стабільного стану; T5 - охолодження з підвищеною температурою виготовлення напівфабрикатів та штучне старіння; T6 - загартування та штучне старіння; T7 - загартування з наступною стабілізацією; T8 - загартування, холодна деформація та штучне старіння; T9 - загартування, штучне старіння та холодна деформація; T10 - охолодження з

Таблиця 1.1 – Види обробки алюмінієвих сплавів, що деформуються.

Маркировка		C
ГОСТ	США	
Без ТО	F	После изготовления, без дополнительной термической обработки
ГК	–	Горячекатаное
ГП	–	Горячепрессованное
М	O	Отожженное (мягкое).
H	–	Нагартованное (холоднодеформированное)
H4	H18	Усиленно нагартованное (прокаткой до 20 %, для максимального упрочнения)
H3	H16	Нагартованное на три четверти (3/4)
H2 (II)	H14	Полунагартованное (1/2)
H1	H12	Нагартованное на одну четверть (1/4)
З	W	Закаленное
T	T3, T4	Закаленное + естественно состаренное.

[Введите текст]

. підвищеною температурою виготовлення, штучне старіння та холодна деформація. Додаткові символи позначення T1-T10 вказують на відмінності в термічній обробці.

Додаткові символи позначення T1-T10 вказують на відмінності в термічній обробці. Додаткові позначення для T-станів напівфабрикатів, підданих деформації для зняття напруги, можуть бути дво- та тризначними і ставляться після основного позначення стану напівфабрикату (T551, T6511).

## **1.2 Вплив легуючих елементів на властивості алюмінієвих сплавів**

Конструкційні алюмінієві сплави – це алюмінієві сплави з чотирма компонентами: Cu, Mg, Zn і Si [2]. Усі перелічені компоненти вибрано за однією ознакою – вони мають найбільшу розчинність у твердому алюмінії. Зі зниженням температури з твердого розчину виділяються інтерметалідні фази, а при нагріванні – розчиняються. Це фазове перетворення відкрило можливість впливати на структуру та властивості сплавів методами термічної обробки. Промислові сплави розроблені на основі систем Al-Cu-Mg, Al-Mg-Si, Al-Cu-Mg-Si, Al-Zn-Mg-Cu, Al-Zn-Mg, Al-Mg-Li, Al-Cu -Li, Al-Cu-Mg-Ag, мають високий комплекс властивостей. Це відноситься до сплавів всіх систем з механізмами зміцнення: твердорозчинне + дисперсійне твердіння. Відмінність сплавів, що розглядаються, один від одного визначається складом, кристалічною структурою і властивостями дисперсних частинок інтерметалідів, що виділяються з пересиченого твердого розчину. Головною властивістю цих частинок є дуже висока, порівняно з матрицею твердість. У таблиці 1. 2 наведено склад та мікротвердість зміцнювальних фаз, присутніх у промислових алюмінієвих сплавах.

Таблиця 1.2 – Растворимість легируючих компонентів в твердому алюмінії

Система	Максимальна розчинність у	Фаза	Мікротвердість, HV,
Al-Cu-Mg	5,7 % Cu	$\theta$	400-600
Al-Mg-Si,	1,65 % Si	Mg <sub>2</sub> Si	560
Al-Zn-Mg-	82 % Zn	MgZn <sub>2</sub>	430
Al-Cu-Li	4.2 % Li	T1 (Al <sub>2</sub> CuLi)	430-520

Вторинні дисперсні виділення інтерметалідних фаз визначають високий рівень характеристик міцності. Зміцнюючий ефект від інтерметалідних фаз залежить від: об'ємної частки фази, ступеня її диспергування, когерентності метастабільних та рівноважних виділень з матрицею та власної твердості. Не менш перспективним є шлях подальшого підвищення міцності, жароміцності, корозійної стійкості та інших експлуатаційних та технологічних характеристик за рахунок легування алюмінієвих сплавів металами, які мало розчиняються або практично не розчиняються в твердому алюмінії, але утворюють з алюмінієм різні інтерметалідні сполуки [2]. До таких металів відносяться перехідні та багато рідкоземельних металів. У таблиці 3 наведено склад і мікротвердість інтерметалідних фаз, що утворюються в сплавах алюмінію з деякими перехідними та рідкісноземельними металами.

З таблиці 3 випливає, що твердість інтерметалідних фаз вище твердості основних зміцнювальних фаз у промислових сплавах (таблиця 1. 2). Марганець в промислових алюмінієвих сплавах, що деформуються, міститься в межах від 0,3 до 0,9% [2]. Особливість впливу

Таблиця 1. 3 – Максимальна розчинність металів у твердому

Система	Макс. розчинність компонентів у	Інтерметалідна фаза	Мікротвердість, HV, МПа ( $\times 10^{-1}$ )
Al-Mn	1,8 % Mn	Al <sub>6</sub> Mn	540-560
Al-Cr	0,9 % Cr	Al <sub>7</sub> Cr	500-700
Al-Ti	0,26 % Ti	Al <sub>3</sub> Ti	600-700
Al-Zr	0,28 % Zr	Al <sub>3</sub> Zr	420-740
Al-Sc	0,40 % Sc	Al <sub>3</sub> Sc	260
Al-Co	0,02 % Co	Al <sub>9</sub> Co <sub>2</sub>	650-750
Al-Ni	0,04 % Ni	Al <sub>3</sub> Ni	700-770
Al-Fe	0,05 % Fe	Al <sub>3</sub> Fe	800-1100
Al-Fe-Si	0,05 % Fe	$\alpha$ (Al-Fe-Si)	1100
Al-Nd	0,05 % Nd	Al <sub>11</sub> Nd <sub>3</sub>	350
Al-Ce	0,05 % Ce	Al <sub>4</sub> Ce	-

марганцю на властивості алюмінієвих сплавів полягає в тому, що він трохи зміцнює холоднодеформовані напівфабрикати (листи, труби, дріт) та значно гарячедеформовані. Добавка 0,4% Mn до сплаву типу Д16 підвищує межу міцності холоднотягнутих прутків з 480 до 510 МПа, а гарячепресованих прутків — з 480 до 580 МПа. Цирконій в алюмінієвих сплавах зазвичай міститься в межах від 01 до 025%. Виділення фази Al<sub>3</sub>Zr дисперсніші, ніж алюмінію Mn (10- 100 нм). Ефект дисперсійного твердіння від виділень фази Al<sub>3</sub>Zr у зв'язку з малим вмістом цирконію в сплавах досить малий, проте вплив виділень дисперснішого цирконієвого алюмінію на процес рекристалізації в деформованих напівфабрикатах значно сильніший. Нерекристалізована (полігонізована) структура після термічної обробки з високим ефектом структурного зміцнення для сплавів з добавкою цирконію може бути отримана для більш широкої номенклатури напівфабрикатів. Мала добавка цирконію у високоміцні сплави системи Al – Zn – Mg – Si авіакосмічного призначення призводить до суттєвого підвищення міцності, тріщиностійкості та опору втоми. Усі сплави цієї системи містять 0,1-0,2% Zr (В96Ц, В96Ц-3, 1933) [5]. Скандій, виявився, стосовно деяких сплавів,



найбільш ефективним легуючим елементом з усіх раніше відомих; виділення фази  $Al_3Sc$  значно дисперсніші (1-10 нм), ніж виділення алюмінідів  $Mg$  і  $Zr$ .

Скандій при вмісті в сплавах 0,15 - 0,25 % обумовлює дуже високий ефект дисперсійного твердіння злитків при правильно вибраних температурних режимах їх обробки безпосереднім дисперсійним твердінням, то зміцнення від добавки скандію, наприклад сплавів системи  $Al - Mg$ , однаково обумовлено впливом факторів. Крім того, зміцнення сплавів систем  $Al - Mg$  та  $Al - Zn - Mg$  від добавки скандію, особливо спільно з цирконієм, після термічної обробки притаманне всім деформованим напівфабрикатам. Таким чином, можна з достатньою підставою говорити про систему  $Al - Mg - Sc - Zr$ , як про базову систему термічно зміцнюваних сплавів нового типу [2].

Срібло. Роль добавки срібла в алюмінієві сплави вивчена меншою мірою в порівнянні з цирконієм і скандією. У ранніх роботах було виявлено, що мікролегування сріблом у кількості 0,1% (мас.) надає стимулюючий вплив на процес дисперсійного твердіння потрійних і складніших  $Al-Zn-Mg$ -сплавів в області температур 120-220°C [3]. Берилій додається зменшення окислення при підвищених температурах [4]. Невеликі добавки берилію (0,01-0,05%) застосовують у алюмінієвих ливарних сплавах для покращення плинності у виробництві деталей двигунів внутрішнього згорання (поршнів та головок циліндрів). Бор вводять підвищення електропровідності як і рафінуєруючою добавку. Бор вводиться в алюмінієві сплави, що використовуються в атомній енергетиці, він поглинає нейтрони, перешкоджаючи розповсюдженню радіації. Бір вводиться в середньому в кількості 0,095-0,1%. Вісмут. Metали з низькою температурою плавлення, такі як вісмут, свинець, олово, кадмій вводять алюмінієві сплави для поліпшення оброблюваності різанням. Ці елементи утворюють м'які легкоплавкі фази, які сприяють ламкості стружки та змащування різця. Залізо. У малих кількостях (>0,04%) вводиться збільшення міцності і поліпшення показників повзучості. Індій. Добавка 0,05-0,2% зміцнює сплави [Введіть текст]

алюмінію при старінні, особливо при низькому вмісті міді. Кадмій. Приблизно 0,3% кадмію вводять підвищення міцності і поліпшення корозійних властивостей сплавів. Кальцій надає пластичності. При вмісті кальцію 5% сплав має ефект надпластичності. Кремній є найбільш використовуваною добавкою у ливарних сплавах. У кількості 0,5-4% зменшує схильність до тріщиноутворення. Олово покращує обробку різанням. Титан. Основне завдання титану в сплавах - подрібнення зерна у виливках та зливках, що дуже підвищує міцність та рівномірність властивостей у всьому обсязі.

### 1.3 Перспективні напрями розвитку алюмінієвих систем

Сплави системи Al-Mg. Традиційно до сплавів цієї групи відносять сплави алюмінію з магнієм (АМг) і марганцем (АМц). Вони мають невисоку міцність, хорошу пластичність, зварюваність та корозійну стійкість [4]. Сплави можуть зміцнюватися лише холодною пластичною деформацією. Сплави АМг5 та АМг6 відносяться до найбільш міцних сплавів системи алюміній-магній. Вони характеризуються високою технологічною пластичністю, а також щодо високими межами міцності ( $\sigma_{\text{в}}=110-310$  МПа) та плинності ( $\sigma_{0,2}=40-160$  МПа) порівняно з іншими алюмінієвими сплавами у відпаленому стані. Сплави системи Al-Mg-Si представлені металами АВ, АД31, АД33 [4]. Надлишок кремнію в сплавах цієї групи порівняно з тією його кількістю, яка потрібна для утворення силіциду магнію, значно підвищує міцність зістареного сплаву (рис. 1. 1) [5].

Застосовуються для деталей середньої міцності, що працюють при температурах від -70 до +50°C, відрізняються задовільною оброблюваністю різанням у загартованому та зістареному стані Сплави системи Al-Mg-Si-Cu найбільш перспективні заміни сплавів типу Д16 під час виготовлення основних елементів конструкції авіа- і ракетної техніки. Зокрема, перевагами щодо нового сплаву 1370 є висока корозійна стійкість, технологічна

[Введіть текст]

пластичність при гарячій та холодній деформації, значні міцність та опір багатоциклової втоми.

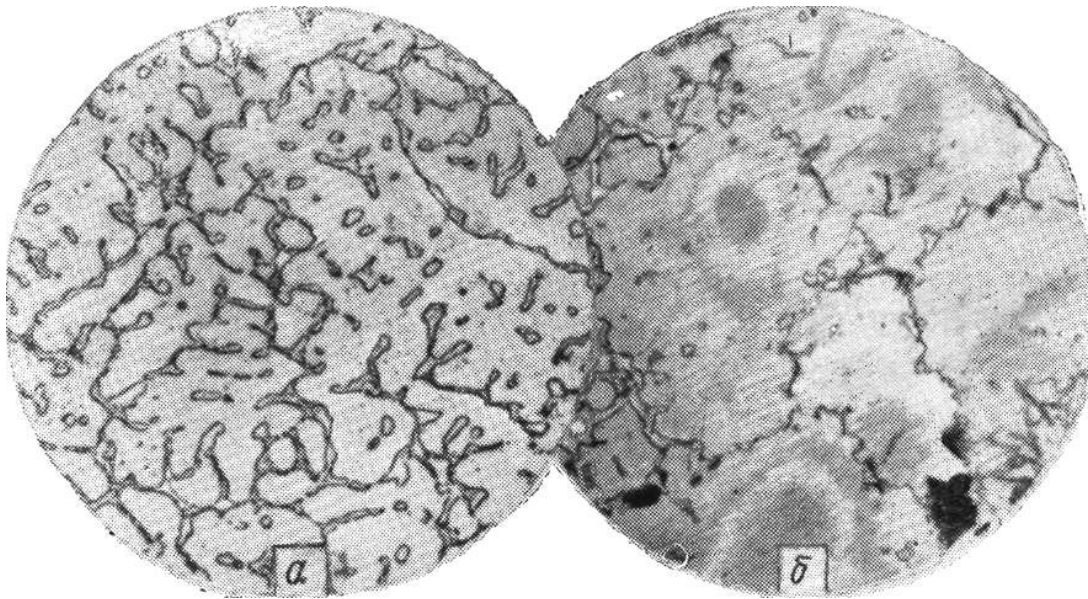


Рисунок 1.1 – Мікроструктура сплавів системи Al-Mg-Si: а – X 100; б - X 200

Системи Al - Fe - РЗМ та Al - Ni - РЗМ, де як РЗМ можуть застосовуватися Ce, Y, La та ін [2]. У багатьох сплавах цих систем при швидкостях охолодження при затвердінні 106 К/с і вище формується структура аморфна. Лабораторні зразки з аморфною структурою мають високу міцність, але міцність додатково підвищується при змішаній структурі, коли аморфної матриці виділяються нанометричні частинки кристалічного алюмінієвого твердого розчину та інтерметалічних фаз. Формування змішаної структури досягається регулюванням швидкості охолодження сплавів при затвердінні або шляхом термічної обробки зразків з аморфною структурою. Зразки зі змішаною структурою (стрічка товщиною 20 мкм) зі сплаву Al88Ni9Ce2Fe1 мають  $\sigma_{\text{в}}=1560$  МПа, а при 300°C  $\sigma_{\text{в}}=970$  МПа. Системи Al - Ni - Fe та Al - Ni - Zr. При дуже великих швидкостях охолодження при кристалізації (10<sup>6</sup> К/с і вище) аморфна структура і змішана структура на основі аморфної були отримані і в сплавах цих систем без присутності РЗМ, які є сильнішими аморфізаторами [5]. Виготовлені [Введіть текст]

