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

Кафедра металургійних технологій, екології та техногенної безпеки
(повна назва кафедри)

Кваліфікаційна робота / проєкт

перший (бакалаврський) рівень
(рівень вищої освіти)

на тему *Виплавка сплаву для легування та розкислення швидкорізальних сталей*

Виконав: студент *4* курсу, групи 6.1362-м спеціальності *136 «Металургія»*
(код і назва спеціальності)
освітньої програми *Металургія*
(код і назва освітньої програми)
спеціалізації

(код і назва спеціалізації)
Костенко М.М
(ініціали та прізвище)

Керівник *професор кафедри металургійних технологій, екології та техногенноїбезпеки, д. т. н., проф. Грегор'єв С.М*
(посада, вчене звання, науковий ступінь, прізвище та ініціали)

Рецензент *доцент кафедри металургійних технологій, екології та техногенної безпеки, к.т.н., доцент Нестеренко Т.М.*
(посада, вчене звання, науковий ступінь, прізвище та ініціали)

Запоріжжя
2026

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

Запорізький національний університет

(повне найменування вищого навчального закладу)

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

Кафедра ____металургійних технологій, екології та техногенної безпеки___
Рівень вищої освіти __перший (бакалаврський) рівень_____
Спеціальність _____136 «Металургія»_____
(код та назва)
Освітньо-професійна програма _____Металургія_____
(код та назва)

ЗАТВЕРДЖУЮ
Завідувач кафедри МТЕТБ
_____Ю.О. Бєлоконь
"_26_" ___12_____2025 року

З А В Д А Н Н Я
НА КВАЛІФІКАЦІЙНУ РОБОТУ / ПРОЕКТ СТУДЕНТУ

_____Костенко Микола Миколайович_____
(прізвище, ім'я, по батькові)

1. Тема роботи (проекту) Виплавка сплаву для легування та розкислення швидкорізальних сталей_____

керівник роботи (проекту)__Бєлоконь Юрій Олександрович, д.т.н., проф.___,
(прізвище, ім'я, по батькові, науковий ступінь, вчене звання)

затверджені наказом вищого навчального закладу від "23" 12. 25 р. № 1831-с

2. Строк подання студентом роботи _____10 червня 2026 року_____

3. Вихідні дані до роботи: Матеріали виробничої (переддипломної) практики, курсові проєкти, технічна документація, літературні джерела, інтернет-ресурси. матеріал – сталь КСЛР-1._____

4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити): Реферат. Вступ. Основи легування та розскислення. Вибір матеріалів та обгрунтування методики дослідження. Термодинамічні основи виплавки. Охорона праці та техногенна безпека. Висновки.

Мета кваліфікаційної роботи – розробка складу та технології виплавки комплексного сплаву для одночасного легування та розкислення швидкорізальних сталей із використанням доступної вітчизняної сировини.

5. Перелік графічного матеріалу (із зазначенням обов'язкових креслень)

Презентація до 15 слайдів (графіки залежностей, схем деформацій, схеми розміщення устаткування та обладнання тощо).

6. Консультанти розділів роботи

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата завдання прийняв
1 Загальна частина	Григор'єв С. М., проф. каф. МТЕТБ	
2 Технологічна частина	Григор'єв С. М., проф. каф. МТЕТБ	
3 Механічна частина	Григор'єв С. М., проф. каф. МТЕТБ	
4 Охорона праці та техногенної безпеки	Григор'єв С. М., проф. каф. МТЕТБ	

7. Дата видачі завдання __26.12.2025 року.__

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ з/п	Назва етапів роботи	Строк виконання етапів роботи	Примітка
1.	Реферат, вступ, розділ 1.	12.02.26 – 13.03.26	
2.	Розділи 2 - 3	16.03.26 – 17.04.26	
3.	Охорона праці (розділ 4), висновки, оформлення ПЗ і креслень, підготовка доповіді і презентації.	20.04.26 – 24.05.26	

Студент _____ **Микола КОСТЕНКО**
(підпис) (прізвище та ініціали)

Керівник проекту (роботи) _____ **Станіслав ГРИГОР'ЄВ**
(підпис) (прізвище та ініціали)

Нормоконтроль пройдено
Нормоконтролер _____ **Юрій БЄЛОКОНЬ**
(підпис) (прізвище та ініціали)

РЕФЕРАТ

Розрахунково-пояснювальна записка: 79 с., 10 рис., 26 табл., 25 джерел посилання.

ШВИДКОРІЗАЛЬНІ СТАЛІ, ЛЕГУЮЧИЙ СПЛАВ, РОЗКИСЛЕННЯ, ФЕРОСПЛАВИ, ЛІГАТУРА, ВОЛЬФРАМ, МОЛІБДЕН, ВАНАДІЙ, ХРОМ, ВИПЛАВКА, ЕКЗОТЕРМІЧНА СУМІШ.

Тема кваліфікаційної роботи бакалавра: Виплавка сплаву для легування та розкислення швидкорізальних сталей.

Мета роботи – розробка складу та технології виплавки комплексного сплаву для одночасного легування та розкислення швидкорізальних сталей із використанням доступної вітчизняної сировини.

У розділі 1 розглянуто основи легування та розкислення швидкорізальних сталей, проаналізовано роль основних легуючих елементів і існуючі методи їх введення у сталь.

У розділі 2 обґрунтовано вибір матеріалів і методику дослідження, описано склад комплексного сплаву та технологію його виплавки.

У розділі 3 наведено термодинамічний аналіз реакцій відновлення, розрахунок шихти, матеріального і теплового балансу плавки.

У розділі 4 показано результати експериментального випробування технології виплавки сплаву та його застосування при виплавці швидкорізальних сталей.

У розділі 5 приведено основи охорони праці та техногенної безпеки при виплавці сплаву.

Результати роботи можуть бути використані при викладанні спеціальних дисциплін для здобувачів першого (бакалаврського) рівня вищої освіти за спеціальністю 136 «Металургія».

ЗМІСТ

ВСТУП 7
1 ОСНОВИ ЛЕГУВАННЯ ТА РОЗКИСЛЕННЯ ШВИДКОРІЗАЛЬНИХ СТАЛЕЙ 9
1.1 Загальна характеристика швидкорізальних сталей, їх класифікація та вимоги до хімічного складу 9
1.2 Роль легуючих елементів у формуванні структури та властивостей швидкорізальних сталей 13
1.3 Механізм розкислення сталі. Особливості розкислення високолегованих інструментальних сталей 18
Висновки до розділу 1 35
2 ВИБІР МАТЕРІАЛІВ ТА ОБҐРУНТУВАННЯ МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕННЯ 36
2.1 Вибір складу комплексного сплаву (обґрунтування компонентів: відновники, джерела легуючих елементів, шлакоутворюючі тощо) 36
2.2 Вибір технології виплавки сплаву (електродугова піч, індукційна піч, екзотермічний метод тощо) 40
2.3 Методика експериментальних досліджень (лабораторні плавки, контроль хімічного складу, визначення ступеня засвоєння елементів) 45
2.4 Методика механічних випробувань та металографічного аналізу 46
Висновки до розділу 2 49
3 ТЕРМОДИНАМІЧНІ ОСНОВИ ВИПЛАВКИ СПЛАВУ ТА РОЗРАХУНОК ЙОГО СКЛАДУ 51
3.1 Термодинамічний аналіз реакцій відновлення та утворення оксидів основних елементів 51
3.2 Розрахунок шихти для отримання сплаву заданої марки 53
3.3 Розрахунок матеріального та теплового балансу плавки 55
3.4 Моделювання складу шлаку та прогнозування його властивостей 58
Висновки до розділу 3 59

4.1 Лабораторні плавки сплаву та аналіз отриманих зразків (хімічний склад, мікроструктура, вихід елементів) 60
4.2 Дослідження ефективності розробленого сплаву при виплавці швидкорізальних сталей (порівняння зі стандартними феросплавами) 62
4.3 Вивчення кінетики розкислення та засвоєння легуючих елементів 63
4.4 Аналіз впливу сплаву на якість сталі (неметалічні включення, зернистість, механічні властивості)..... 65
Висновки до розділу 4 67
5 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА ТЕХНОГЕННА БЕЗПЕКА..... 68
5.1 Аналіз шкідливих і небезпечних виробничих факторів 68
5.2 Заходи з техніки безпеки при виплавці сплаву 70
5.3 Екологічні аспекти технології (утилізація відходів, зниження викидів)... 72
Висновки до розділу 5 74
ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ ТА РЕКОМЕНДАЦІЇ..... 75
ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАННЯ 77

ВСТУП

Швидкорізальні сталі займають особливе місце серед інструментальних матеріалів завдяки унікальному поєднанню твердості, зносостійкості та теплостійкості. Ці матеріали широко застосовуються для виготовлення різців, свердел, фрез, протяжок та іншого ріжучого інструменту, що працює при підвищених швидкостях різання та температурах. Висока вартість і дефіцитність основних легуючих елементів – вольфраму, молібдену, ванадію, кобальту – обумовлюють необхідність розробки раціональних, економічно обґрунтованих технологій їх введення у сталь.

Якість швидкорізальних сталей значною мірою визначається не лише хімічним складом, а й ступенем розкислення металу та рівномірністю розподілу легуючих елементів в об'ємі злитка. Традиційна технологія виплавки таких сталей передбачає послідовне введення окремих феросплавів – феровольфраму, феромолібдену, феровanадію, феррохрому, – що супроводжується значними технологічними втратами цих елементів і нерівномірністю їх розподілу у металі.

Перспективним напрямом є розробка комплексних сплавів, здатних одночасно виконувати функції легувального матеріалу та розкислювача. Застосування таких сплавів дозволяє скоротити тривалість плавки, знизити витрату легуючих елементів, покращити ступінь розкислення та підвищити якість готового металу. При цьому синергетичний ефект від сумісної дії декількох легуючих елементів та відновників може суттєво перевищувати результат послідовного введення кожного з них.

Аналіз наукової літератури, зокрема монографії С.М. Григор'єва, Р.В. Бехтера, В.О. Скачкова, Г.В. Карпенка «Металургія легуючих та жароміцних сплавів на основі тугоплавких та рідкісних елементів», свідчить про значний потенціал використання комплексних сплавів на основі W–Mo–V–Cr у виробництві швидкорізальних інструментальних сталей. Розглянуті в цій роботі принципи отримання таких сплавів, особливості їх взаємодії з рідкою

сталлю та термодинамічні основи процесів відновлення складають наукову базу для розробки оптимальної технології виплавки комплексного сплаву-розкислювача.

Метою даної кваліфікаційної роботи є розробка складу та технології виплавки комплексного сплаву для одночасного легування та розкислення швидкорізальних сталей, визначення раціональних параметрів процесу та оцінка ефективності застосування розробленого матеріалу.

1 ОСНОВИ ЛЕГУВАННЯ ТА РОЗКИСЛЕННЯ ШВИДКОРІЗАЛЬНИХ СТАЛЕЙ

1.1 Загальна характеристика швидкорізальних сталей, їх класифікація та вимоги до хімічного складу

Швидкорізальні сталі – це високолеговані інструментальні сталі, які зберігають твердість і ріжучі властивості при нагріванні до температур 600–650 °С і вище. Ця властивість, що отримала назву теплостійкості або червоностійкості, забезпечується наявністю у складі сталі значних кількостей карбідоутворюючих елементів – вольфраму, молібдену, ванадію – а також хрому та кобальту.

За основним легуючим елементом швидкорізальні сталі поділяються на вольфрамові, вольфрамо-молібденові та молібденові. Вольфрамові сталі типу Р18 були розроблені першими і впродовж тривалого часу залишалися основним різновидом швидкорізальних сталей. Вони характеризуються стабільними технологічними та ріжучими властивостями, однак значний вміст вольфраму (до 18 %) робить їх дорогими та дефіцитними. Вольфрамо-молібденові сталі типу Р6М5 отримали найширше застосування завдяки поєднанню високих ріжучих властивостей з меншою вартістю. Молібден частково замінює вольфрам у карбідній фазі, дещо підвищуючи в'язкість сталі, але знижуючи її технологічність при гарячій деформації.

Вимоги до хімічного складу основних марок швидкорізальних сталей регламентуються ГОСТ 19265-73 і наведені в таблиці 1.1.