методом спінінгування стрічки з деяких сплавів цих систем за повністю аморфної структури мають  $\sigma_{\text{в}} = 870-1070$  МПа та  $280 - 320$  HV. Зразки з цих же сплавів, виготовлені при зниженій швидкості затвердіння, мали змішану структуру (аморфна плюс дисперсні частинки Al-твердого розчину розміром близько 10 нм). За такої змішаної структури міцність підвищилася до 1270 МПа, а твердість до 360 HV без зниження пластичності, що робить їх досить перспективними для подальшої розробки. Системи Al – Mg – Sc, Al – Zn – Mg – Sc, Al – Zn – Mg – Cu – Sc. Найбільш затребувані сплави даної системи легування [6]: Сплав 1577 системи Al - Mg, легований скандією, має міцність у відпаленому стані, близьку до міцності загартованого і природно зістареного сплаву Д16ч.-Т, і дозволяє виготовляти складні конфігурації деталі в режимі надпластичності (СПД=500-1000. 1370Т1 - високотехнологічний корозійностійкий термічно зміцнюваний сплав з підвищеними характеристиками жароміцності ( $\sigma_{20^\circ} > 400-450$  МПа,  $\sigma_{0,220^\circ} > 350-370$  МПа,  $\sigma_{500150^\circ} = 290$  МПа,  $\sigma_{50017}$  Освоєно виробництво листів, пресованих профілів та плит, розроблено технологію зварювання. Рекомендується для обшивки та внутрішнього набору фюзеляжу. 1913 (В91п.ч.)-Т3 - корозійностійкий зварюваний термічно зміцнюваний сплав з високою міцністю зварних з'єднань ( $\sigma_{\text{в}20^\circ} > 450$  МПа,  $\sigma_{0,220^\circ} > 350$  МПа,  $\sigma_{\text{в.св}} = 0,9\sigma_{\text{в}}$ ).

В-1341-Т(Т1) - високотехнологічний корозійностійкий зварюваний сплав середньої міцності (властивості в стані Т1:  $\sigma_{\text{в}} \geq 330$  МПа;  $\sigma_{0,2} \geq 260$  МПа;  $\delta \geq 10\%$ , МКК < 0,105 мм Система Al-Cr-Zr. На основі цієї системи були розроблені гранульовані сплави, розраховані на швидкості охолодження при кристалізації  $10^3 - 10^5$  К/с (1419, 1435) [2]. Ці сплави по комплексу властивостей (міцність, жароміцність, корозійна стійкість, зварюваність) мають переваги перед багатьма стандартними сплавами. (зокрема, швидкості охолодження при кристалізації), так і в результаті розробки нових сплавів з підвищеним вмістом хрому та цирконію та з добавками інших ПМ. Сплави

[Введіть текст]



системи Al-Cu-Mg з добавками марганцю, названі дуралюмінами (Д1, Д16, Д18, Д19, ВД17) [2], що містять дрібнодисперсні фази  $Al_2Cu$  та  $Al_2CuMg$  (рис. 1.2), давно знайшли найбільш широке застосування в авіаційній та ракетній техніці завдяки унікальному поєднанню властивостей міцності, одержуваних після загартування і природного або штучного старіння, а також здатності працювати при підвищених температурах (до  $200^{\circ}C$ ). Останніми роками найбільш відповідальних виробів застосовують сплав Д16ч, у якому вміст заліза і кремнію  $<0,3\%$ , що зумовлює вищі значення показників в'язкості руйнації [7].

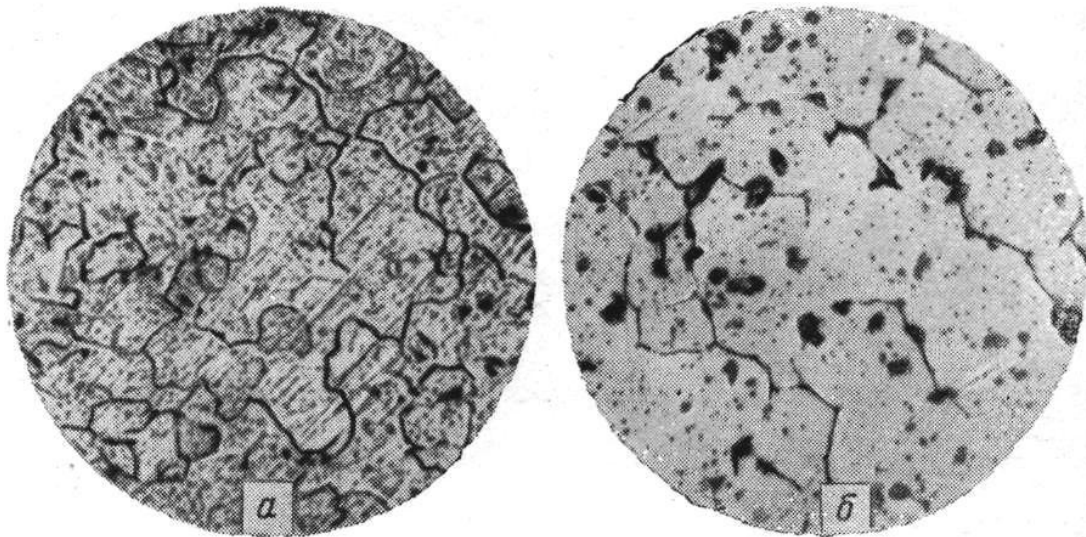


Рисунок 1. 2 – Сплав Д16 після гарту: а - X 100; б - X 200

Сплави системи Al-Cu-Li. На основі цієї системи розроблено сплав ВАД23 з добавками кадмію, марганцю в кількості 1,2%. Після загартування та штучного старіння сплав ВАД23 має межу міцності до 600 МПа, межу плинності до 55 МПа при підвищеному модулі пружності до 75000 МПа та гарну жароміцність. Однак через низьку пластичність ( $\delta \leq 5\%$ ), і велику анізотропію властивостей напівфабрикатів, сплави даної системи поки не знайшли широкого промислового застосування [4]. Сплави системи Al-Zn-Mg-Cu. З аналізу структури матеріалів, що застосовуються, очевидно, що в

[Введіть текст]

найближчі два десятиліття переважне місце для виробництва авіаракетної техніки займатимуть високоміцні алюмінієві сплави (таблиця 1. 4) [6].

Таблиця 1.4 - Властивості високоміцних алюмінієвих сплавів<sup>σ</sup>

Система	Тип сплаву	Розмірність	Сучасний рівень		Перспективний рівень	
			Межа міцності	Межа пружності	Межа міцності	Межа пружності
<i>Al-Zn-Mg-Cu-Zr</i>	В96ц	МПа	615 - 645	595 - 625	700	670
<i>Al-Zn-Mg-Cu-Zr</i>	1933	МПа	500 - 520	470 - 490	600	5500

Яскравими представниками сплавів цієї групи є сплави В93, В95, В96ц3 та особливо міцний В96ц. Сплави цієї системи є найбільш міцними серед алюмінієвих сплавів, але характеризуються меншою пластичністю, ніж, наприклад, дуралюміни.

## Розділ 2 Способи отримання та властивості лігатур

### 2.1 Лігатури для алюмінієвих сплавів

Легування підрозділяють на об'ємне та поверхневе. Поверхневе легування здійснюють введенням легуючих елементів лише у поверхневу кулю. Поверхневе легування металу виробляють, наприклад, за допомогою малогабаритних напівпровідникових лазерів. Об'ємне легування, як випливає з назви, досягається обробкою всього обсягу металевого розплаву легуючими елементами. Легування одночасно кількома елементами, певне співвідношення і вміст яких (лігатури, феросплави) дозволяє отримати необхідний комплекс властивостей металу (сплаву), що називається комплексним легуванням. Легування є одним з головних методів управління литою структурою металів і сплавів. Звідси випливає, що легування необхідно здійснювати на більш ранніх стадіях ліварної технології. Наприклад, використовувати природнолеговані шихтові заготівлі або проводити цей технологічний прийом у плавильному агрегаті. Одним з головних завдань відновного періоду є легування сплаву, тобто доведення металу до заданого хімічного складу. Тому на початку цього періоду, одразу після утворення шлакового покриву, відбирають пробу металу на визначення вмісту марганцю, хрому та нікелю. При дифузійно-осадовому розкисленні марганець вводиться з розрахунку отримання нижньої межі заданого вмісту, маючи на увазі, що деяка кількість марганцю може відновитися з невеликої кількості шлаку, що зберігся після окислювального періоду. Легування металу молібденом. Практично у ванні печей не окисляється і молібден, тому на плавках дають кмітливо нижній межі у період кипіння. На плавках сплаву з високим вмістом молібдену його можна давати у завалку. Натомість іноді використовується порошок молібдату кальцію ( $\text{CaMoO}_4$ ), який також можна [Введіть текст]

давати в завалку або присаджувати на початку окислювального періоду. З молібдату кальцію молібден практично повністю відновлюється іншими елементами. Легування стали ванадієм. Ванадій легко окисляється, тому феррованадій присаджують у відновлювальний період у добре розкислений метал не пізніше ніж за 15 хв до випуску при введенні 0,5% феррованадія і не пізніше ніж за 30 хв при більш значних присадках. Легування сплавів титаном. Він дуже легко окисляється. Титан присаджують у добре нагрітий метал за 10 – 15 хв до випуску. Засвоєння титану становить близько 50%. Досліджували вплив бору та титану на властивості зносостійких сплавів. Титан має більшу спорідненість до вуглецю, ніж хром, і при кристалізації утворює дисперсні карбіди, які сприяють подрібненню структурних складових, що сприятливо позначається на зносостійкості. При цьому карбіди титану знаходяться у вигляді ізольованих краплин, стійкі, мають високу твердість, що призводить до підвищення зносостійкості. Крім того, підвищенню зносостійкості та твердості сприяє утворення спеціальних карбідів титану, які призводять до збільшення концентрації хрому у твердому розчині. Введення титану в межах 0,05...0,15% сприяє додатковому покращенню властивостей сплавів, особливо зносостійкості, а після термічного обробітку забезпечує меншу схильність до перегрівання. Підвищення вмісту титану понад 0,15% знижує пластичність, хоча зносостійкість і зростає. Титан подрібнює структуру, усуває стовпчасту будову виливків, підвищує твердість та зносостійкість. Ефективність бору значно вища за інші елементи. Бор є добавкою, що підвищує зносостійкість при введенні його в межах 0,002...0,004% при більшому його вмісті різко знижується пластичність сплавів. Найкращий комплекс властивостей має сплав із вмістом 0,1% Ti+ 0,002% B. Отже, найбільш задовільні результати щодо підвищення зносостійкості та міцності досягаються внаслідок комплексного легування та мікролегування. Наведені результати дають можливість зробити висновок, що далі покращення властивостей таких сплавів можна досягти використанням режимів термічного обробітку.

[Введіть текст]

Промисловість випускає великий асортимент лігатур та модифікаторів. Деякі основні марки лігатур та модифікаторів представлені в табл. 2.1.

Таблиця 2.1 Склад та марки лігатур та модифікаторів.

Найменування	Марка (відповідність)	Вага одного виробу
Алюміній-бор	AlB3, AlB4, AlB5	до 10 кг до 180 кг
Алюміній-берилій	AlBe5	до 10 кг до 180 кг
Алюміній-висмут	AlBi3	до 10 кг до 180 кг
Алюміній-кальцій	AlCa6, AlCa10	до 10 кг до 180 кг
Алюміній-кобальт	AlCo10	до 10 кг до 180 кг
Алюміній-хром	AlCr5(A), AlCr5(B), AlCr10, AlCr20(A), AlCr20(B)	до 10 кг до 180 кг
Алюміній-мідь	AlCu33(A), AlCu33(B), AlCu50(A), AlCu50(B)	до 10 кг
Алюміній-залізо	AlFe10(A), AlFe10(B), AlFe20	до 10 кг до 180 кг
Алюміній-магній	AlMg10, AlMg20, AlMg50	до 10 кг до 180 кг
Алюміній-марганець	AlMn10(A), AlMn10(B), AlMn20(A), AlMn20(B), AlMn60(A), AlMn60(B)	до 10 кг
Алюміній-нікель	AlNi10, AlNi20	до 10 кг до 180 кг
Алюміній-скандій	AlSc2(A), AlSc2(B), AlSc5(A), AlSc5(B)	до 10 кг до 180 кг
Алюміній-кремній	AlSi20(A), AlSi20(B), AlSi50(A), AlSi50(B)	до 10 кг
Алюміній-стронцій	AlSr3,5, AlSr5, AlSr10	до 10 кг до 180 кг

[Введіть текст]

Алюміній-стронцій титан-бор	- AlSr10Ti1B0,2	до 10 кг до 180 кг
Алюміній-титан-бор	AlTi3B1, AlTi5B0,6, AlTi5B1, AlTi5B0,2,	до 10 кг до 180 кг
Алюміній-ванадій	AlV5, AlV10	до 10 кг до 180 кг
Алюміній-цирконій	AlZr2,5, AlZr5(A), AlZr5(B), AlZr10(A), AlZr10(B), AlZr15	до 10 кг до 180 кг

## 2.2 Лігатури на основі карбідів

1. Металоматричні композити на основі алюмінієвих сплавів знаходять все більше застосування в якості конструкційних матеріалів завдяки їх унікальним механічним властивостям. Як зміцнююча керамічна добавка до алюмінієвих сплавів найбільш часто використовуються SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiC або TiB<sub>2</sub> [10,11,12,13,15]. При цьому автори [2] вважають, що серед зазначених добавок найбільш привабливим є карбід титану внаслідок його високих твердості та модуля пружності, низької питомої ваги та хорошої змочуваності сплавами алюмінію. Зміцнюючі частинки в алюмоматричних композитах зазвичай вводять або їх механічним змішуванням з порошком алюмінію (при використанні методів порошкової металургії), або прямим введенням в розплав алюмінію (у разі застосування ливарного переділу) [9]. Однак такі методи не дозволяють повною мірою реалізувати можливості дисперсного зміцнення внаслідок незадовільної змочуваності частинок карбиду титану алюмінієм через наявність на поверхні оксидних плівок [4, 2]. Більш переважним є метод введення зміцнювальних фаз у розплав алюмінію з використанням лігатур системи Al-Ti-C [4], що синтезуються в результаті реакції між Al, Ti і вуглецем, у результаті якої утворюються дисперсні частинки карбиду титану в алюмінії при температурах нижче 900°C.