Таблиця 1.1 – Хімічний склад основних марок швидкорізальних сталей відповідно до ГОСТ 19265-73

Марка сталі	C, %	Cr, %	W, %	Mo, %	V, %	Co, %
Р18	0,73–0,83	3,8–4,4	17,0–18,5	не більше 1,0	1,0–1,4	–
Р6М5	0,82–0,90	3,8–4,4	5,5–6,5	4,8–5,3	1,7–2,1	–
Р9	0,85–0,95	3,8–4,4	8,5–10,0	не більше 1,0	2,3–2,7	–

Продовження таблиці 1.1

Р6М5К5	0,86–0,94	3,8–4,4	5,7–6,7	4,8–5,3	1,7–2,1	4,7–5,2
Р9М4К8	1,00–1,10	3,0–3,6	8,5–9,5	3,8–4,3	2,3–2,7	7,5–8,5
Р12	0,80–0,90	3,8–4,4	12,0–13,0	не більше 1,0	1,5–1,9	–

Крім зазначених елементів, всі марки швидкорізальних сталей містять кремній (0,20–0,50 %), марганець (0,20–0,50 %), а також обмежену кількість шкідливих домішок: не більше 0,030 % сірки та 0,030 % фосфору.

Структура швидкорізальних сталей у рівноважному стані (після відпалу) є сорбіто-бейнітною або перлітною з великою кількістю карбідів, що рівномірно розподілені в матриці. Основний тип карбіду – складний карбід типу M_6C (де М – переважно W та Mo) та MC (де М – переважно V). Карбіди хрому типу $M_{23}C_6$ при нагріванні розчиняються в аустеніті значно легше, ніж карбіди вольфраму та молібдену, що забезпечує насичення матриці хромом при гартуванні [2].

Незважаючи на відмінності в хімічному складі, всі швидкорізальні сталі об'єднує ряд спільних вимог:

– мінімальна карбідна неоднорідність злитка, яка є наслідком ліквації при кристалізації; – мінімальна кількість неметалічних включень (оксидних, сульфідних); – відсутність макродефектів – пор, тріщин, раковин; – рівномірний розподіл легуючих елементів у перетині злитка.

Виконання цих вимог значною мірою залежить від технології виплавки – зокрема, від способу введення легуючих елементів і якості розкислення.

Рисунок 1.1 ілюструє типову мікроструктуру швидкорізальної сталі Р6М5 після відпалу та після гартування і відпустки. Характерна риса відпаленого стану – карбідна сітка по границях зерен та скупчення карбідів в об'ємі зерна. Після термічної обробки (гартування від 1210–1230 °С, триразова відпустка при 550–560 °С) структура набуває дрібнодисперсного мартенситного характеру з рівномірно розподіленими залишковими карбідами.

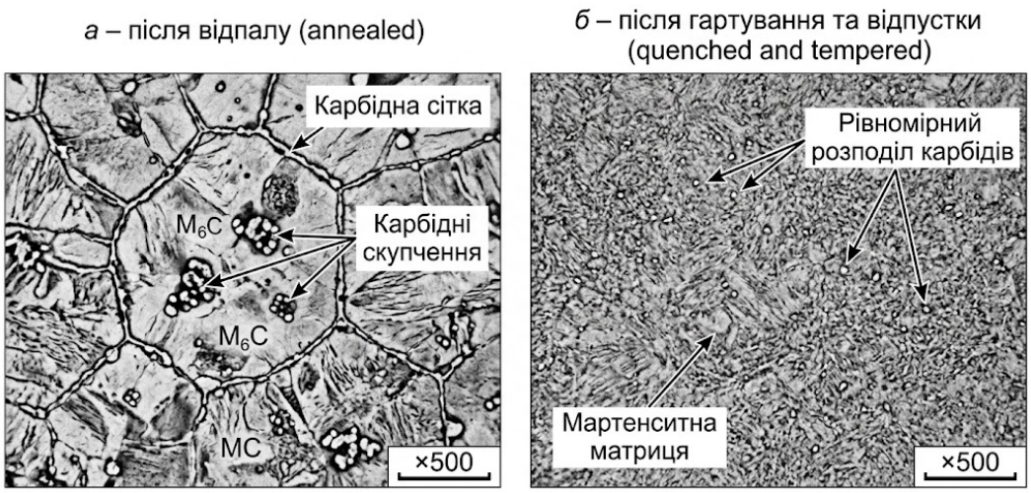


Рисунок 1.1 – Мікроструктура сталі Р6М5: а – після відпалу; б – після гартування та відпустки, ×500

Важливою характеристикою швидкорізальних сталей є їх карбідна неоднорідність, яка виникає внаслідок ліквації легуючих елементів у процесі кристалізації злитка. Ступінь карбідної неоднорідності суттєво впливає на механічні властивості готового інструменту – зокрема, на його міцність при вигині та опір крихкому руйнуванню. Відповідно до ГОСТ 19265-73, карбідна неоднорідність оцінюється за шкалою від 1 до 10 балів і нормується залежно від діаметру або товщини прокату. Для прутків діаметром до 30 мм допускається не більше 3–4 балів, тоді як для великих перетинів – до 7–8 балів. Зменшення карбідної неоднорідності досягається збільшенням ступеня деформації при гарячій прокатці або куванні, а також застосуванням методів електрошлакового переплаву.

Роль кожного легуючого елемента у формуванні властивостей швидкорізальних сталей є строго визначеною і взаємообумовленою. Вольфрам і молібден є головними карбідоутворюючими елементами, що формують карбіди типу M_6C, які повільно розчиняються в аустеніті при нагріванні та забезпечують основну теплостійкість матриці після гартування. Хром у кількості 3,8–4,4 % необхідний насамперед для підвищення прогартовуваності сталі – завдяки уповільненню перлітного перетворення при охолодженні. Ванадій, утворюючи надтверді карбіди MC, підвищує зносостійкість ріжучої

кромки, але одночасно погіршує шліфованість інструменту, що є одним із технологічних обмежень при збільшенні його вмісту понад 3–4 %. Кобальт, що не утворює власних карбідів, розчиняється у матриці і підвищує теплостійкість за рахунок гальмування дифузійних процесів при відпустці.

Вуглець у швидкорізальних сталях виконує подвійну функцію: частина його зв'язується з карбідоутворюючими елементами у карбідну фазу, а решта розчиняється в мартенситній матриці, забезпечуючи її твердість після гартування. Баланс вуглецю в сталі має бути ретельно витриманим – його надлишок призводить до формування надмірної кількості карбідів і зниження в'язкості, тоді як нестача не дозволяє повністю реалізувати потенціал легуючих елементів. Саме тому вміст вуглецю в різних марках корелює з сумарним вмістом карбідоутворювачів: у кобальтовмісних сталях типу Р9М4К8 вміст вуглецю перевищує 1,0 %, що забезпечує утворення достатньої кількості карбідної фази при підвищеному легуванні.

Окрему групу становлять порошкові швидкорізальні сталі, отримані методом порошкової металургії. На відміну від литих сталей, порошкові аналоги характеризуються практично повною відсутністю карбідної неоднорідності, рівномірним розподілом дрібнодисперсних карбідів і підвищеною міцністю при вигині. Це дозволяє суттєво збільшити вміст ванадію (до 5–10 %) та інших карбідоутворюючих елементів без погіршення оброблюваності, що є неможливим у традиційній металургії злитка. Порошкові сталі типу ASP 23, ASP 30 (виробництво Erasteel) або вітчизняні аналоги використовуються для виготовлення інструменту, що працює в особливо важких умовах різання.

Термічна обробка швидкорізальних сталей є складним багатоетапним процесом, що визначає кінцевий рівень властивостей інструменту. Відпал проводиться при температурах 840–870 °С з повільним охолодженням і призначений для зниження твердості перед механічною обробкою до рівня 207–255 НВ. Гартування здійснюється від значно вищих температур – 1210–1290 °С залежно від марки – що необхідно для максимального розчинення

карбідів і насичення аустеніту легуючими елементами. Охолодження проводиться в маслі або в розплавлених солях з витримкою при 450–550 °C для зменшення термічних напружень. Відпустка виконується триразово при 550–570 °C тривалістю по 1 годині, що забезпечує перетворення залишкового аустеніту і дисперсійне твердіння матриці [3, с. 412–415].

Перспективним напрямом розвитку швидкорізальних сталей є створення економнолегованих марок зі зниженим вмістом дефіцитних елементів – вольфраму та кобальту – при збереженні або навіть підвищенні ріжучих властивостей. Досягається це за рахунок оптимізації співвідношення W:Mo, мікролегування азотом, ніобієм і рідкісноземельними металами, а також вдосконалення технологій термічної обробки. Застосування покриттів з нітриду титану (TiN), нітриду титано-алюмінію (TiAlN) та інших сполук методом фізичного осадження з парової фази (PVD) дозволяє суттєво підвищити стійкість інструменту зі стандартних марок сталей, знижуючи потребу у використанні дорогих кобальтовмісних або порошкових варіантів.

1.2 Роль легуючих елементів у формуванні структури та властивостей швидкорізальних сталей

Вольфрам є основним легуючим елементом у більшості марок швидкорізальних сталей. Він утворює тугоплавкі карбіди типу W_2C та WC, а також входить до складу складних карбідів M_6C, де разом з W присутні Mo, Fe, Cr та V. Наявність карбідів вольфраму забезпечує збереження твердості сталі при нагріванні – тобто основний ефект теплостійкості. При вмісті вольфраму понад 6 % спостерігається значний карбідоутворюючий ефект: більша частина вуглецю зв'язується у карбіди, що знижує кількість вуглецю в матриці та підвищує мартенситну точку.

При нагріванні під гартування карбіди вольфраму поступово розчиняються в аустеніті, насичуючи його вольфрамом. Ступінь розчинення карбідів при стандартних температурах гартування (1200–1280 °C) не

перевищує 30–40 % від загальної їх кількості; решта залишається у нерозчиненому стані й гальмує ріст зерна аустеніту. Зменшення кількості вольфраму в сталі, яке досягається частковим заміщенням його молібденом, не погіршує теплостійкості, але робить сталь більш чутливою до зневуглецювання при нагріванні.

Молібден у фізико-хімічному відношенні дуже близький до вольфраму: він також утворює карбіди типу Mo_2C та MoC і входить до складних карбідів M_6C. Ефективність молібдену щодо підвищення теплостійкості приблизно вдвічі вища, ніж вольфраму (в розрахунку на рівну масову частку), що дозволяє замінювати 2 % W на 1 % Mo без погіршення ріжучих властивостей. Молібден знижує температуру плавлення сталі, підвищує її в'язкість і здатність до гарячої деформації. При вмісті Mo понад 5 % у сталях із низьким вмістом W зростає схильність до зневуглецювання та утворення гарячих тріщин при прокатці.

Ванадій – найсильніший карбідоутворювач серед легуючих елементів швидкорізальних сталей. Він утворює карбід VC (а точніше – карбонітриди V(C,N)), що характеризуються виключно високою твердістю (до 2800 HV) і тугоплавкістю (температура плавлення VC ≈ 2810 °C). Завдяки цьому навіть невелика кількість VC суттєво підвищує зносостійкість ріжучої кромки. Крім того, нерозчинені при гартуванні карбіди VC ефективно гальмують ріст зерна аустеніту.

Однак ванадій є і найскладнішим для технологічного забезпечення елементом: через високу спорідненість до кисню він легко окислюється в процесі плавки, а його засвоєння із феросплавів суттєво залежить від ступеня окислення металу. Це пред'являє підвищені вимоги до організації процесу легування і розкислення при виплавці ванадійвмісних швидкорізальних сталей.

Хром у концентраціях 3,8–4,4 % виконує кілька важливих функцій. По-перше, він підвищує прокалюваність сталі, що особливо важливо для інструменту великих перерізів. По-друге, карбіди хрому $M_{23}C_6$ легко

розчиняються в аустеніті при гартуванні, насичуючи матрицю хромом і підвищуючи її стійкість до відпустки. По-третє, хром покращує опір окисленню при нагріванні. Вміст хрому вище 4,5 % небажаний, оскільки збільшення кількості залишкового аустеніту після гартування знижує твердість після відпустки [4, с. 112–118].

Кобальт не утворює власних карбідів у звичайних умовах, проте суттєво підвищує теплостійкість сталі шляхом зміцнення твердого розчину. Він підвищує температуру розпаду мартенситу при відпустці, що дозволяє застосовувати більш високу температуру відпустки і досягати більш повного усунення залишкового аустеніту. Кобальтові сталі (типу Р6М5К5, Р9М4К8) використовуються для обробки жаропроцних і важкооброблюваних матеріалів. Вплив основних легуючих елементів на властивості швидкорізальних сталей систематизовано в таблиці 1.2.

Таблиця 1.2 – Вплив легуючих елементів на властивості швидкорізальних сталей

Елемент	**Тип карбіду**	**Теплостійкість**	**Зносостійкість**	**Прокалюваність**	**В'язкість**	**Технологічність**
W	M_6C, WC	↑↑	↑↑	↑	↓	середня
Mo	M_6C, Mo_2C	↑↑	↑	↑↑	↑	знижена
V	VC	↑	↑↑↑	↓	нейтральний	складна
Cr	$M_{23}C_6$	↑	↑	↑↑↑	↑	добра
Co	–	↑↑	↑	нейтральний	↓	задовільна

Взаємодія між легуючими елементами в системі W–Mo–V–Cr–C визначається конкуренцією за вуглець. Елементи розміщуються у ряд спорідненості до вуглецю в такому порядку: V > Mo ≈ W > Cr > Fe. Це означає, що при недостатній кількості вуглецю переважно утворюються карбіди ванадію та молібдену, тоді як утворення карбідів хрому пригнічується. Тому у

швидкорізальних сталях підтримують суворий баланс між вмістом вуглецю та сумарним вмістом карбідоутворюючих елементів.

Азот є елементом, роль якого у швидкорізальних сталях тривалий час недооцінювалась, однак сучасні дослідження підтвердили його суттєвий вплив на структуру та властивості. Азот має сильну спорідненість до ванадію і частково до молібдену, утворюючи карбонітриди типу V(C,N), що є термодинамічно стійкішими, ніж чисті карбіди VC. Присутність азоту в кількості 0,03–0,08 % сприяє подрібненню зерна аустеніту при нагріванні під гартування, оскільки дрібнодисперсні карбонітридні частинки ефективніше гальмують ріст зерна порівняно з карбідами. Мікролегування азотом застосовується переважно в порошкових і електрошлакових швидкорізальних сталях, де рівномірний розподіл цього елемента може бути забезпечений технологічно.

Кремній і марганець, що присутні у швидкорізальних сталях у кількості 0,2–0,5 % кожний, традиційно розглядаються як технологічні домішки, що вводяться для розкислення. Проте їх вплив на властивості не є нейтральним. Кремній підвищує активність вуглецю в аустеніті, що сприяє більш повному насиченню матриці вуглецем при гартуванні, але одночасно посилює схильність до зневуглецювання поверхні при нагріванні. Марганець стабілізує аустеніт і знижує температуру його мартенситного перетворення, що при підвищеному вмісті може збільшувати кількість залишкового аустеніту після гартування. Тому верхня межа вмісту обох елементів у стандартних марках обмежена значенням 0,5 %, а у ряді спеціальних марок – 0,4 %.

Ніобій є перспективним мікролегуючим елементом для швидкорізальних сталей, що привертає увагу дослідників завдяки здатності утворювати надтверді карбіди NbC з температурою плавлення близько 3500 °C. За спорідненістю до вуглецю ніобій перевищує ванадій, тому навіть незначні його добавки (0,1–0,3 %) суттєво впливають на розподіл вуглецю між фазами. Часткова заміна ванадію ніобієм дозволяє отримати більш дрібнозернисту карбідну структуру без погіршення теплостійкості. Водночас

висока тугоплавкість карбідів ніобію ускладнює їх розчинення при гартуванні, що вимагає ретельного підбору температурно-часових параметрів термічної обробки.

Взаємодія кобальту з іншими легуючими елементами має складний і не завжди очевидний характер. Кобальт підвищує розчинність карбідів у аустеніті при нагріванні, що дозволяє більш повно насичувати матрицю вольфрамом і молібденом навіть при стандартних температурах гартування. Разом з тим він підвищує температуру перетворення аустеніту на мартенсит (точку Мн), що є позитивним ефектом з точки зору зменшення кількості залишкового аустеніту. Проте кобальт знижує теплопровідність сталі, що призводить до збільшення термічних напружень при різких змінах температури у процесі експлуатації інструменту. Саме тому кобальтові марки рекомендуються переважно для чистового і напівчистового різання з відносно стабільним тепловим режимом [1, с. 48–62].

Нерівноважний розподіл легуючих елементів у реальному злитку швидкорізальної сталі суттєво відрізняється від теоретичного рівноважного стану, описуваного фазовими діаграмами. В процесі первинної кристалізації виникає дендритна ліквація: центри дендритів збагачуються на елементи з більшим коефіцієнтом розподілу (зокрема, W і Mo), тоді як міждендритні простори збагачуються на вуглець і хром. Це призводить до утворення масивних евтектичних карбідів по границях первинних зерен, які важко піддаються подрібненню при подальшій деформації. Ступінь ліквації зростає зі збільшенням розмірів злитка, тому у великих злитках (понад 500 кг) карбідна неоднорідність принципово вища, ніж у дрібних. Застосування методів швидкого тверднення – розпилення, направленої кристалізації або порошкової металургії – дозволяє практично повністю усунути дендритну ліквацію.

Сучасні підходи до легування швидкорізальних сталей все більше спираються на методи комп'ютерного термодинамічного моделювання з використанням баз даних типу CALPHAD. Ці методи дозволяють розраховувати рівноважний фазовий склад при будь-якій температурі,

прогнозувати кількість і склад карбідних фаз, оцінювати температурний інтервал гартування та визначати оптимальний хімічний склад ще на стадії проектування марки. Зокрема, моделювання системи Fe–W–Mo–V–Cr–C показує, що оптимальне співвідношення W:Mo для досягнення максимальної теплостійкості при мінімальній карбідній неоднорідності знаходиться в діапазоні 1,2–1,8, що відповідає складу сталей типу Р6М5 та її модифікацій. Впровадження термодинамічного моделювання в практику металургійних підприємств дозволяє скорочувати обсяг дослідних плавок і прискорювати розробку нових економнолегованих марок.

1.3 Механізм розкислення сталі. Особливості розкислення високолегованих інструментальних сталей

Розкислення сталі – це процес видалення розчиненого кисню із рідкого металу шляхом введення елементів, що мають більшу спорідненість до кисню, ніж залізо. Надмірний вміст кисню у сталі призводить до утворення оксидних неметалічних включень, пористості, знижує механічні властивості та пластичність готового металу.

Термодинамічна оцінка розкислювальної здатності елементів базується на значеннях рівноважної концентрації кисню в сталі при температурі 1600 °C. Ряд розкислювачів у порядку зростання ефективності має вигляд: Mn → Si → V → Ti → Al → Zr → Ca → Mg. Зі сказаного випливає, що марганець є слабким розкислювачем, тоді як алюміній, титан і особливо кальцій – дуже сильними.

У практиці виплавки швидкорізальних сталей розкислення є особливо відповідальною операцією. По-перше, ці сталі містять ванадій – елемент, що має помірну розкислювальну здатність. Ванадій легко окислюється в процесі плавки і переходить у шлак у вигляді V_2O_3 та V_2O_5. Відновлення ванадію із шлаку залежить від ступеня окислення металу і шлаку: чим менший вміст FeO у шлаку, тим повніше відновлюється ванадій в метал.

По-друге, кремній і марганець, що традиційно використовуються як розкислювачі звичайних сталей, у даному випадку присутні у металі у відносно невеликих кількостях і не можуть забезпечити глибокого розкислення. Тому для швидкорізальних сталей застосовують більш сильні розкислювачі – алюміній, кальцій – або їх комбінації [9, с. 78–95].

Механізм розкислення алюмінієм описується реакцією:

$$2[Al] + 3[O] = (Al_2O_3), \Delta G° = -1\,195\,000 + 389T \text{ Дж/моль} \quad (1.1)$$

Стандартна рівноважна константа цієї реакції при температурі 1600 °С дорівнює:

$$lg\ Kp = 62\,370/T - 20{,}3 \quad (1.2)$$

Концентраційна константа рівноваги реакції (1.1):

$$K = [\%\,Al]^2 \cdot [\%\,O]^3 = 10^{-14} \text{ при } 1600\ °C \quad (1.3)$$

Це означає, що при введенні 0,05 % Al рівноважна концентрація кисню складе лише 0,001–0,002 %, що відповідає вимогам до інструментальних сталей. Однак оксиди алюмінію утворюють тверді включення корундового типу, які важко видаляються з металу і можуть погіршувати поверхню ріжучої кромки. Тому алюміній застосовується в обмежених кількостях (0,02–0,04 %).

Кремній розкислює сталь за реакцією:

$$[Si] + 2[O] = (SiO_2), \Delta G° = -594\,000 + 230T \text{ Дж/моль} \quad (1.4)$$

Кремнезем, що утворюється, відносно легко флотує в шлак, оскільки має меншу густину і більшу рідинність, ніж Al_2O_3. Продукти розкислення кремнієм утворюють рідкі шлакові включення, що мають хорошу змочуваність з металом і порівняно легко видаляються.

При сумісному розкисленні кремнієм і алюмінієм утворюються алюмосилікатні включення, що займають проміжне положення між чистими Al_2O_3 та SiO_2 за твердістю та температурою плавлення. Такі включення більш нейтральні щодо властивостей сталі, ніж чистий Al_2O_3.

Особливості розкислення швидкорізальних сталей зумовлені ще й тим, що ці сталі виплавляються у відносно невеликих електропечах із кислою або нейтральною футеровкою. Кислий шлак активно взаємодіє з металом,

повертаючи в нього продукти окислення, тому розкислення під кислим шлаком менш ефективне, ніж під основним. Для поліпшення умов розкислення та зниження вмісту шкідливих домішок практикують позапічну обробку металу у ковші.

Позапічна обробка металу є невід'ємною складовою сучасної технології виплавки швидкорізальних сталей і дозволяє суттєво підвищити ефективність розкислення порівняно з традиційними піччними методами. Основними методами позапічної обробки є вакуумування, продування інертним газом (аргоном) та введення порошкоподібних реагентів у потік металу. Вакуумування рідкого металу у ковші знижує парціальний тиск кисню над розплавом, що термодинамічно сприяє переходу розчиненого кисню у газову фазу у вигляді CO. При цьому реакція [C] + [O] = {CO} стає ефективним інструментом глибокого розкислення без введення сторонніх елементів, що особливо важливо для інструментальних сталей, чутливих до неметалічних включень будь-якої природи.

Продування металу аргоном у ковші виконує кілька функцій одночасно. По-перше, барботаж аргону перемішує метал і вирівнює температуру та хімічний склад по перерізу ковша. По-друге, пухирці аргону є зародками для коагуляції дрібнодисперсних оксидних включень, які укрупнюються і спливають на поверхню металу, переходячи у шлак. По-третє, розбавлення газової фази над металом аргоном знижує ефективний парціальний тиск кисню і сприяє додатковому розкисленню. Тривалість продування аргоном для швидкорізальних сталей зазвичай становить 10–20 хвилин при витраті газу 0,5–2,0 нл/(хв·т), після чого вміст кисню може знижуватись до рівня 0,002–0,005 % [10, с. 187–195].

Введення кальцію як розкислювача у швидкорізальні сталі пов'язане з певними технологічними труднощами, зумовленими його низькою температурою кипіння (близько 1484 °C) та надзвичайно високою спорідненістю до кисню і сірки. Через низьку розчинність кальцію в рідкому залізі при температурах сталеплавильного процесу його вводять у вигляді

порошкового дроту з кальцієм або силікокальцієм (SiCa) методом вдування у занурений метал, що забезпечує достатній час контакту реагенту з розплавом до його випаровування. Кальцій не лише розкислює метал, але й модифікує оксидні і сульфідні включення, перетворюючи тверді корундові включення Al_2O_3 на більш м'які алюмінати кальцію типу $CaO \cdot Al_2O_3$ або $12CaO \cdot 7Al_2O_3$, що мають нижчу температуру плавлення і краще видаляються у шлак.