Однак відомо [2], що для забезпечення ефекту зміцнення або зародки утворення частинки TiC повинні мати стабільність у розплаві, тоді як за даними ряду робіт [4], карбід титану може досить легко вступати в реакцію, зокрема – з алюмінієм, з утворенням крихкої фази Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>, що призводить до різкої деградації властивостей композиту. При цьому, зважаючи на те, що найбільш поширені технологічні схеми отримання таких сплавів включають операцію ливарного переділу, ефективність дисперсного зміцнення останніх у такому разі може значною мірою знижуватися. У зв'язку з цим цікавий альтернативний технологічний підхід, що передбачає синтез лігатури з елементарних порошків Al, Ti і C з її подальшим використанням для отримання спеченого (або пройшов додаткову гарячу обробку тиском) алюмоматричного композиту. Передбачається, що в результаті реакції при синтезі лігатури межзеренні межі між частинками зміцнюючої фази і алюмінієм будуть вільні від оксидів, що істотно підвищує міжфазну міцність, а самі частинки карбіду титану матимуть субмікронний розмір і досить гомогенне розподілення за обсягом, що призводить до підвищення механічних властивостей композиту [14, 15]. Як вихідні компоненти при приготуванні шихти для подальшого термічного синтезу використовуються порошки алюмінію (марки ПА-4), титану (марки ПТХ-80) та вуглецю. Для оцінки впливу співвідношення компонентів суміші на структуру синтезованих лігатур використано чотири склади вихідної шихти, що включають різний вміст алюмінію (від 10 до 45 мас.%). Співвідношення між вуглецем та титаном відповідало стехіометричному складу. В результаті синтезу вихідні зразки (рис. 1, а) перетворилися на досить міцні, але розділені на прошарки спіки, що нагадують на вигляд зразки, одержувані при СВС (рис. 1, б). При цьому після спікання спостерігається помітне об'ємне зростання пресування як внаслідок дегазації адсорбованих та розчинених газів, що супроводжується утворенням макропорів та раковин (рис. 1, в), так і внаслідок того, що у системах, де один компонент має високу розчинність у твердій фазі (в основному компоненті) і малої – у рідкій (у добавці),

[Введіть текст]



відбувається суттєва формозміна зразка після синтезу. Такі порошкові тіла при значній концентрації другого компонента зазнають зростання внаслідок переважного масопереносу у тверду фазу, що справедливо і для потрійних систем, наприклад, Al-Ti-C, т.к. розчинність титану у рідкому алюмінії низька [15].



Рис. 2.1. Початкове пресування (а), зразок після реакційного синтезу (б), макроструктура після реакційного (в)

Реакція горіння протікає в характерному для СВС режим теплового вибуху одночасно у всьому обсязі пресування. При досягненні температури 920-950 ° С зразок починає світитися, потім через 3-5 секунд відбувається самозаймання. За допомогою термопари, встановленої всередині контейнера, була зафіксована температура самозаймання пресування, яка становить  $1000 \pm 30^{\circ}\text{C}$  і залежить від відсоткового вмісту алюмінію: чим більше алюмінію, тим менша температура самозаймання. Результати мікроструктурного аналізу лігатури представлені на рис. 2.2. Структура, де видно сірі області, оточені дисперсними сферичними частинками, й у зразків із вмістом алюмінію 30 і 45 % (рис. 2.2, а). У зразках з 10 та 20 % алюмінію світлі дисперсні частинки рівномірно розподілені за обсягом зразка та розташовані досить щільно один до одного (рис. 2.2, в). Кількісний аналіз представлених елементів структури показав, що сіре поле на фотографіях мікроструктур (рис. 2.2 б, г) складається, головним чином, з алюмінію чи твердого розчину на основі алюмінію.

[Введіть текст]

Світлі округлі частки відповідають карбиду титану, т.к. процентний вміст елементів у цій фазі близько до стехіометричного складу  $TiC$  [11]. Дисперсність частинок першого та другого зразків в інтервалі від 0,8 до 1,5 мкм відповідно менше, ніж у зразків 3 та 4 – 2-4 мкм відповідно (рис. 3, б, г). Відповідно до робіт [10, 11], це пояснюється різним вмістом алюмінію: чим більше його кількість оточує частинки карбиду титану, що утворюються, тим більше стає дифузійний шлях і менше рушійні сили, що сприяють зростанню частинок, що виділяються.

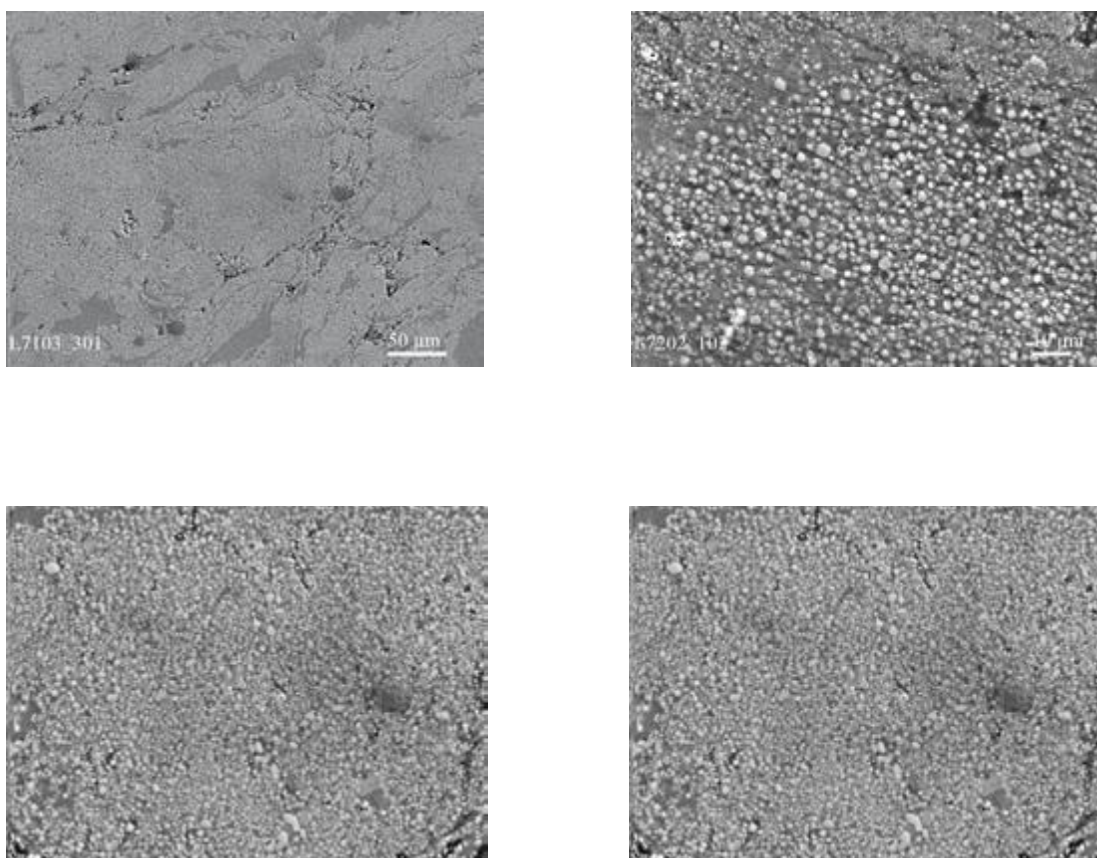


Рис. 2.2. Микроструктура лігатури системи Al-Ti-C после синтеза:

а, б – 45Al-44Ti-11C; в, г – 20Al-64Ti-16C

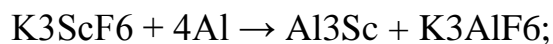
### 2.3. ВИПЛАВКА ЛІГАТУР У РОЗПЛАВІ СОЛІВ

Потреба промисловості, насамперед найбільш високотехнологічних її галузей, у скандії, ітрії, цирконії, гафнії, лантаноїдах нині велика як і продовжує зростати. Застосування рідкісних та розсіяних металів для [Введіть текст]

легування алюмінієво-магнієвих, алюмінієво-літєвих та інших сплавів різко покращує експлуатаційні властивості виробів [27]. Наприклад, труби для нафтогазового комплексу з таких сплавів мають підвищену корозійну стійкість і міцність у порівнянні зі сталевими трубами. Введення скандію (~ 0,2 %) в алюмінієво-магнієві сплави надає сплавам, що деформуються, високу міцність, зварюваність, корозійно- і вібростійкість. У виробках ракетної техніки широко застосовано сплави на алюмінієвій (1421, 1570) та магнієвій (ВМД-10) основі, леговані скандією та цирконієм (ГРЦ ім. акад. В. П. Макєєва). Модифікуючий ефект обумовлений зменшенням розміру зерен та створенням найсильнішого антирекристалізаційного ефекту. Зникне рекристалізація при нагріванні до температур свердловистикової деформації (500–550 °C). В авіаракетно-космічній техніці застосування алюмінієво-скандієвих сплавів дозволило перейти на зварні конструкції ракет та літаків. У зварному варіанті літак МІГ-29М важить на 20% менше від свого звичайного побратима, виготовленого з традиційних алюмінієвих сплавів, що дозволило авіабудівникам обійтися без герметиків і багатьох сотень тисяч заклепок. Завдяки суттєвій економії у вазі МІГ-29М має велику швидкість і дальність польотів, він більш маневрений і мобільний. Ітрій є цінним легуючим компонентом, що покращує механічні властивості і підвищує жаростійкість металів і сплавів. Так, використання лігатури AlCaIt (алюміній-кальцій-ітрій) для виробництва проводів ліній електропередач за рахунок одночасного підвищення міцності та зниження електроопір дозволяє значною мірою замінити мідь алюмінієм у провідникових сплавах [28]. Добавка цирконію призводить до значного дисперсійного зміцнення за рахунок утворення вторинних виділень метастабільної фази Al<sub>3</sub>Zr. Цей вплив аналогічний скандію [3]. Введення 0,2% Zr приблизно еквівалентно 0,1% Sc, таким чином, для значного зміцнення сплаву вміст цирконію повинен становити не менше 0,5%. Однак введення цирконію в алюмінієвий сплав складніше. Фазова діаграма системи Al - Zr показує, що круто зростаючий ліквідус не дозволяє наситити сплав цирконієм. Температура синтезу [Введіть текст]

лігатури для повного розчинення цирконію в рідкій фазі повинна бути вищою за 850 0С. Розпад вторинних виділень метастабільної фази Al<sub>3</sub>Zr починається ~ з 400 0С [29-31]. Аналогічно справа з введенням гафнію. На діаграмі стану Hf-Al зростання лінії ліквідусу не менш різке, ніж у цирконію, при цьому відчутний модифікуючий ефект гафній виявляє при великих змістах (~2%). Це також ускладнює приготування лігатур та сплавів. Як яскраво виражений метал [32,33], гафній надає рафінуючий вплив на алюмінієві сплави. При формуванні нанорозмірних зерен інтенсивною пластичною деформацією гафній дуже ефективно подрібнює зерно до 80 нм у двокомпонентній (Al - 1 % Hf) системі та до 40 нм у чотирикомпонентній (Al - 1 % Hf - 0,2 % Ni - 0,2% Sn). У присутності гафнію також відзначається збільшення мікротвердості [34]. Економічно виправдано отримання лігатур та сплавів методами електрохімічного відновлення [35] та високотемпературних обмінних процесів, тобто металотермічним відновленням відповідних сполук скандію, ітрію, цирконію та гафнію в сольових розплавах [36]. Метод алюмініотермії заснований на тому, що хімічно менш активні метали за підвищених температур відновлюються зі своїх сполук (класично з оксидів) алюмінієм.

Отримання сплавів цим методом при використанні електронегативнішого алюмінію є сумарними рівняннями реакцій:



Визначальною обставиною у цих процесах є використання відповідної галогенідної солі. Якщо склад солей буде занадто легкоплавким з температурою нижче використовуюваного електронегативного металу/сплаву,

[Введіть текст]

дифузійні процеси на твердій поверхні будуть йти на кілька порядків повільніше. Це створює складнощі при отриманні необхідного складу. Введення модифікатора, наприклад скандію, в алюміній при температурі поблизу або нижче ліквідусу призводить до утворення інтерметалевих сполук (ІМС) у вузькому інтервалі температур, що повинно забезпечити рівномірне зростання кристалів, що утворюються. Якщо утворення ІМС походить з сильно перегрітого розплаву однофазного стану, кристали утворюються різних розмірів. Найбільшими будуть кристали, що зародилися у початковий момент. Таким чином, необхідно забезпечити утворення найбільшої кількості центрів кристалізації підбором сольових систем (флюсів), у яких була б достатня розчинність відповідної солі скандію. Тому необхідно вибирати, в тому числі на основі даних розчинності (рис. 1), найбільш придатні для отримання алюмоскандієвого сплаву, придатні галогенідні суміші солей. Отримання лігатури Al - 2% Sc при більш низькій температурі та введення деяких (AlF<sub>3</sub>, KHF<sub>2</sub>) добавок [37] дозволяє підвищити вилучення скандію з сольового розплаву. Однак у процесі синтезу багатой лігатури Al-Sc, що містить значно більше 10 % Sc, на поверхні розплаву алюмінію з'являється міцніша і швидко твердне кірка з сполук Al<sub>3</sub>Sc (з T<sub>пл.</sub> = 1320 0C), Al<sub>2</sub>Sc (з T<sub>пл.</sub> = 1420 0C), а також двох інших ІМС (AlSc та AlSc<sub>2</sub>) з температурами плавлення понад 1200 0C. Високі температури плавлення цих ІМС різко ускладнюють їх розчинення у рідкому алюмінії (або Al-Sc-сплаві) при температурі синтезу 800–950 0C. У той же час використання більш високих температур призводить до значного збільшення винесення фторидно-хлоридних солей лужних металів та скандію. Зміна вмісту скандію на поверхні алюмінієвого сплаву та сумарного вмісту в злитку залежно від температури процесу визначено експериментально в інтервалі 800–1150 0C (табл. 2). Був використаний покривний флюс CaF<sub>2</sub>-CaCl<sub>2</sub> при вихідному співвідношенні в сольовому складі Al: ScF<sub>3</sub> = 1:1. Ліквіація скандію від поверхні вглиб зливка із застосуванням візуалізації розподілу елементів та визначенням хімічного

[Введіть текст]

складу представлена на рис. 2 (скануючий електронний мікроскоп “JEOL JSM 6390LA” з приставкою енергодисперсійного аналізу “JED-2300”). Склад поверхні на відстані до 100 мкм до центру злитка відповідає утворенню інтерметалідів скандію  $AlSc$  та  $Al_2Sc$  із вмістом скандія понад 30%. В основній масі вміст скандію досягає 5 мас. %. Система  $Al-Sc$  має евтектику в алюмінієвому кутку, що припадає на склад 0,33 ат. %  $Sc$ . При температурі 800 °C час розчинення більших частинок ІМС ( $\square$  40 мкм) досягає 30 хв. Це дозволяє при більш високому вмісті скандію в алюмінієвому сплаві отримати багатий скандію сплав шляхом відстоювання, фільтрування або осадження ІМС  $Al_3Sc$  центрифугуванням. Поділ по різниці величин щільності ІМС та алюмінієвого сплаву було проведено шляхом відстоювання в печі протягом кількох годин та центрифугуванням розплаву. Умови центрифугування сплавів визначає динамічна в'язкість алюмінію, що становить 3-5 СПз. У разі експерименту час на початок кристалізації металу залежно від маси змінювалося незначно. Тривалість кристалізації сплавів до повного затвердіння становила 5-8 хв. Таким чином, час рідкого стану зразків був достатнім, щоб великі частки осіли на дно тигля. Зразки для атестації розпилювалися вздовж циліндричної осі. Експериментальні результати щодо застосування методів відстоювання в печі та центрифугування для збільшення вмісту легуючого компонента (скандію) представлені. На підставі отриманих даних були розроблені способи збагачення стандартної  $Al - 2\% Sc$ -лігатури з отриманням злитка, що містить скандію більш ніж у 3 рази. Для лігатур  $Al-Y$ ,  $Al-Zr$  та  $Al-Hf$  збагачення за лігуючим компонентом також склало більш ніж триразове. Для металів, що утворюють ІМС, із щільністю, що значно перевищує щільність металу-основи сплаву, метод центрифугування є ефективною технологією одержання багатих сплавів.