Сірка, як і кисень, є шкідливою домішкою у швидкорізальних сталях, і процеси десульфурації тісно пов'язані з розкисленням. У добре розкисленому металі активність кисню низька, що термодинамічно сприяє перерозподілу сірки між металом і шлаком на користь шлаку. Зворотний зв'язок між розкисленням і десульфурацією пояснюється конкуренцією кисню і сірки за активні центри на поверхні розподілу метал–шлак. Введення кальцію або рідкісноземельних металів (церію, лантану) дозволяє одночасно видаляти і кисень, і сірку, утворюючи змішані оксисульфідні включення, що мають значно менший негативний вплив на властивості сталі порівняно з роздільними оксидними і сульфідними фазами.

Розкислення ванадієм у системі швидкорізальних сталей є мимовільним побічним процесом, що відбувається поряд із основними реакціями розкислення. Оскільки ванадій вводиться у великих кількостях (до 2–3 %) саме як легуючий елемент, він неминуче бере участь у зв'язуванні кисню, особливо на початку процесу легування, коли кількість більш сильних розкислювачів ще недостатня. Продуктом окислення ванадію є V_2O_3, що розчиняється у шлаку, тому частина введеного ванадію незворотно переходить у шлакову фазу. Втрати ванадію при виплавці можуть становити 5–15 % від введеної кількості залежно від ступеня окисленості металу. Для мінімізації цих втрат ванадій рекомендується вводити після попереднього розкислення металу алюмінієм або кремнієм, коли активність кисню вже знижена до прийнятного рівня [12, с. 134–140].

Контроль ефективності розкислення у виробничих умовах здійснюється кількома методами. Традиційним є визначення загального вмісту кисню в

металі вакуум-плавильним методом або методом відновлювальної екстракції у потоці інертного газу. Сучасніші підходи передбачають використання занурювальних електрохімічних датчиків активності кисню типу EMF-зонд, що дозволяють отримувати результат у режимі реального часу безпосередньо у ковші або жолобі. Непрямим показником якості розкислення є кількість, розмір і морфологія неметалічних включень, що визначаються металографічно на шліфах готового прокату відповідно до ГОСТ 1778-70. Для швидкорізальних сталей вищої категорії якості регламентується не лише загальний бал включень, а й тип їх морфології – перевагу надають глобулярним включенням над рядковими, оскільки останні є концентраторами напружень і знижують міцність ріжучого інструменту при переривчастому різанні.

1.4 Сучасні способи легування та введення легуючих елементів у швидкорізальні сталі

Традиційна технологія легування швидкорізальних сталей передбачає введення феросплавів – феровольфраму, феромолібдену, феровanадію, феррохрому – безпосередньо у піч або у ківш при випуску плавки. Цей спосіб є технологічно простим, але має ряд суттєвих недоліків.

Феровольфрам (ФВ) містить 70–80 % W і вводиться у піч на початку плавки через його високу температуру плавлення (1620–1660 °C). Засвоєння вольфраму при цьому становить 95–98 %, проте тривалий час перебування при підвищених температурах призводить до окислення інших елементів. Хімічний склад феровольфраму наведено у таблиці 1.3 [5, с. 87–93].

Таблиця 1.3 – Хімічний склад феровольфраму відповідно до ГОСТ 17293-93

Марка	**W, %**	**Mo, %**	**Si, %**	**C, %**	**S, %**	**P, %**
ФВ80	75–85	не більше 1,0	не більше 0,6	не більше 0,5	не більше 0,06	не більше 0,04

Продовження таблиці 1.3

ФВ70	65–75	не більше 1,0	не більше 0,8	не більше 0,7	не більше 0,07	не більше 0,05

Феромолібден (ФМо) вводять, як правило, у середині або наприкінці окислювального періоду. Засвоєння молібдену становить 96–99 %, оскільки при температурах сталеплавильного процесу молібден менш схильний до окислення, ніж вольфрам. Хімічний склад феромолібдену відповідно до ГОСТ 4759-91 наведено у таблиці 1.4.

Таблиця 1.4 – Хімічний склад феромолібдену відповідно до ГОСТ 4759-91

Марка	**Mo, %**	**Si, %**	**C, %**	**S, %**	**P, %**	**Cu, %**
ФМо60	55–65	не більше 1,0	не більше 0,10	не більше 0,08	не більше 0,05	не більше 0,50
ФМо50	48–56	не більше 1,5	не більше 0,15	не більше 0,10	не більше 0,05	не більше 0,50

Ферованадій (ФВд) вводять у відновлювальному періоді або у ківш, оскільки ванадій легко окислюється. Засвоєння ванадію при введенні у піч становить лише 80–90 %, а при введенні у ківш під основний шлак може зростати до 92–95 %. Хімічний склад ферованадію наведено у таблиці 1.5 [5].

Таблиця 1.5 – Хімічний склад ферованадію відповідно до ГОСТ 27130-94

Марка	**V, %**	**Si, %**	**Al, %**	**C, %**	**S, %**	**P, %**
ФВд50	48–60	не більше 2,0	не більше 0,3	не більше 0,5	не більше 0,02	не більше 0,07
ФВд40	35–48	не більше 2,0	не більше 0,5	не більше 0,75	не більше 0,05	не більше 0,10

Феррохром (ФХ) характеризується відносно низьким засвоєнням (88–92 %) через утворення тугоплавкого Cr_2O_3. Особливо проблематичним є введення феррохрому у кислих печах через утворення на поверхні кусків стійкої

оксидної плівки, що уповільнює розплавлення. Лігатури, що містять хром разом з кремнієм (силікохром), засвоюються значно краще.

Альтернативою традиційним феросплавам є застосування лігатур – багатокомпонентних сплавів, що містять одночасно кілька легуючих елементів. Використання лігатур дозволяє скоротити кількість присадок, зменшити теплові витрати на розплавлення тугоплавких феросплавів і підвищити рівномірність розподілу елементів у металі. Особливо ефективними є лігатури, які поряд з легуючими елементами містять розкислювачі (Si, Al) – у цьому випадку досягається одночасне легування та розкислення металу.

У вітчизняній та зарубіжній практиці застосовуються екзотермічні суміші для введення легуючих елементів. Принцип їх дії полягає в тому, що при взаємодії відновника (Si, Al) з оксидами легуючих елементів виділяється значна кількість тепла, що полегшує засвоєння тугоплавких компонентів і підвищує швидкість відновлення. Такий підхід дозволяє застосовувати для легування більш дешеві оксидні матеріали (концентрати, шлаки) замість дорогих металевих феросплавів [6].

Порошковий дріт є одним із найбільш прогресивних засобів введення легуючих елементів і розкислювачів у рідкий метал на етапі позапічної обробки. Він являє собою металеву оболонку із низьковуглецевої сталі, заповнену порошкоподібним наповнювачем – феросплавом, чистим металом або їх сумішшю. Введення порошкового дроту здійснюється спеціальними трайб-апаратами із регульованою швидкістю подачі, що дозволяє точно дозувати кількість реагенту. Головна перевага цього методу полягає в тому, що оболонка захищає наповнювач від контакту з атмосферою і шлаком до моменту занурення у метал на задану глибину, що забезпечує значно вищий ступінь засвоєння порівняно з поверхневим введенням. Для ванадію засвоєння при введенні порошковим дротом може досягати 96–98 %, тоді як при традиційному введенні феросплавів у піч цей показник рідко перевищує 85–90 %.

Метод вдування порошкоподібних феросплавів у потоці аргону або азоту через занурювальну фурму є ефективною альтернативою введенню кускових матеріалів. При цьому способі дрібнодисперсні частинки феросплаву розподіляються безпосередньо в об'ємі металу, що забезпечує розвинену поверхню контакту і прискорює розчинення легуючих елементів. Особливо доцільним цей метод є для введення феромолібдену і феровanадію, оскільки їх дрібнодисперсні фракції розчиняються значно швидше порівняно з кусковими аналогами. Крім того, барботаж несучого газу одночасно сприяє перемішуванню металу і видаленню неметалічних включень, що є додатковим технологічним ефектом. Недоліком методу є підвищений пиловинос і необхідність застосування газоочисного обладнання.

Застосування оксидних форм легуючих елементів – вольфрамового ангідриду WO_3, молібденового ангідриду MoO_3 та пентоксиду ванадію V_2O_5 – є економічно привабливим напрямом, оскільки оксиди значно дешевші за відповідні феросплави. Відновлення оксидів відбувається за рахунок вуглецю і кремнію, розчинених у металі, а також за рахунок спеціально введених відновників. При введенні MoO_3 безпосередньо у піч засвоєння молібдену досягає 93–97 %, що є цілком прийнятним показником. Для V_2O_5 ситуація складніша: пентоксид ванадію є нестабільним при температурах сталеплавильного процесу і легко переходить у шлак, тому його рекомендується вводити у добре розкислений метал у ковші. Використання оксидних матеріалів вимагає ретельного контролю балансу вуглецю і кисню у ванні, оскільки відновлення оксидів супроводжується виділенням кисню, що може погіршити чистоту металу за неметалічними включеннями [7].

Лігатури на основі системи W–Mo–Fe є перспективним матеріалом для одночасного введення двох основних карбідоутворюючих елементів швидкорізальних сталей. Такі лігатури отримують електротермічним відновленням суміші вольфрамового і молібденового концентратів у присутності залізовмісних матеріалів. Їх хімічний склад може варіюватись у широких межах залежно від цільового співвідношення W:Mo у готовій сталі.

Порівняно з роздільним введенням феровольфраму і феромолібдену, застосування комплексної лігатури дозволяє скоротити тривалість плавки на 15–20 хвилин і знизити питому витрату електроенергії на 3–5 % завдяки скороченню кількості завантажувальних операцій і більш рівномірному тепловому режиму плавки. Додатковою перевагою є знижений вміст домішок міді і олова, характерних для ряду марок феромолібдену, що особливо актуально для виплавки інструментальних сталей підвищеної якості.

Рідкісноземельні метали (РЗМ) – церій, лантан та їх суміші у вигляді мішметалу – використовуються як модифікатори при виплавці швидкорізальних сталей у відносно невеликих кількостях (0,02–0,10 %). Незважаючи на те що РЗМ не є легуючими елементами у традиційному розумінні, їх вплив на структуру і властивості сталі є значним. Церій і лантан мають виключно високу спорідненість до кисню і сірки, тому вони ефективно зв'язують ці елементи у стабільні оксисульфідні сполуки типу Ce_2O_2S, що мають глобулярну форму і є значно менш шкідливими, ніж рядкові сульфіди MnS. Крім того, РЗМ адсорбуються на поверхні зростаючих карбідних кристалів при кристалізації, що сприяє подрібненню первинних карбідів і зниженню карбідної неоднорідності злитка. Вводити РЗМ слід у добре розкислений метал у ківш безпосередньо перед розливкою, оскільки їх висока активність призводить до швидкого вигару при тривалому контакті з окисленим металом або шлаком [13, с. 380–392].

Автоматизація процесів легування є важливим напрямом підвищення якості швидкорізальних сталей в умовах сучасного виробництва. Сучасні системи автоматичного керування плавкою інтегрують дані хімічного аналізу металу (отримані методом оптично-емісійної спектрометрії протягом 1–2 хвилин після відбору проби) з математичними моделями засвоєння легуючих елементів і автоматично розраховують необхідні присадки феросплавів. Такі системи дозволяють скорочувати відхилення фактичного хімічного складу від цільового до ±0,05 % для вольфраму і молібдену та ±0,03 % для ванадію, тоді як при ручному керуванні ці відхилення можуть досягати ±0,15–0,20 %.

Впровадження автоматизованих систем легування на підприємствах, що спеціалізуються на виплавці інструментальних сталей, дозволяє не лише підвищити стабільність хімічного складу, а й знизити питому витрату дорогих феросплавів на 3–7 % за рахунок точнішого дозування і мінімізації перевитрат на компенсацію можливих відхилень.