## 2.4 Наноструктурні модифікатори алюмінієвих сплавів

Легуючі елементи, такі як мідь, магній, цинк, кремній, срібло та літій, утворюють з алюмінієм нанорозмірні інтерметалідні фази [38]. У промисловості знайшли застосування сплави, до складу яких входять перші чотири із зазначених елементів, що мають суттєву розчинність в алюмінії при високих температурах і малу – при температурах, близьких до кімнатної. Загартування та подальше старіння таких сплавів забезпечують утворення структури твердого розчину, який зміцнений дисперсними частинками. Більшість таких сплавів відноситься до так званих деформів, які використовуються для виготовлення напівфабрикатів (лист, труба, плита, профільовані балки, дріт, поковка) методом деформації. Хімічний склад цих сплавів визначається, головним чином, необхідністю отримання оптимального комплексу механічних, фізичних та корозійних властивостей. Їх характерною є структура твердого розчину з максимальним вмістом евтектики. Необхідно відзначити, що на сьогоднішній день можливості технології зміцнення дисперсними фазами, які утворюються за участю вищезгаданих елементів, практично вичерпані. Сплави, що містять 1-2% мас. цих елементів, використовуються як тугоплавкі лігатури. Низький коефіцієнт дифузії перехідних (ПМ) та рідкісноземельних (РЗМ) металів в алюмінії призводить до того, що під час кристалізації з пересиченого розчину виділяються алюмінії цих елементів. Як правило, ці сполуки мають твердість вищу, ніж інтерметаліди елементів, добре розчинних у алюмінії. Основні проблеми використання інтерметалідів ПМ та РЗМ – відсутність доступних методів їх введення та диспергування у сплавах.

Найчастіше введення ПМ і РЗМ в алюмінієві розплави здійснюється з допомогою лігатур, які містять до 5 %мас. цих елементів. Дослідженню їх властивостей, структури та впливу на алюмінієві сплави присвячено низку сучасних робіт [39, 40]. У роботі [39] зазначено, що можна прогнозувати утворення різних структур у сплаві щодо температури гомогенізації. На приклад алюмінідів цирконію в сплаві Al-2 % Zr показано, що збільшення



швидкості охолодження розплаву при температурах нижче, ніж температура гомогенізації, сприяє переходу від гранних до дендритних форм зростання стабільних алюмінідів  $Al_3Zr$  з об'ємноцентрованими ґратами. Підвищення швидкості охолодження призводить до утворення кристалів метастабільної фази  $Al_3Zr$  з кубічною решіткою, які зі збільшенням перегріву розплаву також набувають дендритної будови. Аналогічні результати було отримано при кристалізації подвійних і потрійних сплавів систем Al-Fe, Al-Cr, Al-Cr-Zr, Al-Mn-Cr [40]. Ці дані збігаються з результатами роботи [41]. Лігатури на основі систем Al-Zr та Al-Ti мають кубічні ґрати і є більш ефективними модифікаторами. У цих же роботах показано, що термічна обробка розплаву дозволяє змінити склад первинних алюмініїв. У швидкозагартованому потрійному сплаві Al - 2,5, Mn - 2% мас. Cr, отриманий при низьких температурах лиття, алюмінії мають складний хімічний склад. Частина атомів марганцю в їхній решітці заміщена хромом.

Перегрів розплаву сприяє переходу останнього в  $\alpha$ -твердий розчин, а первинні алюмінії мають склад та ґрати, які відповідають інтерметалідів  $Al_6Mn$ . Аналіз літературних джерел показав, що нагрівання розплавів системи Al-ПМ до температур нижче температури гомогенізації та їх подальше швидке охолодження не впливають на кількість метастабільних фаз, але змінюють їх розміри та кристалічну структуру. Керуючи цими параметрами можна отримувати лігатури, до складу яких входять дисперсні інтерметаліди, когерентні матриці модифікованого металу. При високих швидкостях охолодження ( $v = 103-106$  K/c) у сплавах алюмінію з ПМ або РЗМ можливе отримання твердого розчину, в якому концентрація елементів, що легують, у кілька разів перевищує їх рівноважну розчинність [42]. У роботах [43] показано, що структура високоміцних сплавів систем Al-Zr, Al-Cr, Al-Cr-Zr, перегрітих на 350 K і закристалізованих зі швидкістю охолодження 104 K/c, містить разом з метастабільними дисперсними алюмініями цирконію та хрому зерна пересиченого  $\alpha$ -твердого розчину.

Розмір інтерметалідів у разі становить 2-5 мкм, а зерен – 10-20 мкм. Ще одним способом отримання пересиченого твердого розчину у сплавах алюмінію з ПМ та РЗМ є інтенсивна пластична деформація сплаву (ПД). Відомо, що ПД сплавів систем Al-Zr, Al-Cr призводить до збільшення вмісту перехідних металів в твердому алюмінієвому розчині. Їхня кількість у порівнянні з такими ж сплавами в швидкозакристалізованому стані збільшується в 2,5 рази [44]. Ці дані підтверджуються результатами локального рентгеноспектрального аналізу та мессбаурівською спектроскопією.

Високотемпературне нагрівання сплавів, що містять пересичений твердий розчин, що призводить до виділення дисперсних частинок алюмінідів ПМ та РЗМ. Дисперсність інтерметалідних фаз у даному випадку досягає 5-10 мкм, що сприяє значно більшому зміцненню сплавів. Так, значний ефект дисперсійного твердіння за оптимальної температури старіння 450 0C був отриманий у разі кристалізації гранул діаметром 1-2 мм при швидкості охолодження 103 -104 K/c сплаву Al - 1,6 мас. Zr. Його структура після термообробки містила нанорозмірні, когерентні з матрицею частинки Al<sub>3</sub>Zr [9, 14]. Подібні результати були отримані для потрійного сплаву Al - 1,5 мас. Cr - 1,5% мас. Zr, в якому зміцнюючою фазою є також Al<sub>3</sub>Zr, в якій розчиняється хром, внаслідок чого потрійний сплав має більшу твердість ніж сплав Al-1,6 % Zr. Виходячи з вищевикладеного, можна стверджувати, що механізм зміцнення алюмінієвих сплавів як у разі використання як легуючих елементів традиційних міді, магнію, цинку і кремнію, і ПМ і РЗМ, однаковий – дисперсійне твердіння сплавів. Основна відмінність при використанні ПМ і РЗМ полягає в тому, що дисперсні інтерметаліди можуть утворюватися з твердого пересиченого розчину під час термічної обробки і з пересичених розплавів під час кристалізації, а не лише із твердого розчину. Останнє спостерігається за рахунок легування елементами з більш високою розчинністю алюмінію при низьких температурах.

Ще однією відмінністю є більш висока стабільність алюмінідів ПМ та РЗМ на відміну від сполук алюмінію з міддю, магнієм та цинком. Температури початку розпаду пересичених твердих розчинів такі, 0С: 160-190 – для системи Al-Cu; 120-90 – для системи Al-Cu-Mg; 120-160 – для системи Al-Mg-Zn; 300-350 – для системи Al-Mn; 450-550 - для системи Al-Cr; 350-500 – для системи Al-Zr; 300-350 – для системи Al-Sc. Це забезпечує високу міцність сплавів і підвищує їхню жароміцність. Наявність алюмінідів ПМ також підвищує температуру рекристалізації [38]. Це пов'язано з тим, що фаза Al<sub>3</sub>Zr стабільніша і дисперсніша, ніж алюмінії міді, магнію і тому вплив добавок цирконію на процеси рекристалізації деформованих напівфабрикатів значно сильніший. Скандій утворює дисперсну фазу Al<sub>2</sub>Sc(1-3 нм), що робить його найефективнішим серед досліджених перехідних металів. Малі добавки скандію разом із цирконієм у сплавах системи Al-Mg забезпечують зміцнення такого самого рівня, як і основний легуючий елемент-магній. Межа міцності мікрокристалічних сплавів системи Al-Mg-Sc-Zr при кімнатній температурі становить близько 450 МПа, а подовження - 5% (при середньому розмірі зерна 10 нм) [45]. Можливе також одержання змішаної структури за рахунок зміни режимів термообробки сплавів, а також матеріалів із підвищеними фізико-механічними властивостями. Їхня межа міцності становить 1500-1600 МПа при об'ємній частці наноструктурної фази 20-25 %. У разі компактування аморфного порошку сплаву Al<sub>85</sub>Y<sub>10</sub>Ni<sub>5</sub> при температурі вище температури кристалізації було отримано змішану структуру з нанорозмірних частинок кристалічного алюмінієвого твердого розплаву та інтерметалідних фаз. Межа міцності цього сплаву за нормальної температури 300 0С становить 380 МПа, подовження –10 %.

## 2.5 НАНОПОРОШКОВІ ПСЕВДОЛІГАТУРИ

В останні роки широке застосування як модифікатори отримали нанопорошки. Однак існуючі способи введення в розплави порошкоподібних [Введіть текст]

добавок не можуть використовуватися для нанопорошків внаслідок їх особливих властивостей у порівнянні з більшими порошками: наночастинки легко «злипаються», їх окислення починається за порівняно низьких температур, вони погано змочуються рідким розплавом [34–35]. Тому необхідні ефективні способи отримання компактних матеріалів, що містять наночастинки тугоплавких сполук, для подальшого введення їх в алюмінієві розплави з метою модифікування.

Як матеріал – носій псевдолігатури було обрано порошок електролітичної міді з розміром частинок 20...100 мкм (рис. 2.3а), що має високу щільність (8,7 г/см<sup>3</sup>) порівняно з алюмінієвим розплавом (2,7 г/см<sup>3</sup>) і використовується як легуючий компонент для алюмінієвих сплавів [37]. В якості дисперсного модифікуючого порошку використовували композицію порошків нітриду алюмінію (AlN) і гексафторалюмінату натрію (Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub>) – 35 %, отриманих за азидною технологією самопоширюваного високотемпературного синтезу, з розмірами частинок до 100 нм<sup>2</sup> [8]. У даній порошковій суміші кріоліт Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub> є типовим флюсом для рафінування та модифікування розплавів алюмінієвих сплавів і може сприяти введенню керамічних мікро-і нанопорошків у розплав алюмінію, а також захисту розплаву від окислення та насичення воднем [37]. Механічне змішування проводили в планетарному млині «Пульвері-зетте-5» та змішувачі типу «п'яна бочка» протягом 60 хв зі швидкістю 150 та 45 об/хв відповідно. Як тіл, що мелють, використовували твердо-сплавні кулі діаметром 10 мм. Співвідношення маси куль до маси порошкової суміші 10:1. Для кращого перемішування розмольну гарнітуру заповнювали на 1/3 об'єму. Однорідність змішування оцінювали довільно взятими пробами. Шихту вважали однорідною, якщо не менше 95% довільно взятих проб мають майже однакові хімічний та гранулометричний склади [37]. Компактування порошкових сумішей Cu-AlN здійснювалося одновісним холодним пресуванням у циліндричній прес-формі з внутрішнім діаметром

25 мм, висота брикетів становила до 2 мм, маса – 2,5 та 5 г. Тиск пресування змінювали від 19 до 23 МПа

Відповідно до довільно взятих проб на хімічний і гранулометричні склади, порошкові компоненти майже рівномірно.

розподілені за обсягом отриманої порошкової композиції при змішуванні планетарного млина «Пульверизетте-5». Оскільки змішування вихідних порошкових компонентів проводилося «всуху», спостерігається незначне газонасичення порошкових частинок.

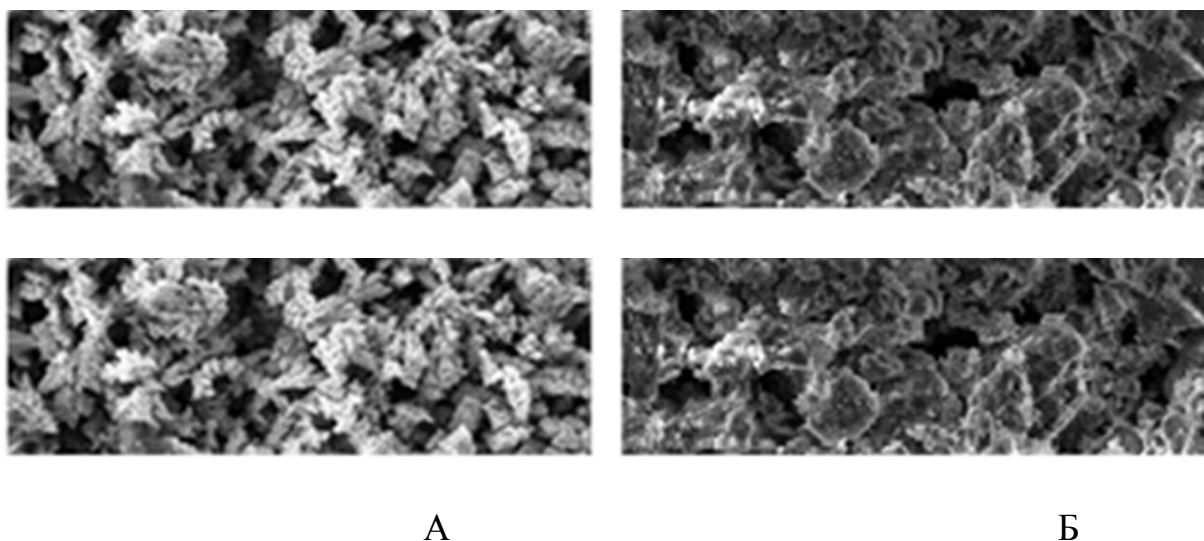


Рис. 2.3. Поверхня частинок: а – порошок міді; б - порошок нітриду алюмінію,  $\times 500$

При однакових режимах механічного змішування зі збільшенням вмісту дисперсних включень ( $\text{AlN}+35\%\text{Na}_3\text{AlF}_6$ ), розподілених між частинками  $\text{Cu}$ , спостерігається зменшення середнього розміру порошкових частинок досліджуваних композицій.

Найбільше зменшення середнього розміру порошкових частинок спостерігається у композиціях  $\text{Cu-AlN}$ , отриманих змішуванням у планетарному млині "Пульверизетте-5". Найбільше значення щільності  
[Введіть текст]

гетерогенної суміші порошоків у компактному стані спостерігається у складів  $\text{Cu-2,5\% AlN}$ , отриманих змішуванням у «Пульверизетті-5» та «п'яній бочці», що пояснюється меншою ваговою концентрацією фази-зміцнювача у цих порошкових сумішах. Цим фактором пояснюється і більше значення насипної маси, яке спостерігається в порошковій суміші складу  $\text{Cu-2,5\% AlN}$ , отриманої змішуванням у планетарному млині, з рівномірним розподілом дисперсних модифікуючих

порошкових частинок нітриду алюмінію. Однак всі досліджувані порошкові композиції не мають сипкості, тому в брикетах спостерігається незначна неоднорідність щільності.

На рис. 2.4 представлені отримані після змішування порошкові суміші досліджуваних складів.

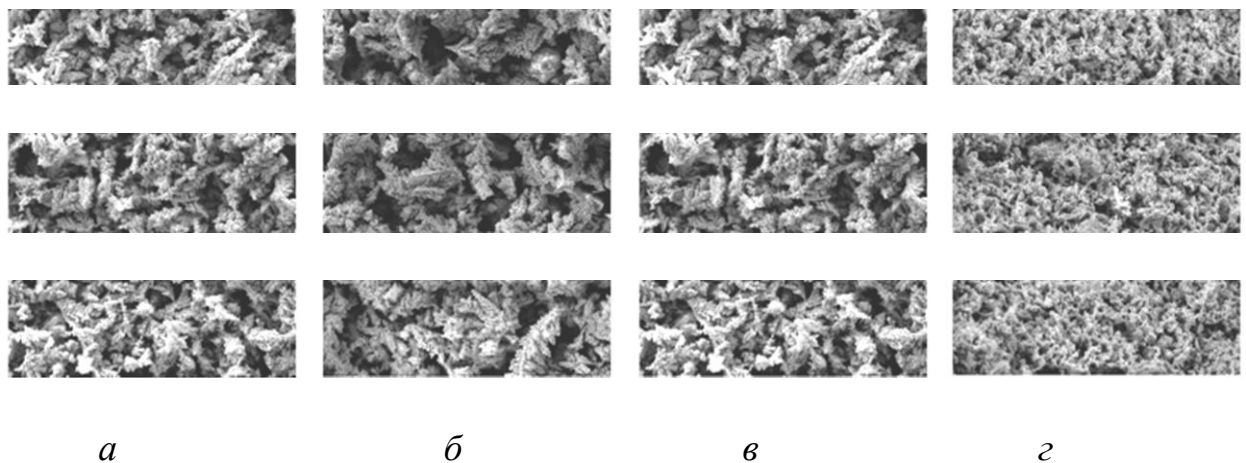


Рис. 2.4 Мікрофотографії частинок порошкової суміші у насипному стані:

а - порошок  $\text{Cu-2,5\% AlN}$ , змішування в п'яній бочці;

б - порошок  $\text{Cu-5\% AlN}$ , змішування в п'яній бочці;

в – порошок  $\text{Cu-2,5\% AlN}$ , змішування у «Пульверизетті-5»;

г – порошок  $\text{Cu-5\%AlN}$ , змішування в «Пульверизетті-5»,  $\times 500/$

Аналіз поверхонь частинок суміші порошків (див. рис. 2.5) показує, що частинки нанопорошку майже рівномірно розподілені за обсягом матриці, проте трапляються незначні скупчення окремих конгломератів.

На рис. 2.5 представлені мікроструктури псевдолігатур, пресованих при тиску 19 МПа.

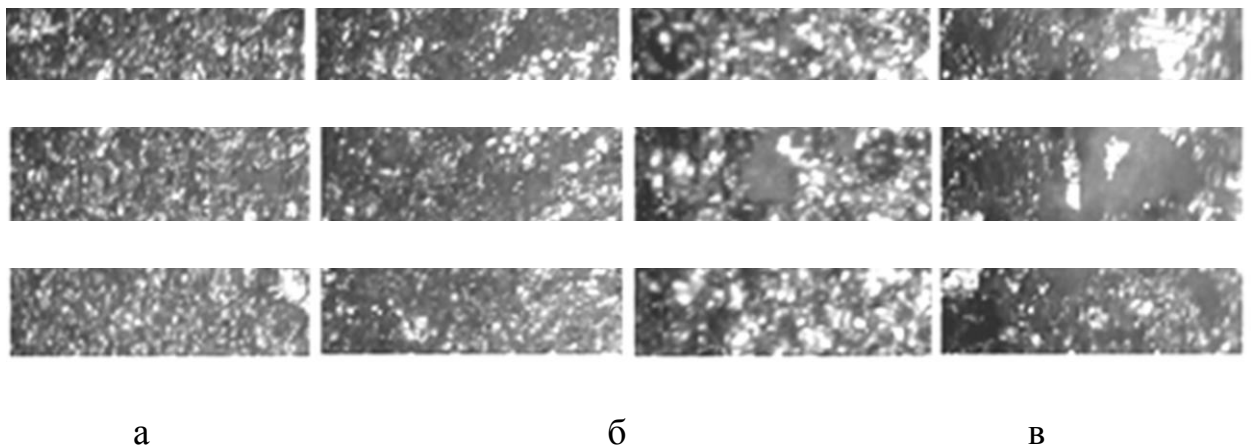


Рис. 2.5. Мікроструктура пресованих псевдолігатури діаметром 25 мм та масою 2,5 г складу:

а – порошок  $\text{Cu-2,5\% AlN}$ , змішування у «Пульверизетті-5»;

б – порошок  $\text{Cu-2,5\% AlN}$ , змішування у «п'яній бочці»;

в – порошок  $\text{Cu-5\% AlN}$ , змішування у «Пульверизетті-5»;

г - порошок  $\text{Cu-5\% AlN}$ , змішування в п'яній бочці,  $\times 500$

З рис. 2.5 видно, у структурах пресованих матеріалів з порошкових композицій, отриманих змішуванням у планетарному млині «Пульверизетте- [Введіть текст]



5», частинки нітриду алюмінію, що модифікують, розподілені майже рівномірно за обсягом матриці – міді. У компактах з порошків, отриманих змішуванням в п'яній бочці, спостерігається значне скупчення окремих частинок нітриду алюмінію, що говорить про нерівномірне змішування. Також у структурах отриманих компактів спостерігаються пори, що є необхідним у технології псевдолігатур, оскільки наявність пір полегшить розчинення брикету при подальшому введенні його в алюмінієвий розплав.

### **3. Технологічні процеси виплавки алюмінієвих сплавів**

#### **3.1. Технологія виплавки алюмінієвих сплавів**

##### **3.1.1. Шихтові матеріали**

В якості вихідних шихтових матеріалів застосовують первинні та вторинні метали та сплави, оборотні сплави та лігатури.

Первинний алюміній поставляється за ГОСТ 11069-74 як чушок масою 5, 15 і 1000 кг. Для виробництва алюмінієвих сплавів зазвичай використовують алюміній марок А5, А6 та АТ, а для виготовлення виливків високовідповідального призначення - алюміній особливої та високої чистоти.

Вторинні алюмінієві сплави отримують переплавленням та рафінуванням брухту та відходів. Вони поставляються як чушок різних марок по ГОСТ 1583—73.

Свіжі метали. До складу алюмінієвих сплавів входять цинк, магній, кремній, марганець, мідь, берилій, нікель, залізо, титан та інші елементи. Для алюмінієвих сплавів зазвичай застосовують цинк марок Ц1 та Ц2. Магній поставляється за ГОСТ 804-72 у чушках масою  $8,0 \pm 1$  кг. Зважаючи на велику схильність його до корозії, поверхня чушок піддається антикорозійній обробці. Кремній вводять в алюмінієві сплави у вигляді чушкового силуміну (сплав кремнію з алюмінієм), що поставляється за ГОСТ 1521-76, а

[Введіть текст]

марганець - як лігатури алюміній - марганець, що містить близько 10% марганцю. Для приготування лігатур використовують марганець марок МР1, МР2 і МР3.

Якість виливків великою мірою залежить від ретельності підготовки шихтових матеріалів до плавки та способів їх зберігання. Вони повинні зберігатися в критих сухих приміщеннях окремо по марках сплавів. Оборотний метал повинен очищатися від піску в очисних барабанах.

Лігатури. При плавці алюмінієвих сплавів зазвичай застосовують подвійні лігатури — сплави з двох компонентів. Введення лігатур забезпечує отримання сплаву з точним вмістом елементів, що особливо важливо для сплавів, що містять магній, тому що навіть малі добавки позначаються на властивостях сплавів.

### **3.1.2 Технологія плавки**

Для більшості алюмінієвих сплавів прийнято одну технологію плавки незалежно від конструкції печі. Шихта для виготовлення алюмінієвих сплавів може складатися з чушкового алюмінію, силуміну, оборотного металу, лігатур і чистих металів. Шихтові матеріали перед завантаженням ретельно очищають від забруднень і підігрівають до 100-150 ° С для видалення поверхні вологи. Плавка алюмінієво-кремнистих сплавів. Як зазначалося, найкраще вести плавку в індукційних печах високої чи промислової частоти й у електричних печах опору. Плавку здійснюють у наступній послідовності. Пекти або тигель нагрівають до температури 600-700 ° С, завантажують в них підігріті чушки силуміну і попередньо очищений в барабані оборотний сплав. Після розплавлення метал перегрівають до 720-730 ° С, рафінують хлористим цинком (0,1% від маси шихти) і роблять його модифікування. Рафінування здійснюють шляхом занурення навішування хлористого цинку на дно тигля за допомогою

[Введіть текст]

дзвіночка, який повільно водять по дну тигля до повного припинення виділення бульбашок газу. Модифікування сумішшю хлористих і фтористих солей калію та натрію проводять шляхом покриття ними очищеної від шлаку поверхні сплаву та витримки протягом 12-14 хв. Потім солі рубають і замішують сплав протягом 2 хв, після чого модифікатор знімають з поверхні сплаву. При використанні універсальних флюсів операції рафінування та модифікування поєднують. Плавка алюмінієвих сплавів, які містять магнію. Щоб уникнути насичення металу шкідливими домішками — залізом і кремнієм — плавка ведеться лише у графітових тиглях. Допоміжний інструмент - зчищалька, дзвіночки та ін. - Також виготовляється з графіту або титану. Як шихтові матеріали застосовують первинний алюміній високої чистоти, магній і лігатури алюмінієво-берилієву, алюмінієво-титанову, алюмінієво-цирконієву та оборотний сплав відповідної марки (до 50-60% від маси всієї шихти). Після нагрівання тигля до 600 °С. завантажують чушки первинного алюмінію та алюмінієво-берилієву лігатуру. При температурі сплаву 670-700 °С вводять лігатури алюміній - титан і алюміній - цирконій і після повного розчинення всіх лігатур за допомогою графітового дзвоника вводять магній. При цьому необхідно стежити, щоб магній був занурений у сплав. Після введення магнію сплав рафінують. Потім з поверхні ванни знімають шлак, сплав ретельно перемішують і знову знімають шлак, після чого розливають. Протягом усієї плавки не допускається перегрів сплаву понад 750 °С. Для розливання застосовують розливні тиглі та футеровані ковші ємністю до 1000 кг. Довжина струменя сплаву має бути мінімальною. Тиглі, ковші та розливний інструмент обов'язково прожарюють і покривають спеціальними фарбами.