1.5 Переваги та недоліки використання комплексних сплавів для одночасного легування та розкислення

Комплексні сплави для одночасного легування та розкислення являють собою матеріали, що містять у своєму складі поряд з легуючими елементами (W, Mo, V, Cr) також елементи-розкислювачі (Si, Al, Mn). При їх введенні у рідку сталь відбувається синхронне насичення металу легуючими елементами та видалення розчиненого кисню.

Перевагами таких сплавів є:

– скорочення кількості технологічних операцій і тривалості плавки; – зниження загальних втрат легуючих елементів через окислення; – більш рівномірний розподіл легуючих елементів у металі завдяки одночасному введенню; – можливість застосування більш дешевої оксидної або шлакової сировини, що містить легуючі елементи; – зниження вмісту неметалічних включень у металі за рахунок ефективного розкислення; – екзотермічний ефект від реакцій відновлення дозволяє економити електроенергію.

Недоліки комплексних сплавів:

– складність виплавки сплавів на основі тугоплавких металів через значні відмінності у температурах плавлення компонентів; – необхідність ретельного контролю складу шихти для забезпечення стабільного хімічного складу сплаву; – ризик утворення великої кількості оксидних включень у разі надмірної кількості розкислювача або при неоптимальних умовах введення; – деякі комплексні сплави можуть бути небезпечними при зберіганні та

транспортуванні (наприклад, сплави, що містять кальцій або магній) [10, с. 205–212].

Вибір оптимального складу комплексного сплаву визначається конкретним складом сталі, що виплавляється, особливостями агрегату, що використовується, і вимогами до якості готового металу.

Термодинамічний аналіз процесів, що відбуваються при введенні комплексних сплавів у рідку сталь, свідчить про те, що послідовність реакцій розкислення і легування визначається відносними спорідненостями елементів до кисню. У момент контакту комплексного сплаву з металом першими реагують з розчиненим киснем найактивніші компоненти – алюміній і кремній, що забезпечує зниження активності кисню ще до початку інтенсивного розчинення легуючих елементів. Завдяки цьому вольфрам, молібден і ванадій потрапляють у середовище з вже зниженою окисленістю, що суттєво зменшує їх вигар порівняно з роздільним введенням. Цей ефект є найбільш вираженим при введенні комплексного сплаву у вигляді компактних шматків, а не порошку, оскільки поступове розчинення шматка дозволяє підтримувати локально відновлювальне середовище протягом тривалішого часу.

Гранулометричний склад комплексних сплавів суттєво впливає на ефективність їх засвоєння і рівномірність розподілу елементів у металі. Надто дрібні фракції (менше 5 мм) мають схильність до вигорання на поверхні металу або у шлаку, не встигаючи заглибитись у розплав. Надто великі шматки (більше 80–100 мм), навпаки, розчиняються повільно і можуть створювати локальні зони збагачення легуючими елементами, що погіршує рівномірність хімічного складу плавки. Оптимальний розмір шматків для більшості комплексних сплавів знаходиться у діапазоні 20–60 мм, що забезпечує компроміс між швидкістю розчинення і глибиною занурення у метал. При введенні у ківш під час випуску плавки рекомендується фракція 10–40 мм, оскільки турбулентний потік металу при наповненні ковша забезпечує інтенсивне перемішування і прискорює розчинення.

Економічна доцільність застосування комплексних сплавів визначається не лише прямими витратами на їх придбання, але й сукупністю непрямих ефектів, які важко оцінити в рамках простого порівняння цін на одиницю легуючого елемента. До таких ефектів належать скорочення тривалості плавки, зниження питомої витрати електроенергії, зменшення зносу футеровки печі через скорочення часу при високих температурах, а також підвищення виходу придатного металу внаслідок покращення чистоти за неметалічними включеннями. За даними ряду вітчизняних підприємств, сукупний економічний ефект від переходу на комплексні сплави при виплавці швидкорізальних сталей може становити 8–15 % від загальної собівартості плавки, хоча ця цифра суттєво варіює залежно від масштабу виробництва і цінової кон'юнктури на феросплавному ринку.

Сумісність комплексних сплавів із різними типами плавильних агрегатів є важливим практичним аспектом, що визначає можливість їх застосування на конкретному підприємстві. В індукційних печах, де відсутнє інтенсивне перемішування дугою і шлакометалева взаємодія є обмеженою, комплексні сплави демонструють дещо нижче засвоєння легуючих елементів порівняно з дуговими печами. Це пов'язано з тим, що індукційне перемішування, хоча й забезпечує певну циркуляцію металу, не створює таких турбулентних потоків, які виникають при горінні електричної дуги. У дугових електропечах застосування комплексних сплавів є найбільш ефективним, особливо при введенні у ківш під час випуску – в цьому випадку енергія падаючого струменя металу забезпечує інтенсивне перемішування і максимальне засвоєння компонентів сплаву.

Стабільність хімічного складу комплексних сплавів від партії до партії є принциповою вимогою для їх застосування у виплавці інструментальних сталей. На відміну від виробництва конструкційних сталей, де допустимі відхилення за вмістом легуючих елементів відносно широкі, у швидкорізальних сталях вузькі марочні інтервали (наприклад, 4,8–5,3 % Mo у сталі Р6М5) вимагають відповідної стабільності розрахункових присадок.

Нестабільність складу комплексного сплаву безпосередньо переноситься на нестабільність хімічного складу готової сталі, що може призводити до браку або необхідності коригувальних присадок, нівелюючи переваги комплексного підходу. Тому виробники комплексних сплавів для інструментальних сталей зобов'язані забезпечувати допуск за вмістом основних компонентів не гірше ±1,5–2,0 % від номінального значення, що вимагає застосування суворого вхідного контролю сировини і стабільної технології виплавки самого сплаву [15, с. 740–748].

Перспективи розвитку комплексних сплавів для швидкорізальних сталей пов'язані насамперед із розширенням сировинної бази за рахунок використання вторинних матеріалів – відходів твердосплавного виробництва, шліфувальних шламів, відпрацьованого інструменту. Вольфрам і молібден є стратегічними металами з обмеженою первинною сировинною базою, тому рециклінг вольфрамовмісних відходів набуває дедалі більшого економічного і стратегічного значення. Технологія переробки вольфрамовмісних шламів і скрапу із отриманням комплексних лігатур типу W–Mo–Fe або W–Mo–V–Fe дозволяє повернути у виробничий цикл до 85–90 % вольфраму, що міститься у вторинній сировині. Розробка таких технологій ведеться як у вітчизняних науково-дослідних установах, так і провідними зарубіжними компаніями, і є одним із пріоритетних напрямів у галузі ресурсозбереження при виробництві інструментальних матеріалів.

1.6 Аналіз існуючих сплавів-розкислювачів та легуючих матеріалів для швидкорізальних сталей

На сьогодні у виробничій практиці застосовується ряд комплексних матеріалів, розроблених для виплавки швидкорізальних та інших інструментальних сталей. Огляд існуючих рішень дозволяє визначити напрями вдосконалення.

Силікомарганець (СМн) широко застосовується у якості комплексного розкислювача для звичайних конструкційних сталей, але для швидкорізальних неприйнятний через введення зайвого марганцю, який небажаний у складі останніх.

Кремнійванадієві лігатури типу ФВдС (відповідно до ТУ 14-5-100-78) є найбільш поширеним видом комплексних матеріалів для ванадійвмісних сталей. Вони містять 10–20 % V, 5–20 % Si та інші елементи. Кремній у складі лігатури виконує роль розкислювача, а ванадій – легуючого елементу. Проте ці матеріали не містять вольфраму та молібдену, тому не можуть бути використані для комплексного легування всіма основними елементами швидкорізальних сталей [5, с. 102–108].

Вольфрамо-молібденові лігатури ВМ-1 і ВМ-2, що розроблені спеціально для виплавки швидкорізальних сталей, містять W та Mo у співвідношенні, близькому до потрібного для сталей типу Р6М5. Однак ці матеріали не містять ванадію та розкислюючих компонентів. Типовий склад таких лігатур наведено у таблиці 1.6.

Таблиця 1.6 – Хімічний склад вольфрамо-молібденових лігатур

Марка	**W, %**	**Mo, %**	**Fe, %**	**C, %**	**Si, %**	**S, %**
ВМ-1	45–55	25–35	решта	не більше 0,10	не більше 0,50	не більше 0,05
ВМ-2	55–65	15–25	решта	не більше 0,10	не більше 0,50	не більше 0,05

Відходи виробництва твердих сплавів і швидкорізальних сталей являють собою цінну сировину для виробництва комплексних лігатур. Відходи у вигляді стружки, облою, бою інструменту містять W, Mo, V у концентраціях, близьких до вмісту у готовій сталі. При переплаві таких відходів з відновниками (Si, Al) можна отримати ефективні лігатури.

Матеріали на основі оксидів – концентрати вольфрамові (шеєліт $CaWO_4$, вольфраміт $(Fe,Mn)WO_4$), молібденові (молібденіт MoS_2, молібдат кальцію $CaMoO_4$), ванадієві шлаки – є найбільш дешевою сировиною для виробництва легуючих матеріалів. Технологія прямого відновлення цих матеріалів

силікотермічним або алюмотермічним методом дозволяє отримати комплексні сплави з мінімальними витратами. Характеристики основних оксидних матеріалів наведено у таблиці 1.7.

Таблиця 1.7 – Характеристики оксидних матеріалів для виробництва комплексних лігатур

Матеріал	**Основний компонент**	**Вміст W або Mo, %**	**Відновник**	**Метод отримання**
Шеєліт ($CaWO_4$)	72,3 % WO_3	до 52 % W	Si, Al	силіко- або алюмотермія
Молібдат Ca ($CaMoO_4$)	60,2 % MoO_3	до 43 % Mo	Si, Al	силіко- або алюмотермія
Ванадієвий шлак	13–25 % V_2O_5	до 15 % V	Si, C	силікотермія
Вольфраміт	$(Fe,Mn)WO_4$	до 55 % W	Si, Al	силіко- або алюмотермія

Окремої уваги заслуговують комплексні сплави системи W–Mo–V–Si, що поєднують у собі одразу три основні легуючі елементи швидкорізальних сталей разом із кремнієм як розкислювачем. Такі матеріали є логічним розвитком вольфрамо-молібденових лігатур типу ВМ-1 і ВМ-2 у напрямку повнішого охоплення потреб у легуванні за одну присадку. Їх отримують переважно силікотермічним відновленням суміші оксидів вольфраму, молібдену та ванадію у присутності залізокремнієвих відновників. Принципова складність виробництва таких сплавів полягає у значній різниці термодинамічних стабільностей оксидів компонентів: оксиди ванадію відновлюються кремнієм значно легше, ніж оксиди вольфраму, що потребує ретельного підбору температурного режиму і складу відновника для забезпечення повного і рівномірного відновлення всіх компонентів. Незважаючи на технологічну складність, такі сплави демонструють засвоєння вольфраму на рівні 94–97 %, молібдену 96–98 % та ванадію 90–94 %, що є цілком конкурентоспроможним показником [1, с. 172–178].

Кальційвмісні комплексні матеріали для виплавки швидкорізальних сталей є відносно новим напрямом, що активно розвивається в останні

десятиліття. Введення кальцію у складі комплексного сплаву, а не у вигляді окремої присадки силікокальцію, дозволяє рівномірніше розподілити його по об'єму металу і знизити локальні концентрації, при яких можливе утворення великих кальцієвих включень. Вміст кальцію у таких матеріалах зазвичай не перевищує 1,5–3,0 %, що є достатнім для модифікування оксидних включень без ризику пересичення металу. Технологічною проблемою є нестабільність кальцієвмісних сплавів при зберіганні: кальцій реагує з вологою повітря, утворюючи гідроксид $Ca(OH)_2$, що призводить до розсипання матеріалу у порошок і зниження його засвоєння. Тому такі матеріали потребують герметичного пакування і зберігання у сухих приміщеннях з контрольованою вологістю не вище 60 %.

Шлаки від виробництва феровольфраму і феромолібдену є недооціненим вторинним ресурсом для отримання комплексних легуючих матеріалів. Ці шлаки містять значні кількості оксидів вольфраму (до 5–8 % WO_3) і молібдену (до 3–5 % MoO_3), що при значних обсягах виробництва феросплавів складає економічно значущий ресурс. Переробка таких шлаків методом повторного силікотермічного або алюмотермічного відновлення дозволяє отримати лігатури зі вмістом вольфраму 20–35 % і молібдену 10–20 % при відносно невисоких витратах. Вміст домішок у шлакових лігатурах, як правило, дещо вищий порівняно з первинними феросплавами, що обмежує їх застосування сталями з менш жорсткими вимогами до чистоти. Проте для швидкорізальних сталей звичайної категорії якості використання шлакових лігатур у кількості до 30–40 % від загальної присадки вольфрамовмісних матеріалів є цілком допустимим і забезпечує відчутний економічний ефект.

Порівняльна оцінка існуючих легуючих матеріалів за критерієм питомої вартості одиниці легуючого елемента показує суттєву варіацію цього показника залежно від форми матеріалу і способу його отримання. Первинні феросплави вищих марок (ФВ80, ФМо60) мають найвищу питому вартість, але забезпечують максимальну стабільність складу і засвоєння. Комплексні лігатури типу ВМ займають проміжне положення: їх питома вартість

вольфраму і молібдену на 10–20 % нижча порівняно з роздільними феросплавами, але стабільність складу дещо поступається. Матеріали на основі вторинної сировини і шлаків є найдешевшими, однак їх застосування потребує більш ретельного вхідного контролю і може збільшувати варіабельність хімічного складу готової сталі. Оптимальна стратегія для більшості підприємств полягає у комбінуванні матеріалів різних категорій: основну частину легування виконують дешевшими комплексними лігатурами, а коригування хімічного складу – стандартними феросплавами.

Нові розробки у галузі легуючих матеріалів для швидкорізальних сталей спрямовані на створення так званих прекурсорних сплавів – матеріалів із заздалегідь заданим хімічним складом, що точно відповідає складу цільової марки сталі за винятком заліза і вуглецю. Ідея полягає у тому, що одна присадка прекурсорного сплаву одночасно забезпечує введення всіх легуючих елементів у потрібному співвідношенні, усуваючи необхідність розрахунку і дозування кількох окремих феросплавів. Для сталі Р6М5 такий прекурсорний сплав матиме приблизний склад W:Mo:V:Cr = 6:5:2:4 з додаванням кремнію як розкислювача. Виробництво таких матеріалів є технологічно складним через необхідність точного контролю складу при сплавленні компонентів із суттєво різними температурами плавлення, проте розвиток методів індукційної плавки під вакуумом або в захисній атмосфері робить цей підхід практично реалізованим [22, с. 44–46].

Стандартизація комплексних легуючих матеріалів для швидкорізальних сталей в Україні та країнах СНД суттєво відстає від потреб виробництва. Значна частина таких матеріалів виробляється і поставляється за технічними умовами окремих підприємств, що ускладнює їх порівняння, вхідний контроль і взаємозаміну. Відсутність єдиних національних стандартів на комплексні лігатури типу W–Mo–V–Si призводить до того, що підприємства змушені або розробляти власні методики контролю, або повністю покладатися на сертифікати постачальника без можливості незалежної верифікації. Розробка і впровадження відповідних державних стандартів або міжнародно визнаних

специфікацій є необхідною умовою для ширшого впровадження комплексних легуючих матеріалів у практику виплавки інструментальних сталей і підвищення відтворюваності їх властивостей від плавки до плавки.

Висновки до розділу 1

1. Швидкорізальні сталі є складними багатокомпонентними системами, в яких кожен легуючий елемент виконує специфічні функції. Основний ефект теплостійкості забезпечується вольфрамом і молібденом, зносостійкості – ванадієм, прокалюваності – хромом.

2. Розкислення швидкорізальних сталей є відповідальною технологічною операцією, що визначає ступінь засвоєння ванадію та якість готового металу. Традиційне розкислення алюмінієм та кремнієм не завжди забезпечує необхідний рівень чистоти металу від неметалічних включень.

3. Традиційна технологія легування феросплавами має суттєві недоліки: значні втрати легуючих елементів, нерівномірність розподілу в металі, висока собівартість процесу.

4. Перспективним є розробка комплексних сплавів, що поєднують функції легуючого матеріалу та розкислювача і дозволяють одночасно вводити у сталь W, Mo, V, Cr разом з відновниками Si та Al.

2 ВИБІР МАТЕРІАЛІВ ТА ОБҐРУНТУВАННЯ МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕННЯ

2.1 Вибір складу комплексного сплаву (обґрунтування компонентів: відновники, джерела легуючих елементів, шлакоутворюючі тощо)

На підставі аналізу літературних даних та вимог до виплавки швидкорізальних сталей типу Р6М5 сформульовано основні вимоги до складу комплексного сплаву:

– наявність у складі сплаву основних легуючих елементів (W, Mo, V, Cr) у співвідношеннях, що відповідають вмісту цих елементів у сталі Р6М5; – наявність елементів-відновників (Si, Al) у кількостях, достатніх для розкислення металу та відновлення легуючих елементів із оксидних складових шихти; – мінімальний вміст шкідливих домішок (S, P, Sn, As); – технологічність у виплавці та застосуванні.

Враховуючи вимоги до хімічного складу сталі Р6М5 (W 5,5–6,5 %, Mo 4,8–5,3 %, V 1,7–2,1 %, Cr 3,8–4,4 %), при введенні 1 кг/т сплаву з витратою 20–25 кг/т сталі необхідний вміст основних компонентів у сплаві складає орієнтовно: W 22–28 %, Mo 20–24 %, V 7–9 %, Cr 16–20 %. Решта – залізо, кремній та алюміній у загальній кількості 20–30 %.

Цільовий хімічний склад комплексного сплаву (умовна марка КСЛР-1) наведено у таблиці 2.1.

Таблиця 2.1 – Цільовий хімічний склад комплексного сплаву КСЛР-1

Компонент	**W**	**Mo**	**V**	**Cr**	**Si**	**Al**	**Fe**	**C**	**S**	**P**
Вміст, %	22–28	20–24	7–9	16–20	8–12	2–4	решта	не більше 0,3	не більше 0,03	не більше 0,03

Для виплавки сплаву КСЛР-1 були обрані такі шихтові матеріали:

– феровольфрам марки ФВ80 (75–85 % W) – основне джерело вольфраму; – феромолібден марки ФМо60 (55–65 % Mo) – основне джерело молібдену; – ферованадій марки ФВд50 (48–60 % V) – основне джерело ванадію; – феррохром марки ФХ850 (67–72 % Cr, вміст вуглецю 0,03 %) – джерело хрому; – феросиліцій марки ФС75 (74–80 % Si) – відновник та легуючий елемент; – алюміній первинний А99 (99,9 % Al) – розкислювач; – залізо технічне (основа, > 98 % Fe) – матеріал-розчинник; – вапняк ($CaCO_3$ > 95 %) – шлакоутворюючий матеріал.

Хімічний склад основних шихтових матеріалів наведено у таблиці 2.2.

Таблиця 2.2 – Хімічний склад шихтових матеріалів

Матеріал	**Основний ел., %**	**Si, %**	**C, %**	**S, %**	**P, %**	**Al, %**	**Fe, %**
ФВ80	W: 78,5	0,4	0,3	0,05	0,03	–	решта
ФМо60	Mo: 60,2	0,8	0,10	0,07	0,04	–	решта
ФВд50	V: 52,0	1,6	0,40	0,02	0,07	0,2	решта
ФХ850	Cr: 70,3	0,6	0,03	0,02	0,03	–	решта
ФС75	Si: 76,8	–	0,2	0,02	0,05	0,4	решта

Вибір феросиліцію марки ФС75 як основного відновника у складі шихти КСЛР-1 обґрунтовується кількома термодинамічними і технологічними міркуваннями. З термодинамічної точки зору кремній забезпечує достатню рушійну силу для відновлення оксидів молібдену і хрому при температурах виплавки сплаву (1500–1600 °C), тоді як для повного відновлення оксидів вольфраму і ванадію необхідне додаткове введення алюмінію. Кремній у кількості 8–12 % у готовому сплаві виконує подвійну функцію: по-перше, він є технологічним відновником при виплавці самого сплаву, по-друге, при введенні КСЛР-1 у рідку сталь кремній діє як розкислювач, знижуючи активність кисню у металі до рівня, що забезпечує мінімальний вигар ванадію і вольфраму. Вміст кремнію у сплаві обмежений значенням 12 % з огляду на те, що перевищення цієї межі призведе до небажаного підвищення вмісту кремнію у готовій сталі понад регламентовані 0,50 % при стандартних витратах сплаву 20–25 кг/т.

Алюміній первинний марки А99 введений до складу шихти у кількості, що забезпечує вміст 2–4 % Al у готовому сплаві, що є необхідним для відновлення найбільш стійких оксидів – насамперед WO_3 і частково V_2O_5 – які не відновлюються кремнієм у достатній мірі при температурах нижче 1700 °C. Розрахунок кількості алюмінію базується на стехіометрії реакцій відновлення з урахуванням 15–20 % надлишку відновника для компенсації його часткового вигару. Верхня межа вмісту алюмінію у сплаві (4 %) визначається з умови, що при введенні КСЛР-1 у сталь вміст залишкового алюмінію у металі не повинен перевищувати 0,03–0,04 %, оскільки більш високий вміст призводить до утворення надмірної кількості твердих корундових включень Al_2O_3, що погіршують якість ріжучої кромки інструменту [5, с. 145–152].

Феррохром марки ФХ850 з мінімальним вмістом вуглецю (не більше 0,03 %) обраний свідомо замість більш дешевого високовуглецевого феррохрому. Застосування високовуглецевого феррохрому (марки ФХ650А або ФХ100) призвело б до надмірного збагачення сплаву КСЛР-1 вуглецем, що при введенні у сталь могло б вивести її хімічний склад за межі марочних вимог по вуглецю. Оскільки вуглець у швидкорізальних сталях регламентується у вузьких межах (0,82–0,90 % для Р6М5), навіть незначний його надлишок від легуючих присадок є неприпустимим. Безвуглецевий феррохром, незважаючи на вищу вартість, забезпечує повний контроль над вуглецевим балансом плавки і є єдино прийнятним джерелом хрому для комплексного сплаву, що призначений для інструментальних сталей.

Вапняк як шлакоутворюючий матеріал вводиться до шихти у кількості 5–8 % від її маси і виконує кілька важливих функцій у процесі виплавки КСЛР-1. При нагріванні вапняк розкладається за реакцією $CaCO_3 \rightarrow CaO + CO_2$, і оксид кальцію, що утворюється, є основою шлаку, необхідного для поглинання продуктів відновлення – SiO_2, Al_2O_3 і CrO. Основний шлак на основі CaO ефективно зв'язує кремнезем, запобігаючи його поверненню у метал і підтримуючи рушійну силу реакцій відновлення. Крім того, CaO є десульфуратором: при взаємодії з сіркою, що переходить у шлак із феросплавів

шихти, утворюється CaS, що надійно утримується у шлаковій фазі. Оптимальна основність шлаку (відношення CaO/SiO_2) при виплавці КСЛР-1 повинна становити 1,5–2,0, що забезпечує достатню рідкотекучість шлаку при робочих температурах і максимальне поглинання оксидних продуктів відновлення.

Розрахунок шихти для отримання цільового складу КСЛР-1 виконувався методом матеріального балансу з урахуванням засвоєння кожного компонента та стехіометрії реакцій відновлення. Для вольфраму прийнятий коефіцієнт засвоєння 0,96, для молібдену 0,97, для ванадію 0,91, для хрому 0,93. Ці значення отримані на підставі узагальнення літературних даних і результатів попередніх дослідних плавок аналогічних сплавів. Відповідно до розрахунку, на 100 кг готового сплаву необхідно ввести орієнтовно: 33–36 кг феровольфраму ФВ80, 36–40 кг феромолібдену ФМо60, 14–17 кг ферованадію ФВд50, 24–28 кг феррохрому ФХ850, 12–15 кг феросиліцію ФС75 та 2,5–4,0 кг первинного алюмінію. Залізо технічне додається як балансуючий компонент для забезпечення заданого вмісту основи сплаву і корегування загальної маси шихти.