### **3.2. Флюси, що рафінують та модифікують матеріали**

Висока економічна ефективність використання вторинних алюмінієвих сплавів замість одержуваних з рудної сировини, пов'язана з відносно  
[Введіть текст]

низькими питомими капітальними вкладеннями, експлуатаційними витратами та енерговитратами, зумовила випереджальний розвиток вторинної металургії. Дійсно, на випуск сплавів з брухту і відходів при а при виробництві сплавів на основі міді у 5-9 разів менше енергії, ніж у первинній металургії [1]. Для отримання високоякісних сплавів здійснюють плавку під флюсом, рафінування сплаву для видалення неметалевих включень, а також модифікування для отримання дрібної структури та підвищення механічних властивостей. Для рафінування та модифікування алюмінієвих сплавів часто застосовують універсальні флюси, що складаються із суміші солей та кріоліту. Універсальні флюси використовуються як у рідкому, так і порошкоподібному стані. Як правило, для очищення вторинних алюмінієвих сплавів застосовують флюсове рафінування. Найважливіше завдання будь-якого металургійного процесу – найбільше вилучення металу. Флюсове рафінування очищає при плавці вторинні алюмінієві сплави, забезпечує повніше вилучення металу з шлаку. При плавці алюмінію завдання отримання металу ускладнюється легкою окислюваністю і незворотністю реакції окислення алюмінію. Переплавлення ж брухту та відходів алюмінію утруднюється ще й тим, що вторинна сировина забруднила. нено землістими домішками, олією, вологою, різними доробками, що погіршують умови вилучення металу. Втрати металу при плавці алюмінію можна розділити на хімічні (окислення, взаємодія з азотом, вуглецем тощо) та фізичні (втрати металевого алюмінію зі шлаками, доробками та ін.). Швидкість і ступінь окислення брухту залежать від температури, тривалості плавки, розмірів частинок металу, що переplавляється, хімічного складу, стану поверхні і наявності домішок. Розплавлений метал може мати вищу температуру, але утворення рідкої ванни різко зменшує його поверхню, яка до того ж прикрита флюсом. Рідкий метал окислюється дуже швидко, а перемішування його прискорює процес. Щільність оксиду алюмінію дещо більша за щільність рідкого алюмінію, але завдяки поверхневому натягу вона утримується на поверхні рідкого металу. Однак у міру потовщення і обтяження оксидної

[Введіть текст]

плівки її окремі шматки відриваються і залишаються в рідкому металі або осідають, в результаті чого відбувається заростання подини і стінок печі. Зважена в рідкому металі оксидна плівка погіршує його механічні та технологічні властивості, знижуючи межу міцності, збільшує загазованість металу та погіршує процес механічної обробки деталей. Широке поширення за кордоном в останні роки набула плавка відходів у рідкій ванні розплавленого металу з флюсами. Підвищенню вилучення металу сприяє застосування флюсів, особливо при плавці стружки та інших дрібних відходів. Спосіб введення флюсів мало впливає на ступінь вилучення металу, а збільшення їх кількості позитивно позначається на виході, проте при цьому знижується продуктивність печі та створюється додаткова загазованість у цеху. Витрата флюсу залежить від типу використовуваної печі, виду сировини, що переробляється, і ступеня підготовки флюсу. У середньому витрата флюсу в електричних печах тигельних становить 2 % від маси металу, в полум'яних печах — 8, а в роторних печах — до 18 %. При плавці щільного брухту витрата флюсів знижується. Найбільший вплив на вилучення металів має ступінь підготовки флюсів. Наявність у флюсах вологи збільшує окиснення металу. У вторинній металургії алюмінію використовують флюси:

- для очищення розплаву від неметалевих та газових включень;
- для модифікації рідкого металу;
- для зниження вмісту алюмінію в шлаку та запобігання окисненню алюмінію під час плавлення;
- для очищення алюмінієвого металу від магнію;
- для плавки шлаків, банки, стружки у роторних печах.

Тому проблема рафінування вторинних алюмінієвих сплавів від надлишкового магнію, який надходить з ломом деформованих сплавів залишатиметься і надалі актуальною. робота шлаку, модифікація евтектики Al-Si сплавів. Вироблялося рафінування алюмінієвого сплаву марки АК5М2

ГОСТ 1583-93 від надлишкового Mg флюсом «Екораф-3 Найпоширенішим методом видалення магнію є обробка розплаву кріолітом у суміші з хлоридами натрію та калію. Видалення магнію з алюмінієвого розплаву стійко та стабільно протікає за відомою реакцією:  $2\text{Na}_3\text{AlF}_6 + 3\text{Mg} = 6\text{NaF} + 3\text{MgF}_2 + 2\text{Al}$  За стехіометричним розрахунком реакцій для видалення 1 кг магнію потрібно 5,8 кг  $\text{Na}_3\text{AlF}_6$ . Насправді витрата кріоліту зростає до 12 - 14 кг / 1 кг Mg (при концентрації магнію до 0,3 %), температура обробки 800 – 850°C. Слід зазначити, що витрата кріоліту зростає при неефективному замішванні кріоліту в розплавленому металі, а також не правильним вибором температури та часу рафінування. Рафінування флюсом "Екораф3" вторинного алюмінієвого сплаву АК5М2 для отримання чушок масою 15 кг вироблялася в роторній печі ємністю 1,5 тонни. Початковий вміст у розплаві Mg становило 1,3%. Після 7 хвилин перемішування флюсу в рідкому металі концентрація Mg становила 0,66%, ще через 15 хвилин концентрація Mg становила 0,47%, перемішування ще протягом 45 хвилин дав результат 0,3%. Подальше перемішування флюсу в розплаві протягом години знизило концентрацію Mg тільки на 0.09%. На тих же печах виплавлявся сплав АК7 ГОСТ 1583-93 та досліджувалась залежність витрати флюсу «Екораф 3» від температури. Рафінування флюсом "Екораф3" вторинного алюмінієвого сплаву АК7 для отримання чушок масою 15 кг вироблялася в роторній печі ємністю 1,5 тонни. Дослідження обробки флюсами рідкого сплаву проводилися в інтервалах температур 700-850 °С. Очевидно, що найменша витрата флюсу спостерігається в діапазоні температур 750 – 790 °С. Зазначається, що збільшення витрати флюс відбувається, коли температура рідкого металу недостатня висока або при температурі більше 820°C, коли відбувається випаровування флюсу. Після 830°C знову йде зниження витрати, проте швидше це пов'язано з додатковим вигоранням магнію при високих температурах. Також слід зазначити, що після 10-15 хвилин замішування флюсу в розплав, температура розплаву в печі падає на 30- 50 °С, отже, на момент початку рафінування температура розплаву в печі

[Введіть текст]

повинна бути в діапазоні 750 - 780 °С. У середньому можна сказати, що при вимкнених пальниках, відкритому вікні та інтенсивному промішуванні розплаву кожну хвилину розплав втрачає 2 - 3 °С. Далі, швидкість хімічної реакції залежить тільки від температури, а й від концентрації речовин. Практика показала, що з підвищення температури на 10°С швидкість хімічної реакції зростає у 2 – 4 рази. При виборі флюсу для рафінування алюмінію від магнію правильно враховувати не тільки витрати флюсу, час рафінування та Температуру, при якій найбільш стійко проходить реакція взаємодії магнію, але і необхідність додаткового використання хлористих солей (суміш NaCl : KCl = 1 : 1), а так само шлакоутворення, яке відбувається в процесі рафінування. Чим більше відношення шлаку до завантажено- му флюсу, тим більше втрат алюмінію в процесі рафінування як у вигляді алюмінію металевого знятого разом зі шлаком після обробки розплаву флюсом, так і у вигляді оксиду алюмінію. Окислення алюмінію відбувається як у процесі контакту з повітрям у процесі перемішування, так і в результаті окислення киснем при використанні флюсів, що містять натрій, де натрій є каталізатором окислювальних процесів. Окрім розглянутих вище флюсів знайшов широке застосування для отримання якісних алюмінієвих сплавів флюс виробництва компанії "Стройбіс - XXI" марки "ФПК - 5". При виборі флюсів для плавки алюмінію необхідно керуватися не лише принципами достатності, як це часто буває, але й принципами ефективності та доцільності та свідомо керувати процесами плавки алюмінію.

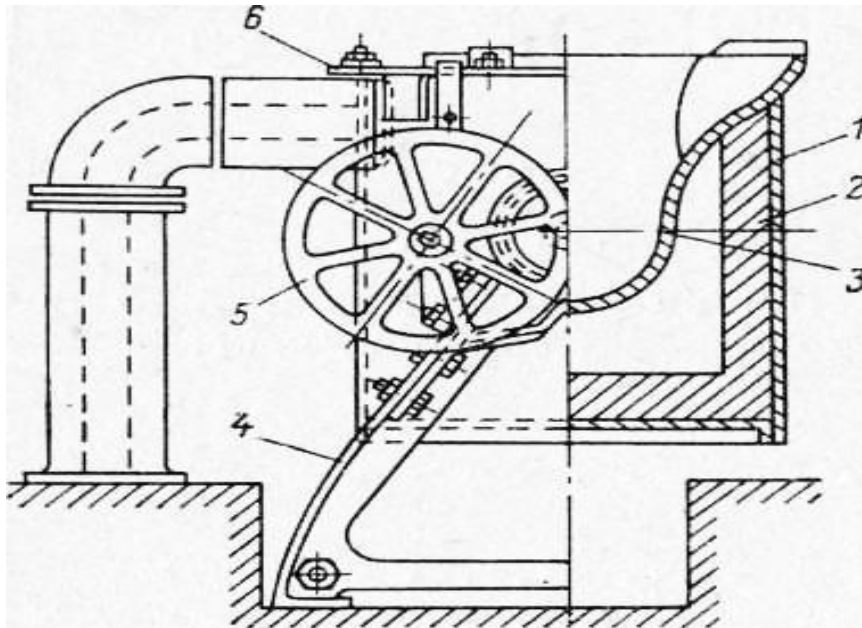
### **3.3. Особливості технології плавки у пічних агрегатах**

#### **3.3.1. Плавка в тигельних печах**

Плавку алюмінієвих сплавів у невеликих обсягах здійснюють в печах тигельних, що працюють на нафті і газі. Пекти складається зі сталевого кожуха з футеровкою і вставленого в нього зверху чавунного тигля. Останній своїм широким фланцем кріпиться до сталевого кільця, що перекриває шахту  
[Введіть текст]



зверху, що забезпечує повну ізоляцію металу розплавленого від пічних газів. Пекти встановлена на звареній або литій рамі. Поворот її здійснюється штурвалом. Для збільшення терміну служби тиглів та зменшення насичення сплавів залізом внутрішню поверхню їх рекомендується фарбувати фарбою, що складається з 60% кварцового піску, 30% вогнетривкої глини та 10% рідкого скла.



1 – корпус печі; 2 – вогнетривка кладка; 3 – футерування зливного каналу; 4 – поворотний важіль; 5 – механізм повороту; 6-фіксатор печі.

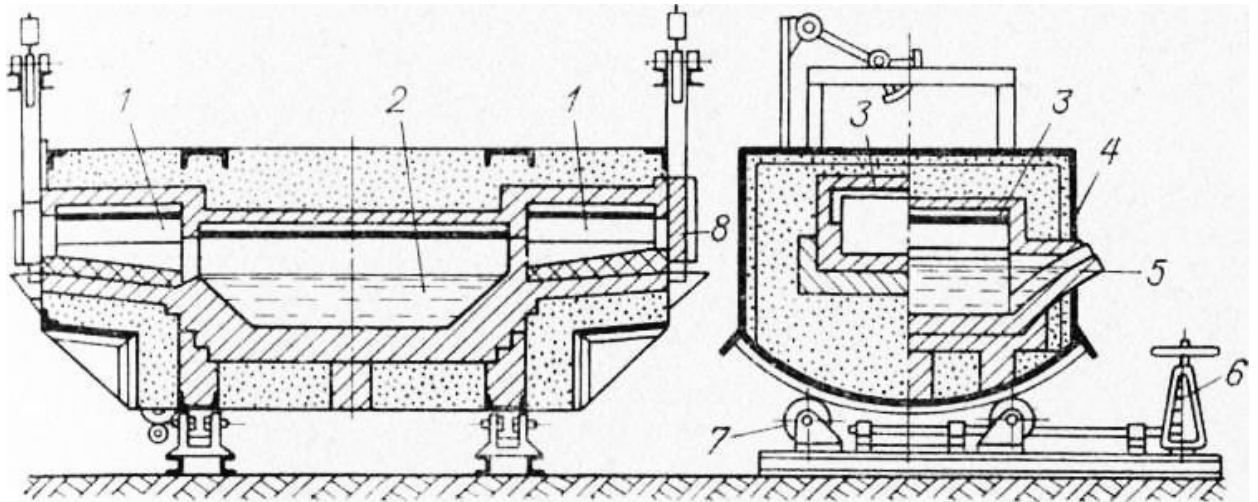
Рис. 3.1. Поворотна тигельна піч.

### 3.3.2. Плавка в електричних печах

Плавку алюмінієвих сплавів виробляють в електричних печах опору, тигельних та відбивних печах, а також індукційних.

Плавка в електричних відбивних печах. На підприємствах, де алюмінієві сплави виплавляються у великих обсягах, застосовують електричні печі САН (печі опору для алюмінієвих сплавів, що нахиляються) та камерні стаціонарні. Пекти САН (рис. 3.2) має подовжений металевий корпус, встановлений на катках і укріплений на фундаменті. Корпус зсередини викладений цеглою. У торцях печі розташовані дві форкамери, а в середині – [Введіть текст]

центральна ванна. Звід печі викладено фасонною вогнетривкою цеглою, в гніздах яких укладено нагрівальні спіралі. Такі ж спіралі є і у форкамерах.



1 – завантажувальні вікна; 2 – рідка ванна; 3 – склепіння печі; 4 – корпус; 5 – злив розплаву; 6 – механізм повороту; 7 – опорні ролики.

Рис.3. 2. Електрична піч типу САН

Пехі САН (рис.3.2) має подовжений металевий корпус, встановлений на катках і укріплений на фундаменті. Корпус зсередини викладений цеглою. У торцях печі розташовані дві форкамери, а в середині – центральна ванна. Звід печі викладено фасонною вогнетривкою цеглою, в гніздах яких укладено нагрівальні спіралі. Такі самі спіралі є й у форкамерах. Шихту завантажують через вікна. Вона плавиться у форкамерах за рахунок тепла, відбитого від склепіння та стін печі, і по похилих площинах стікає у центральну ванну. Злив готового металу з печі здійснюється через лютку при повороті печі на опорних ковзанках за допомогою штурвала або електроприводу. сплавів застосовують однитигельні печі опору САТ-0,15 та САТ-0,25, а також двотигельні печі СЖ.Б-230 та ОКБ-75. Печі САТ виконані у вигляді зварного циліндричного кожуха, футерованого фасонною легковагошамотною цеглою, і мають теплоізоляцію. Нагрів чавунного тигля, встановленого на литому чавунному кільці, проводиться ніхромовими нагрівачами, які укладені на

[Введіть текст]

поличках фасонної цегли шамотної і укріплені металевими гачками. У нижній частині печі є аварійний отвір для випуску металу на випадок прогорання тигля. Температура автоматично регулюється самописним потенціометром за допомогою хромель-алюмелевої термопари.

### **3.3.3. Плавка в електричних індукційних печах.**

Розрізняють індукційні печі зі сталевим сердечником та індукційні печі тиглів ІАТ. Печі зі сталевим осердям широко застосовуються для плавки як алюмінієвих, так і мідних сплавів. Вони мають ряд переваг у порівнянні з печами опору: більш високу продуктивність, меншу питому витрату електроенергії, можливість рафінування металу в печі, забезпечують високу якість сплаву з мінімальним вмістом газів. У цих печах інтенсивний рух металу відбувається в гирлах каналів, а поверхня рідкого сплаву в самій печі знаходиться в спокійному стані, що забезпечує суцільність окисної плівки і оберігає сплав від подальшого окислення. Останнім часом набули поширення безсердечникові тигельні індукційні печі ІАТ ємністю 0,4-0,6 т та продуктивністю 0,235-2,0 т/год. сплавів застосовують однитигельні печі опору САТ-0,15 та САТ-0,25, а також двотигельні печі СЖ.Б-230 та ОКБ-75. Печі САТ виконані у вигляді зварного циліндричного кожуха, футерованого фасонною легковагошамотною цеглою, і мають теплоізоляцію. Нагрів чавунного тигля, встановленого на литому чавунному кільці, проводиться ніхромовими нагрівачами, які укладені на поличках фасонної цегли шамотної і укріплені металевими гачками. У нижній частині печі є аварійний отвір для випуску металу на випадок прогорання тигля. Температура автоматично регулюється самописним потенціометром за допомогою хромель-алюмелевої термопари.

### 3.3.4. Плавка в електричних індукційних печах.

Розрізняють індукційні печі зі сталевим сердечником та індукційні печі тиглів ІАТ. Печі зі сталевим осердям широко застосовуються для плавки як алюмінієвих, так і мідних сплавів. Вони мають ряд переваг у порівнянні з печами опору: більш високу продуктивність, меншу питому витрату електроенергії, можливість рафінування металу в печі, забезпечують високу якість сплаву з мінімальним вмістом газів. У цих печах інтенсивний рух металу відбувається в гирлах каналів, а поверхня рідкого сплаву в самій печі знаходиться в спокійному стані, що забезпечує суцільність окисної плівки і оберігає сплав від подальшого окислення.

. Останнім часом набули поширення безсердечникові тигельні індукційні печі ІАТ ємністю 0,4-0,6 т та продуктивністю 0,235-2,0 т/год.

сплавів застосовують одностигельні печі опору САТ-0,15 та САТ-0,25, а також двостигельні печі СЖ.Б-230 та ОКБ-75.

Печі САТ виконані у вигляді зварного циліндричного кожуха, футерованого фасонною легковагошамотною цеглою, і мають теплоізоляцію. Нагрів чавунного тигля, встановленого на литому чавунному кільці, проводиться ніхромовими нагрівачами, які укладені на поличках фасонної цегли шамотної і укріплені металевими гачками. У нижній частині печі є аварійний отвір для випуску металу на випадок прогорання тигля. Температура автоматично регулюється самописним потенціометром за допомогою хромель-алюмелевої термопари.

### 3.3.5. Плавка в електричних індукційних тигельних

Розрізняють індукційні печі зі сталевим сердечником та індукційні печі тиглів ІАТ. Печі зі сталевим осердям широко застосовуються для плавки як алюмінієвих, так і мідних сплавів. Вони мають ряд переваг у порівнянні з печами опору: більш високу продуктивність, меншу питому витрату електроенергії, можливість рафінування металу в печі, забезпечують високу

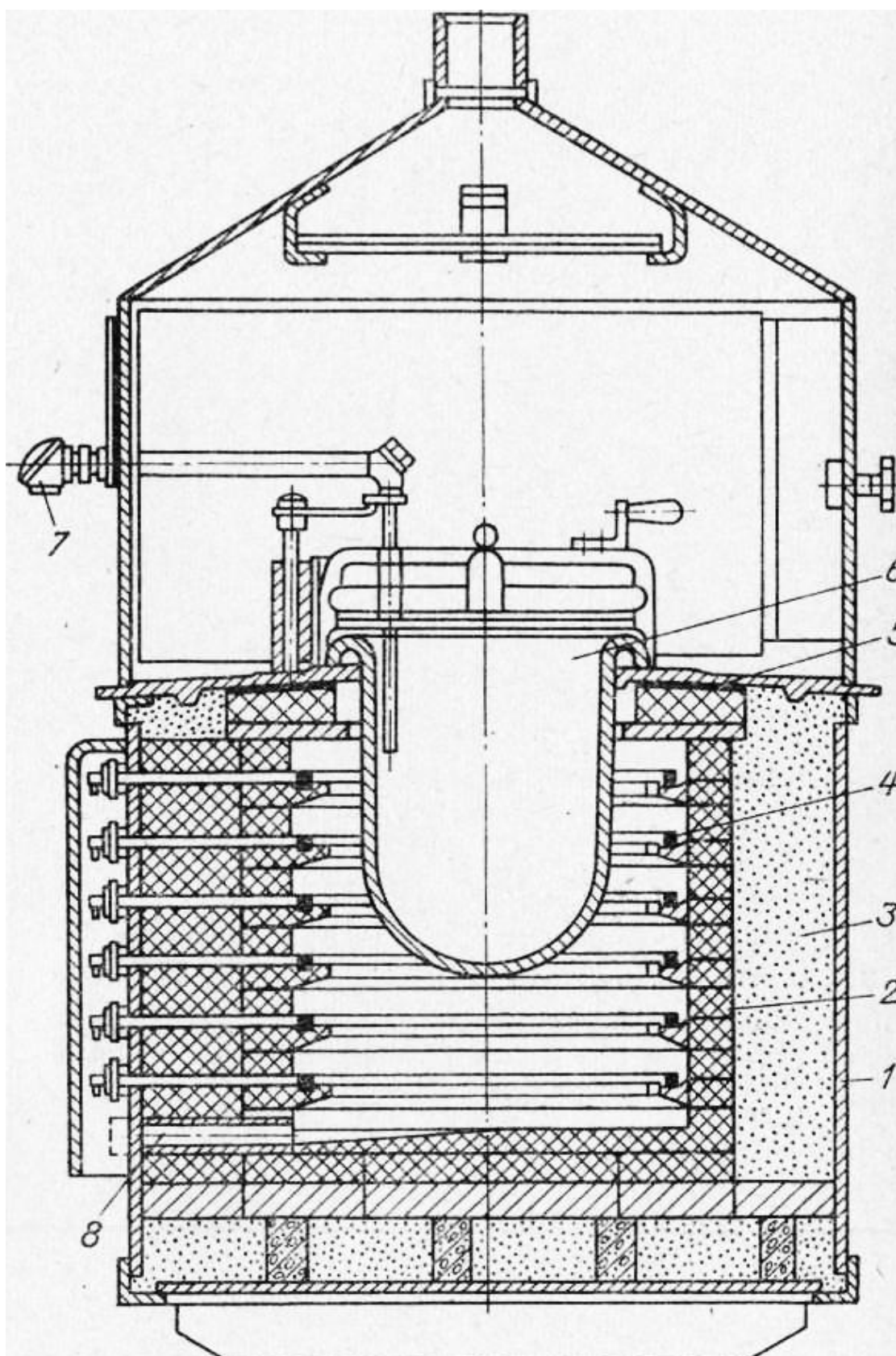
[Введіть текст]

якість сплаву з мінімальним вмістом газів. У цих печах інтенсивний рух металу відбувається в гирлах каналів, а поверхня рідкого сплаву в самій печі знаходиться в спокійному стані, що забезпечує суцільність окисної плівки і оберігає сплав від подальшого окислення.

. Останнім часом набули поширення безсердечникові тигельні індукційні печі ІАТ ємністю 0,4-0,6 т та продуктивністю 0,235-2,0 т/год.

### **3.4. Особливості плавлення та лиття сплавів серії Al-Zn - Mg-Cu**

При рафінуванні флюсами частинки зважених неметалевих включень видаляються з металу, переходячи в шлак, внаслідок гарної змочуваності їх розплавленим флюсом або розчинення в ньому цих включень. Для рафінування більшості алюмінієвих сплавів використовують флюс, що складається з 47% KCl, 30% NaCl та 23% Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub>. Флюс у кількості 0,5-1% від маси металу засипають на поверхню розплаву, нагрітого до 700-750 ° C, потім замішують в нього протягом 3-5 хв, після чого видаляють шлак і вистояють протягом 10-15 хв для більш повного спливання та відділення замішаного флюсу. Для зменшення забрудненості металу твердими неметалевими включеннями застосовують також фільтрування через сітчасті і шматкові фільтри з роздроблених флюсів, що встановлюються в піщаних і металевих формах між стояком і колектором, між ливарною чашею і стояком, що дозволяє в 1,5-3 рази знизити забруднення. Найбільш ефективним є фільтрування алюмінієвих сплавів через шар розплавленого рафінуючого флюсу. У цьому випадку сплав у вигляді струмків проходить через розплавлений флюс, щільність якого менша за щільність сплаву. Метал, що накопився в електрообігріваному тиглі, випускається в роздавальний ківш при підйомі запірною стрижня (стопора). Ефективним способом очищення розчинених газів є вакуумування. Зі зниженням тиску розчинені гази виділяються з розплаву і видаляються у вигляді бульбашок. Обробку металу проводять у вакуумно-продувній камері, в яку поміщають ківш, вакуумують метал і додатково продувають його газом. Алюмінієві сплави з урахуванням системи Al-Zn-Mg-Cu. при рафінуванні флюсами частинки зважених неметалевих включень видаляються з металу, переходячи в шлак, внаслідок гарної змочуваності їх розплавленим флюсом або розчинення в ньому цих включень. Для рафінування більшості алюмінієвих сплавів використовують флюс, що складається з 47% KCl, 30% NaCl та 23% Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub>.



1- металевий корпус; 2- вогнетривка футеровка; 3 – шар теплоізоляції; 4 – нагрівачі; 5 – ущільнювачі; 6 – тигель печі; 7 – виведення термопарі.

Рис. 3.3 Тигельна електропіч типу САТ

[Введіть текст]

Флюс у кількості 0,5-1% від маси металу засипають на поверхню розплаву, нагрітого до 700-750 ° С, потім замішують в нього протягом 3-5 хв, після чого видаляють шлак і вистоюють протягом 10-15 хв для більш повного спливання та відділення замішаного флюсу. Для зменшення забрудненості металу твердими неметалевими включеннями застосовують також фільтрування через сітчасті і шматкові фільтри з роздроблених флюсів, що встановлюються в піщаних і металевих формах між стояком і колектором, між ливарною чашею і стояком, що дозволяє в 1,5-3 рази знизити навантаження. Алюмінієві сплави з урахуванням системи Al-Zn-Mg-Cu. перед заливкою піддають модифікації. При цьому відбувається подрібнення частинок кремнію, що призводить до підвищення механічних властивостей сплавів, особливо щодо подовження та ударної в'язкості. Модифікування здійснюють введенням у розплав стронцію у вигляді лігатури, 0,1% металевого натрію або суміші його хлористих та фтористих солей. Ці солі одночасно виконують роль захисних та рафінуючих флюсів. Модифікуючий флюс у кількості 1,5-2% засипають на поверхню розплаву і витримують протягом 12 хв, після чого замішують метал і після витримки протягом 1,5-2 хв видаляють разом зі шлаком. Широко застосовують у ливарних цехах універсальні флюси, обробка якими дозволяє поєднати рафінування та модифікування сплаву. Усі вони містять хлористі та фтористі солі. Універсальний флюс, що часто використовується, містить 50% NaCl, 10% KCl, 30% NaF і 10% Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub>. Щоб запобігти забрудненню сплаву оксидами в процесі заливки, необхідно забезпечити плавне, без завихрень заповнення форми металом, що досягається використанням литникових систем, що розширюються, які сприяють і відділенню неметалічних частинок. Широко застосовують сифонні литникові системи та вертикально-щілинні, що дозволяють отримати найбільш сприятливий розподіл температури по висоті виливки та спрямоване затвердіння знизу вгору. Алюмінієві сплави схильні до утворення усадкових раковин та усадкової пористості, усунення яких досягається простановкою прибутків, холодильників, а для відповідальних деталей використанням кристалізації під тиском в автоклаві. Застосування тиску при кристалізації дозволяє отримати найбільш щільні виливки з алюмінієвих сплавів.

## РОЗДІЛ 4

### ОХОРОНА ПРАЦІ ТА ТЕХНОГЕННА БЕЗПЕКА

#### 4.1 Аналіз потенційно шкідливих і небезпечних чинників виробничого середовища

До постійно діючих небезпечних і шкідливих виробничих чинників відносяться: теплові випромінювання (більше 350 Вт/м<sup>2</sup>), запилення, загазованість, шум, вібрації.

До періодично діючих небезпечних і шкідливих виробничих чинників відносяться: переміщення вантажів (великої кількості сировини, напівфабрикатів, готової продукції і відходів виробництва), частини механізмів і устаткування, що обертаються, працюють в запиленому середовищі при низьких або високих температурах, підвищене значення напруги в електричних ланцюгах. У цих умовах вимагається безумовне забезпечення безпеки виробничого устаткування, дотримання вимог ГОСТ 12.2.003-74 та ГОСТ 12.2.049-80.

Виробництво відноситься до I групи виробничих процесів [47]. По [47] до першої I групи відносять виробничі процеси при нормальних метеоумовах і відсутності виділення пилу і шкідливих газів. Особисті речі працівників зберігаються в шафах з відділеннями шириною 33 см, заввишки 1,5 метра, по одному на одну людину. Кількість кранів в умивальнику 2 штуки, з розрахунку 1 кран на 4 людини. Знаходиться дві душові сітки, розраховані кожна на 5 чоловік.

Основними особливостями процесу випалу заготівель алюмінію є роботи у випалювальних печах, ці роботи пов'язані з шкідливими і небезпечними чинниками.

Токсикологічна і пожежна характеристики сировини, матеріалів і шкідливих речовин і їх дія на організм людини приведені в таблиці 4.1.

Шкідливі чинники при веденні технологічного режиму:

- вуглецевий пил;
- пари пеку (вентиляційні системи, установка дожига летких речовин);
- природний газ /оксид вуглецю(газові комунікації);
- шумові дії (димососи).

Гранично допустимі концентрації, рівні шкідливих чинників і їх токсикологічна дія на людину приведені в таблиці 4.1.

Небезпечні чинники при веденні технологічного режиму:

- теплове випромінювання<sup>4</sup>
- можливість падіння ;



- поразка електричним струмом;
- дія мостові крани, автомобільний транспорт..