Альтернативні джерела легуючих елементів розглядались на етапі проектування складу шихти і були частково відхилені з технологічних або економічних причин. Зокрема, як джерело молібдену розглядався молібдат кальцію $CaMoO_4$, що є значно дешевшим за феромолібден. Проте застосування молібдату кальцію потребувало б суттєвого збільшення кількості відновника і шлакоутворюючих матеріалів, що призвело б до зниження питомого вмісту молібдену у готовому сплаві і ускладнення технологічного процесу. Як джерело ванадію розглядався ванадієвий шлак із вмістом V_2O_5 близько 18–22 %, однак нестабільність його складу від партії до партії і підвищений вміст домішок фосфору (до 0,15 %) унеможливили його використання у складі шихти для інструментальної сталі без попереднього збагачення. На поточному етапі прийнято рішення використовувати стандартні феросплави як основну

шихту з можливим частковим замінником феровanадію на ванадієвий шлак після додаткового дослідження його впливу на чистоту готового сплаву.

2.2 Вибір технології виплавки сплаву (електродугова піч, індукційна піч, екзотермічний метод тощо)

Для виплавки комплексного сплаву КСЛР-1 може бути використано кілька методів: плавлення у відкритій дуговій печі, вакуумно-індукційна плавка, порошкова металургія або метод лиття. Вибір методу визначається вимогами до якості сплаву, масштабом виробництва та економічністю процесу.

Плавлення у відкритій дуговій електропечі є найбільш простим та економічним методом. Цей метод дозволяє переробляти значні кількості шихтових матеріалів при відносно невисоких витратах. Недолік – неминуче окислення легуючих елементів, особливо алюмінію та ванадію, що вимагає відповідного збільшення їх кількості у шихті.

Вакуумно-індукційна плавка забезпечує мінімальне окислення елементів і дозволяє отримати сплав із мінімальним вмістом газів та неметалічних включень. Проте цей метод значно дорожчий і застосовується переважно для виробництва сплавів особливо відповідального призначення.

Враховуючи необхідність відновлення ряду компонентів із оксидних матеріалів, а також екзотермічний характер реакцій відновлення, для виплавки сплаву КСЛР-1 була обрана технологія силікотермічного відновлення у відкритій дуговій електропечі типу ДСП-0,5 (рисунок 2.1).

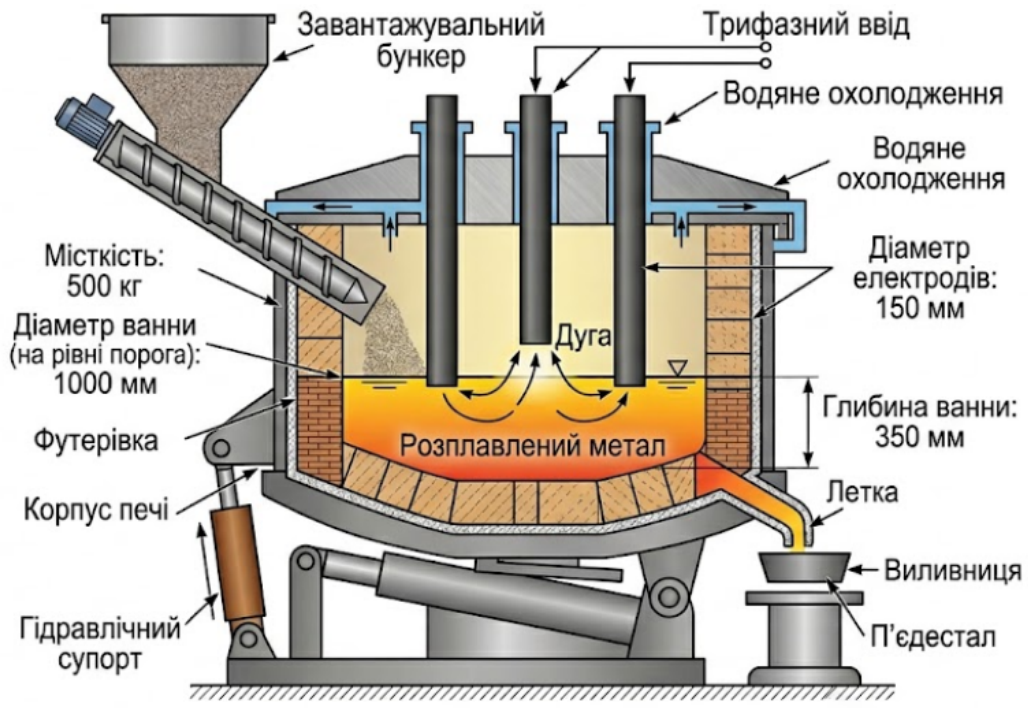


Рисунок 2.1 – Схема дугової сталеплавильної печі типу ДСП-0,5 для лабораторних плавок

Принципова схема технологічного процесу виплавки сплаву КСЛР-1 включає наступні стадії:

1. Підготовка шихтових матеріалів (подрібнення до фракції 5–20 мм, сушіння при 200–250 °С);
2. Завантаження шихти (залізо технічне + вапняк + ФС75);
3. Розплавлення завантаженої шихти (1550–1600 °С);
4. Введення феровольфраму та феромолібдену;
5. Введення феррохрому та феровanадію після перегріву металу до 1620–1650 °С;
6. Введення алюмінію за 3–5 хвилин до випуску;
7. Випуск у піщану форму або виливниця.

Технічна характеристика використовуваної дугової печі наведена у таблиці 2.3.

Таблиця 2.3 – Технічна характеристика дугової електропечі ДСП-0,5

Параметр	**Значення**
Місткість печі, кг	500
Потужність трансформатора, кВА	630
Напруга вторинна, В	180–250
Діаметр електродів, мм	150
Діаметр ванни (на рівні порогу), мм	1000
Глибина ванни, мм	350
Витрата електроенергії, кВт·год/т	600–800
Тривалість плавки, хв	60–90

Підготовка шихтових матеріалів є критично важливою стадією технологічного процесу, що безпосередньо впливає на відтворюваність результатів плавки і якість готового сплаву. Усі феросплави перед завантаженням подрібнюються до фракції 5–20 мм, оскільки надто великі шматки розплавляються нерівномірно і можуть призводити до місцевих перегрівів або недорозплавлення окремих компонентів. Сушіння матеріалів при температурі 200–250 °С протягом 2–4 годин є обов'язковою операцією для видалення адсорбованої вологи, оскільки навіть незначна кількість води, що потрапляє у піч разом із шихтою, призводить до різкого збільшення вмісту водню у металі і може викликати небезпечні викиди розплаву. Особливо ретельного сушіння потребують вапняк і феросиліцій, що мають розвинену питому поверхню і активно поглинають вологу з повітря при зберіганні. Первинний алюміній завантажується без попереднього сушіння, але поверхня злитків має бути очищена від оксидної плівки і слідів мастила механічним або хімічним способом [5].

Режим електричного живлення дугової печі ДСП-0,5 на різних стадіях плавки суттєво відрізняється і потребує диференційованого підходу. На стадії розплавлення залізної основи і вапняку доцільно використовувати максимальну потужність трансформатора (напруга 230–250 В) для скорочення тривалості цього енергоємного етапу. При введенні феровольфраму і феромолібдену потужність знижують до середніх значень (напруга 200–220 В), оскільки ці матеріали мають високу теплопровідність і розчиняються відносно

рівномірно без ризику перегріву окремих зон ванни. Найбільш відповідальним з точки зору керування електричним режимом є період введення феровanадію і феррохрому при температурах 1620–1650 °С: перегрів металу вище 1680 °С на цьому етапі небажаний через різке збільшення випаровування ванадію і зростання вигару хрому. Введення алюмінію виконується при вимкненій дузі або мінімальній потужності, оскільки висока температура і електромагнітне перемішування сприяють швидкому вигару алюмінію до його рівномірного розподілу у ванні.

Шлаковий режим плавки є одним із ключових технологічних параметрів, що визначають ступінь відновлення легуючих елементів і чистоту готового сплаву за неметалічними включеннями. Вапняк, введений на початку плавки, при розплавленні утворює основний шлак із вмістом CaO 55–65 % і SiO_2 20–30 % (з урахуванням кремнезему, що виділяється при відновленні). Рідкотекучість такого шлаку при робочих температурах є достатньою для ефективного поглинання продуктів відновлення, проте при охолодженні нижче 1450 °С шлак різко загустіває, що може ускладнити його видалення перед введенням ванадію і алюмінію. Практика показує, що проміжне скачування шлаку після введення феровольфраму і феромолібдену і наведення нового шлаку із свіжого вапняку (3–5 % від маси металу) перед введенням феровanадію суттєво підвищує засвоєння ванадію і знижує вміст включень у готовому сплаві порівняно з варіантом без проміжного скачування.

Температурний контроль у процесі плавки здійснюється зануреними термопарами типу ПП (платина-платинородій) або оптичним пірометром, що дозволяє вимірювати температуру поверхні ванни без контакту з розплавом. Занурювані термопари забезпечують точніший результат (похибка ±10–15 °С), однак мають обмежений ресурс через агресивний вплив розплаву на захисний чохол. Оптичний пірометр зручніший в експлуатації, але дає систематичну похибку через наявність шлакової плівки на поверхні металу, що змінює ефективну температуру випромінювання. Для відповідальних операцій – контролю температури перед введенням ванадію і перед випуском –

рекомендується використовувати обидва методи паралельно з усередненням результатів. Критичними температурними точками процесу є 1580–1600 °C (момент введення феровольфраму і феромолібдену), 1620–1650 °C (введення феррохрому і феровanадію) та 1580–1600 °C (температура випуску, що забезпечує достатню рідкотекучість для заповнення форми).

Розливка готового сплаву КСЛР-1 може здійснюватись у піщані форми або металеві виливниці залежно від вимог до форми і розміру злитка. Піщані форми забезпечують повільніше охолодження, що сприяє кращому відокремленню шлакових включень і газів, але призводить до формування більш крупнозернистої структури і підвищеної ліквації легуючих елементів. Металеві виливниці з охолодженням дозволяють отримати дрібнозернисту структуру і знижену ліквацію, однак підвищений термічний удар при контакті розплаву з холодними стінками може викликати тріщиноутворення у сплавах з високим вмістом вольфраму через їх знижену термічну стійкість. Оптимальним компромісом для лабораторних плавок масою 50–100 кг є застосування попередньо підігрітих (до 200–300 °C) металевих виливниць, що дозволяє поєднати переваги швидкого тверднення зі зниженим ризиком термічного розтріскування злитка.

Екологічні аспекти технології виплавки КСЛР-1 у відкритій дуговій печі потребують окремого розгляду, оскільки процес супроводжується виділенням значної кількості пилогазових викидів. При відновленні оксидів молібдену і вольфраму у газову фазу переходить частина цих металів у вигляді летких оксидів MoO_3 і WO_3, що за температури понад 800 °C знаходяться у газоподібному стані. Концентрація вольфраму і молібдену у відхідних газах може досягати 50–150 мг/м³, що перевищує санітарні норми і потребує обов'язкового застосування систем газоочистки. Для уловлювання металовмісного пилу рекомендується використовувати рукавні фільтри або мокрі скрубери, що забезпечують ефективність очистки не менше 98–99 %. Уловлений пил є цінною вторинною сировиною і може повторно використовуватись у виробництві феросплавів або оксидних легуючих

матеріалів, що відповідає принципам безвідходного виробництва і дозволяє частково компенсувати витрати на газоочисне обладнання.

2.3 Методика експериментальних досліджень (лабораторні плавки, контроль хімічного складу, визначення ступеня засвоєння елементів)

Експериментальні дослідження проводились у два етапи: лабораторні плавки сплаву КСЛР-1 та дослідне легування швидкорізальної сталі цим сплавом.

На першому етапі у дугової печі ДСП-0,5 були проведені плавки загальною масою 50–80 кг з метою відпрацювання технологічного регламенту виплавки сплаву. Контроль хімічного складу проводився шляхом відбору проб металу та шлаку через кожні 5–10 хвилин після завантаження відповідної групи матеріалів. Хімічний склад проб визначався методами:

– рентгено-флуоресцентний аналіз для визначення W, Mo, V, Cr, Si, Al;

– спектральний аналіз для контролю вмісту C, S, P;

– хімічний аналіз за стандартними методиками для перевірочного контролю.