Таблиця 4.1 - Гранично допустимі концентрації і їх токсикологічна дія на організм людини

Шкідливе з'єднання	ГДК (ПДУ) мг/м <sup>3</sup>	З'єднання речовин в роб. зоні мг/м <sup>3</sup>	Ознаки отруєння	Наслідки тривалого контакту з речовиною	Заходи по запобіганню впливу шкідливих чинників
Вуглецевий пил	6	4,7	-	Фіброгенна дія	періодичний контроль вмісту шкідливих речовин в повітрі робочої зони
Пари пека	0,2	0,155	Втома, задишка, почервоління шкіри	Концерогенна, загальнотоксикологічна, фотодинамічна дія	розливи пека, смоли, масла повинні негайно засипатися піском або деревною тирсою і бути прибрані в спеціально відведений контейнер
Оксид вуглецю (СО)	20	17,6	Викликає задуху	Отруйні дії	аспіраційні укриття технологічного устаткування
Шум	85 дБА	76 дБА	-	Підвищує стомлюваність	звукопоглинальні облицювання устаткування

#### 4.2 Заході захисту від впливу небезпечних і шкідливих чинників виробничого середовища

Основні технічні заходи щодо захисту від шкідливих і небезпечних чинників :

- попереджувальні плакати і написи, схеми;
- сигнальні знаки безпеки по ГОСТ 12.4.026-76; світлова і звукова сигналізація; обгороджування;
- обгороджування виготовлені з листової сталі або сітки з розміром осередків не більш за 20x20 мм;
- пристрої що вимикають, по БП.2-СТП-16-96;
- гальмівні пристрої;
- заземлення устаткування;
- регулярне прибирання відходів виробництва
- складування відходів виробляється тільки в місцях, віддалених від робочих місць і проходів;
- періодичний контроль вмісту шкідливих речовин в повітрі робочої зони згідно ГОСТ 12.1.005-88;
- знання працівниками правил охорони праці;
- надійна теплоізоляція печей нагріву;
- з метою усунення шкідливих впливів шумовіброуючих агрегатів на людину передбачена установка їх на віброізолюючі підстави [18];
- аспіраційні укриття технологічного устаткування;
- система бірки по БП.2-СТП-6-01;
- ключ-бірочна система по СТП-071-04;

Для виконання захисту обслуговуючого персоналу від поразки електричним струмом передбачені надійна ізоляція токоведущих частин, запобіжні реле на щиті КПП. Захисне заземлення електроустаткування контурне. Надійна герметизація замочної арматури, а також повна автоматизація дозволяє попереджати небезпеку вибуху.

Для запобігання опікам служать куртки, щільні бавовняні брюки, брезентові рукавиці.. Індивідуальні засоби захисту і оснащення робітників спец. одягом приведені в таблиці 4.2

Таблиця 4.2 - Індивідуальні засоби

Професія	Спец. одяг і СІЗ	ГОСТ	Термін служби
1	2	3	4
Майстер	Каска від механічних ушкоджень	12.4.087-84	До зносу

[Введіть текст]

	Костюм х/б	2757-87	12 місяців
	Куртка х/б на підкладці, що утеплює	29335-92	36 місяців
	Черевики робітничі	28507-99	12 місяців
	Рукавиці брезентові	12.4.010-75	1 пара на місяць
	Мило господарське	4544:2006	4 шматка на місяць
	Респіратор "Акація" ГП-А	40-01530125-2001	1 шт на місяць
Завантажувач	Натільна білизна	13709-86	6 місяців
	Мило туалетне	28546-2002	1 кусок на місяць
	Захисна паста ХИОТ-6	17269-71	100 гр на місяць
	Респіратор "Акація" ГП-А	40-01530125-2001	4 шт на місяць
	Каска від механічних ушкоджень	12.4.087-84	До зносу
	Костюм х/б	2557-87	6 місяців
	Куртка х/б на підкладці, що утеплює	29335-92	24 місяці
	Черевики робітничі	28507-99	6 місяців
	Мыло хозяйственное	4544:2006	4 куски на місяць
Крановий машиніст	Костюм х/б	2757-87	12 місяців
	Рукавиці брезентові	12.4.010-75	4 пари на місяць
	Респіратор "Акація" ГП-А	40-01530125-2001	4шт на місяць
	Мило господарське	4544:2006	4 шматка на місяць
	Каска від механічних ушкоджень	12.4.087-84	До зносу

Метеорологічні параметри повітряного середовища виробничих будівель і на робочих місцях повинні забезпечуватися виконанням вимог СНиП II - 33-75, СН 245-71 і стандартів ССБТ ГОСТ12.1.005-76, ГОСТ 12.4.021-75. Відповідно до вимог метеорологічні умови визначаються для робочої зони на висоті 2 м над рівнем підлоги. Згідно [16] нормальними умовами праці вважаються, якщо температура повітря знаходиться в межах [Введіть текст]

18-22°C, відносна вологість 40-60%, а швидкість руху 0,1-0,2 м/с. Для боротьби з надлишковим теплом і пилом в приміщенні цеху організована природна вентиляція. Она організована за схемою руху повітря від низу до верху, при цьому припливне повітря подається в робочу зону через відкриті отвори на рівні близько 2 м від підлоги.

## Висновки

1. Проведено всебічний аналіз маркування, основних властивостей та перспективних напрямків у теорії та технології отримання алюмінієвих сплавів.
2. Розглянуто вплив хімічних елементів на структуру та властивості алюмінієвих сплавів. З урахуванням розчинності хімічних елементів у розплаві та твердому стані алюмінієвих сплавів показана можливість створення зміцнювальних фаз по кожному хімічному легуючому елементу.
3. Розглянуто методи та технології виробництва лігатур на основі основних хімічних елементів, які забезпечують у сплаві необхідні механічні властивості, корозійну стійкість, технологічні характеристики.
4. У роботі показано варіанти отримання лігатур на основі наноструктурних елементів. Встановлено механізми впливу таких лігатур на особливості їх технологічного застосування, формування мікроструктур та зміцнювальних фаз для алюмінієвих сплавів.
5. Розглянуто варіанти плавок алюмінієвих сплавів та представлені схеми пічного обладнання для варіантів плавок.
6. Проведено аналіз функціональних властивостей високоміцних сплавів системи Al – Zn – Mg – Cu, представлені чисельні значення механічних характеристик та практичні застосування високоміцних сплавів.

## ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. <http://metmk.com/>
2. Елагин, В.И. Пути развития высокопрочных и жаропрочных конструкционных алюминиевых сплавов в XXI столетии [Текст]/ В.И. Елагин / *Металловед. и терм. обр-ка металлов: науч.-техн. и произв. журн.*, - №9.-2007. С. 3-11.
3. Фридляндер, И.Н. Перспективные высокопрочные материалы на алюминиевой основе [Текст]/ И.Н. Фридляндер и др. *Металлов-е и терм. обработка мет-ов: науч.-техн. и произв. журнал*, №7, 2005.- С.17-21/
- 4 Белов, А.Ф. Строение и свойства авиационных материалов [Текст]/ А.Ф. Белов, Г.П. Бенедиктова, А.С. Висков и др.; учеб. для вузов; М.: *Металлургия*, 1989.-368 с.
5. Квасов, Ф.И. Алюминиевые сплавы типа дуралюмин [Текст]/ Ф.И. Квасов, И.Н. Фридляндер/ М.: *Металлургия*, 1984. 240 с. 6 <http://www.viam.ru/>
- 7 *Конструкционные материалы: справочник* / Б.Н. Арзамасов, В.А. Бромстрем, Н.А. Буше и др. –М.*Машиностроение*, 1990.- 668 с.
8. <http://www.buran.ru/htm/inside.htm/>
9. <http://www.aluminiumleader.com/facts>
10. *Баглюк Г. А. Новые композиционные дисперсно-упрочненные материалы на основе сплавов алюминия / Г. А. Баглюк, Ю. А. Шишкина // Технологические системы. – 2011. - №4. – С.36-43.*
11. *Tong X. C. Fabrication of in situ TiC reinforced aluminum matrix composites / X.C. Tong, A.K. Gosh // Journal of materials science. – 2001. – Vol. 36. – P. 4059-4069.*
15. *Selcuk C. Al–TiC composite made by the addition of master alloys pellets synthesised from reacted elemental powders / C. Selcuk, A.R. Kennedy // Materials Letters. – 2006. – Vol. 60. – P. 3364-3366.*
13. *Zhang X. New In-situ Synthesis Method of Magnesium Matrix Composites Reinforced with TiC Particulates / X. Zhang, L. Liao, M. Naiheng // Materials Research. – 2006. – Vol. 9. - № 4. – P. 357-360.3*
14. *Савицкий А. П. Современные представления о спекании в жидкой фазе // А. П. Савицкий / Порошковая металлургия. – 1987. – №8. – с. 35-41.*

15. Косолапова Т. Я. Карбиды. – М: Металлургия, 1968. – 300 с.
16. Захаров В. В. Влияние скандия на структуру и свойства алюминиевых сплавов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2003. № 7. С. 7–14.
17. Сабирзянов Н. А., Яценко С. П. Гидрохимические способы комплексной переработки бокситов. Екатеринбург: УрО РАН, 2006. 386 с.
18. Белов Н. А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов. М.: МИСиС, 2010. 511 с.
19. Пат. Рос. Федерация С22С 35/00. Способ получения цирконийсодержащей лигатуры / Александровский С. В., Сизяков В. М., Гейликман М. Б. и др. № 2287601; опубл. 20.11.2006.
20. Белкин Г. И. Производство магний-циркониевых лигатур и сплавов. М: ЗАО «Металлургиздат», 2001. 216 с.
21. Годнева М. М., Мотов Д. Л. Химия подгруппы титана. Сульфаты, фториды, фторсульфаты из водных сред. М.: Наука, 2006. 302 с.
22. Постников Н. С., Черкасов В. В. Прогрессивные методы плавки и литья алюминиевых сплавов.. М.: Металлургия, 1973. 224 с.
23. Носкова Н. И, Вильданова Н. Ф., Чугбаев Р. В. Особенности формирования нанокристаллических зерен в сплавах на основе алюминия при интенсивной пластической деформации // *Физика металлов и металловедение*. 2005. Т. 99, № 2. С. 46–52.
24. Николаев А. Ю., Суздальцев А. В., Зайков Ю. П. Электрохимическое поведение скандия и алюминия при получении и растворении сплавов и лигатур Al–Sc в расплаве KF — AlF<sub>3</sub> // *Труды Кольского научного центра РАН. Химия и материаловедение*. 2015 (31). № 5. С. 262–266.
25. Скачков В. М., Яценко С. П. Получение Sc, Zr, Hf, Y лигатур на основе алюминия методом высокотемпературных обменных реакций в расплавах солей // *Цветные металлы*. 2014. № 3. С. 22–26.
26. Пат. 2421537 Рос. Федерация. Способ получения алюмоскандийсодержащей лигатуры и шихты для получения алюмоскандий

содержащей лигатуры Яценко С. П., Яценко А.С., Овсяников Б. В., Варченя П. А.; опубл.

27. *Каблов Е.Н.* Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии.* – 2015. – № 1. – С. 3–33.

28. Повышение надежности силовых IGBT-модулей с помощью высоконаполненного МКМ системы Al – SiC / *Е.Н. Каблов, Б.В. Щетанов, А.А. Шавнев [и др.]* // *Авиационные материалы и технологии.* – 2010. – № 4. – С. 3–6.

29. Теплофизические свойства композиционных материалов на основе алюминиевого сплава высоким содержанием карбидной фазы SiC / *Ю.В. Лоцинин, А.А. Шавнев, А.Н. Няфкин,*

*С.И. Пахомкин, М.Г. Размахов* // *Материаловедение.* – 2015. – № 12. – С. 48–52.

30. Модифицирование материалов и покрытий наноразмерными алмазосодержащими добавками / *П.А. Витязь, В.И. Жорник, В.А. Кукареко, А.И. Комаров, В.Т. Сенють.* – Минск: Белорусская наука, 2011. – 522 с.

31. Получение композитов на основе алюминия и шунгита в условиях высоких давлений /

*П.А. Витязь, А.Ф. Ильющенко, А.Г. Колмаков, В.Т. Сенють, М.Л. Хейфец, И.Н. Черняк* // *Материаловедение.* – 2015. – № 10. – С. 34–37.

32. *Чернышова Т.А., Кобелева Л.И., Болотова Л.К.* Дискретно армированные композиционные

материалы с матрицами из алюминиевых сплавов и их трибологические свойства // *Металлы.* – 2001. – № 6. – С. 85–98.

33. *Михеев Р.С., Чернышова Т.А.* Дискретно-армированные композиционные материалы системы AlTiC (обзор) // *Заготовительные производства в машиностроении.* – 2008. – № 11. – С. 44–53.

34. *Крушенко Г.Г.* Средства и технологии увеличения содержания нанопорошков в алюминиевых модифицирующих прутках // *Нанотехника.* – 2011. – № 3. – С. 55–61.

35. *Крушенко Г.Г.* Модифицирование доэвтектического алюминиево-кремниевого сплава нанопорошком нитрида титана при литье сложнонагруженных деталей транспортного средства // *Технология металлов.* – 2008. – № 11. – С. 5–7.
36. *Крушенко Г.Г.* Роль частиц нанопорошков при формировании структуры алюминиевых сплавов // *Металлургия машиностроения.* – 2011. – № 1. – С. 20–24.
37. *Кузина А.А.* Получение нанопорошковых псевдолигатур Cu-(SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) для модифицирования и армирования алюминиевых сплавов // *Известия вузов. Цветная металлургия.* – 2016. №. 5. – С. 78–84.
38. *Елагин В. И.* Пути развития высокопрочных и жаропрочных конструкционных алюминиевых сплавов в XXI столетии // *МиТОМ.* – 2007. – № 9. – С. 3-11.
39. Роль расплава в образовании пересыщенных наноструктурных твердых растворов переходных металлов в алюминии // III Международная школа конференция «физическое материаловедение», «наноматериалы технического и медицинсконого назначения» (24-28 сентября 2007). Тольятти (ТГУ), Самара (СГАУ), Ульяновск (УлГУ), Казань (КГТУ).
40. Расплавы как основа формирования структуры и свойства алюминиевых сплавов/ И. Г. Бродова, П. С. Попель, Н. М. Барбин и др. – Екатеринбург: УрОРАН, 2005. – 369 с.
41. *Никитин В. И., Никитин К. В.* Наследственность в литых сплавах. – М.: Машиностроение, 2005. – 476 с.
42. *Добаткин В. И., Елагин В. И.* Гранулируемые алюминиевые сплавы. – М.: Металлургия, 1981. – 177 с.
43. *Маркушев М. В., Мурашкин М. Ю.* Механические свойства субмикроструктурных алюминиевых сплавов после интенсивной пластической деформации угловым прессованием // *ФММ.* – 2000. – Т. 90, № 5. – С. 92-101.
44. *Mondolfo L. F.* Aluminum alloys – Structure and Properties. – London; Boston: Butterworths and Co (Publishers) LTD, 1976. – 971 p.