Для контролю температури металу використовувалась занурювальна термопара типу ВР5/20 (вольфрам-ренієва) з перетворювачем Метран-2700. Температуру вимірювали перед кожною присадкою та перед випуском плавки.

Ступінь засвоєння елементів визначали за формулою:

$$\eta = \left(\frac{m_{\text{метал}}}{m_{\text{шихта}}}\right) \times 100\ \%, \qquad (2.1)$$

де mметал – кількість елемента, що перейшла в метал, кг; mшихта – кількість елемента, введеного з шихтою, кг [5].

На другому етапі у дугової печі ДСП-1,5 проводили плавки швидкорізальної сталі Р6М5 з введенням розробленого сплаву КСЛР-1. Для порівняння паралельно проводили плавки з використанням традиційного набору феросплавів. Відбір проб металу для аналізу проводили на трьох рівнях

злитка – верхньому, середньому та нижньому – з метою оцінки рівномірності розподілу легуючих елементів.

2.4 Методика механічних випробувань та металографічного аналізу

Механічні властивості сталі Р6М5, виплавленої із застосуванням сплаву КСЛР-1, оцінювали за показниками твердості після гартування та відпустки, а також за теплостійкістю – здатністю зберігати твердість після нагрівання до 620 °С впродовж 4 годин.

Гартування зразків проводилось від температури 1220 °С (у солі $BaCl_2$) з витримкою 3 хвилини. Відпустку здійснювали триразово при 560 °С з витримкою по 1 годині. Вимірювання твердості проводили на твердомірі Роквелла ТК-2 за шкалою С. Результат фіксували як середнє з 5 вимірювань.

Металографічний аналіз включав оцінку: – бального рівня карбідної неоднорідності за методикою ГОСТ 19265; – розміру зерна аустеніту за шкалою ГОСТ 5639; – кількості та розміру неметалічних включень за ГОСТ 1778; – рівномірності розподілу карбідів за поперечним перерізом зразка.

Шліфи для металографічного аналізу виготовляли шляхом механічного шліфування та полірування з подальшим травленням у реактиві Вілелла (1 г пікринової кислоти + 5 мл HCl + 100 мл спирту). Мікроструктуру вивчали на металографічному мікроскопі Axiovert 200 MAT фірми Zeiss при збільшеннях ×100, ×200, ×500.

Розривна машина МР-0,5-1 (рисунок 2.2) застосовувалась для визначення механічної міцності брикетів, виготовлених із сплаву КСЛР-1 у вигляді пресованих кусків. Технічна характеристика приладу наведена у таблиці 2.4.



Рисунок 2.2 – Загальний вигляд розривної машини МР-0,5-1

Таблиця 2.4 – Технічна характеристика розривної машини МР-0,5-1

№ п/п	Технічна характеристика	Значення
1	Найбільше навантаження при випробуванні, Н	5000
2	Гранична шкала навантаження, Н	шкала А – 5000
3	Ціна поділу шкали, Н	шкала А – 10
4	Похибка показань навантаження, %	±1
5	Гранична шкала деформації, мм	200
6	Ціна поділу шкали деформації, мм	1
7	Похибка виміру деформації за шкалою, мм	±1

Визначення теплостійкості зразків сталі Р6М5 є одним із ключових випробувань, що характеризують придатність матеріалу для різального інструменту. Методика випробування передбачає нагрівання попередньо загартованих і відпущених зразків у муфельній печі до температури 620 °С з витримкою 4 години, після чого зразки охолоджують на повітрі до кімнатної температури і вимірюють твердість за шкалою HRC. Критерієм достатньої теплостійкості вважається збереження твердості не нижче 58 HRC після

зазначеного нагрівання, що відповідає вимогам до інструментальних сталей підвищеної продуктивності. Для підвищення достовірності результатів нагрівання проводять у печі з попередньо стабілізованим температурним полем, відхилення температури від заданої не повинно перевищувати ±5 °C протягом усього часу витримки. Кожну серію випробувань виконують не менше ніж на трьох зразках однакового хімічного складу і термічної обробки, а результатом вважають середнє арифметичне отриманих значень твердості з відбракуванням аномальних результатів за критерієм трьох середньоквадратичних відхилень [5]..

Кількісний металографічний аналіз карбідної фази виконувався із застосуванням програмного забезпечення для аналізу зображень ImageJ, що дозволяє автоматизовано визначати площу, периметр і форм-фактор карбідних частинок на мікрофотографіях. Для коректної роботи програми мікрофотографії попередньо обробляли у режимі підвищення контрастності і бінаризації за пороговим значенням яскравості, що відповідає межі між матрицею і карбідними включеннями. На кожному шліфі аналізували не менше 10 полів зору при збільшенні ×500, що забезпечувало статистично достовірну вибірку з не менше 500 карбідних частинок. За результатами аналізу розраховували середній розмір карбідів, їх об'ємну частку і ступінь рівномірності розподілу, що виражався коефіцієнтом варіації міжчастинкової відстані. Порівняння цих параметрів для сталей, виплавлених із застосуванням КСЛР-1 і традиційних феросплавів, дозволяло кількісно оцінити вплив способу легування на карбідну структуру.

Рентгеноструктурний аналіз застосовувався для ідентифікації фазового складу сплаву КСЛР-1 і сталі Р6М5 після різних режимів термічної обробки. Дифрактограми знімались на дифрактометрі ДРОН-3 у монохроматизованому Cu Kα випромінюванні у діапазоні кутів 2θ від 20° до 100° з кроком 0,05° і витримкою 3 секунди у кожній точці. Ідентифікацію фаз виконували шляхом порівняння міжплощинних відстаней і інтенсивностей рефлексів із картотекою ICDD PDF-2. У сплаві КСЛР-1 цей метод дозволяв підтвердити наявність

цільових фаз – твердого розчину на основі заліза, карбідів типу M_6C і MC – і виявити можливі небажані фази, зокрема оксидні включення типу Al_2O_3 або SiO_2, що потрапляють у метал при неоптимальних умовах відновлення. У термічно обробленій сталі Р6М5 рентгеноструктурний аналіз використовувався для кількісної оцінки вмісту залишкового аустеніту методом порівняння інтенсивностей аустенітних і мартенситних рефлексів, що є важливим параметром контролю якості термічної обробки інструменту.

Статистична обробка результатів усіх видів випробувань виконувалась із застосуванням методів математичної статистики відповідно до ГОСТ Р ИСО 5725. Для кожної серії вимірювань розраховували середнє значення, середньоквадратичне відхилення і довірчий інтервал при рівні значущості 0,05. Порівняння середніх значень між групами зразків (дослідні із КСЛР-1 і контрольні на традиційних феросплавах) проводили за критерієм Стьюдента для незалежних вибірок, що дозволяло встановити статистичну значущість виявлених відмінностей. У випадках, коли розподіл результатів відхилявся від нормального за критерієм Шапіро–Вілка, застосовували непараметричний критерій Манна–Уїтні. Така методологія статистичної обробки забезпечувала об'єктивність висновків про переваги або недоліки розробленого комплексного сплаву і виключала можливість суб'єктивної інтерпретації результатів випробувань.

Висновки до розділу 2

1. Обґрунтовано склад комплексного сплаву КСЛР-1, що містить W 22–28 %, Mo 20–24 %, V 7–9 %, Cr 16–20 %, Si 8–12 %, Al 2–4 % і призначений для одночасного легування та розкислення швидкорізальної сталі Р6М5.

2. Для виплавки сплаву обрано технологію силікотермічного відновлення у відкритій дуговій електропечі типу ДСП-0,5, що забезпечує оптимальне поєднання якості та економічності процесу.

3. Розроблено методику проведення лабораторних плавок із контролем хімічного складу, температури та ступеня засвоєння елементів, а також методику оцінки якості сталі, виплавленої з використанням сплаву КСЛР-1.

3 ТЕРМОДИНАМІЧНІ ОСНОВИ ВИПЛАВКИ СПЛАВУ ТА РОЗРАХУНОК ЙОГО СКЛАДУ

3.1 Термодинамічний аналіз реакцій відновлення та утворення оксидів основних елементів

Для розробки оптимальної технології виплавки сплаву КСЛР-1 необхідно оцінити термодинамічну доцільність реакцій відновлення основних легуючих елементів кремнієм і алюмінієм, а також реакцій окислення цих елементів у присутності рідкого заліза.

Рівновагу між металічним вольфрамом, його оксидами та розкислювачами можна описати через значення стандартної зміни енергії Гіббса. Для реакції відновлення WO_3 кремнієм:

$$2WO_3 + 3Si = 2W + 3SiO_2, \Delta G^\circ = -1\,248\,000 + 234T \text{ Дж/моль} \quad (3.1)$$

При температурі 1600 °C (T = 1873 K): $\Delta G^\circ = -1\,248\,000 + 234 \times 1873 = -810\,018$ Дж/моль < 0

Реакція термодинамічно можлива при даній температурі. Аналогічно для відновлення кремнієм MoO_3:

$$2MoO_3 + 3Si = 2Mo + 3SiO_2, \Delta G^\circ = -1\,074\,000 + 228T \text{ Дж/моль} \quad (3.2)$$

При T = 1873 K: $\Delta G^\circ = -1\,074\,000 + 228 \times 1873 = -647\,056$ Дж/моль < 0

Для відновлення V_2O_5 кремнієм:

$$2/5\,V_2O_5 + Si = 4/5\,V + SiO_2, \Delta G^\circ = -326\,026 + 75{,}24T \text{ Дж/моль} \quad (3.3)$$

При T = 1873 K: $\Delta G^\circ = -326\,026 + 75{,}24 \times 1873 = -184\,900$ Дж/моль < 0

Для відновлення Cr_2O_3 кремнієм:

$2/3\ Cr_2O_3 + Si = 4/3\ Cr + SiO_2, \Delta G° = -218\,400 + 61{,}5T$ Дж/моль (3.4)

При T = 1873 K: $\Delta G° = -218\,400 + 61{,}5 \times 1873 = -103\,210$ Дж/моль < 0

Результати термодинамічних розрахунків систематизовано у таблиці 3.1.

Таблиця 3.1 – Результати термодинамічного аналізу реакцій відновлення кремнієм при 1600 °C

Реакція	ΔG° (Дж/моль)	Можливість відновлення
$2WO_3 + 3Si = 2W + 3SiO_2$	−810 018	Так
$2MoO_3 + 3Si = 2Mo + 3SiO_2$	−647 056	Так
$2/5\ V_2O_5 + Si = 4/5\ V + SiO_2$	−184 900	Так
$2/3\ Cr_2O_3 + Si = 4/3\ Cr + SiO_2$	−103 210	Так
$2FeO + Si = 2Fe + SiO_2$	−304 500	Так

При відновленні алюмінієм значення ΔG° є більш від'ємними завдяки вищій спорідненості алюмінію до кисню:

$2WO_3 + 4Al = 2W + 2Al_2O_3, \Delta G° = -1\,680\,000 + 290T$ Дж/моль (3.5)

При T = 1873 K: $\Delta G° = -1\,680\,000 + 290 \times 1873 = -1\,136\,830$ Дж/моль

Порівняння значень ΔG° для відновлення кремнієм та алюмінієм показує, що алюміній є більш ефективним відновником. Проте через небезпеку надмірного насичення металу алюмінієм та утворення тугоплавких включень Al_2O_3 доцільно використовувати комбінацію Si + Al.

Важливою характеристикою процесу є теплові ефекти реакцій відновлення. Розрахунки показують, що відновлення оксидів вольфраму, молібдену, ванадію та хрому кремнієм є екзотермічними процесами. Питомий тепловий ефект відновлення вольфраму кремнієм складає близько 3200 кДж/кг WO_3, молібдену – 2900 кДж/кг MoO_3. Це дозволяє частково компенсувати витрати тепла на розплавлення шихти і знизити витрату електроенергії [22, с. 42–47].

При аналізі конкуренції між елементами-розкислювачами у системі W–Mo–V–Cr–Si–Al–Fe–O необхідно враховувати активності компонентів у розплаві. За рахунок кривих Елінгема (рисунок 3.1) можна визначити температурні межі переважного утворення тих чи інших оксидів.

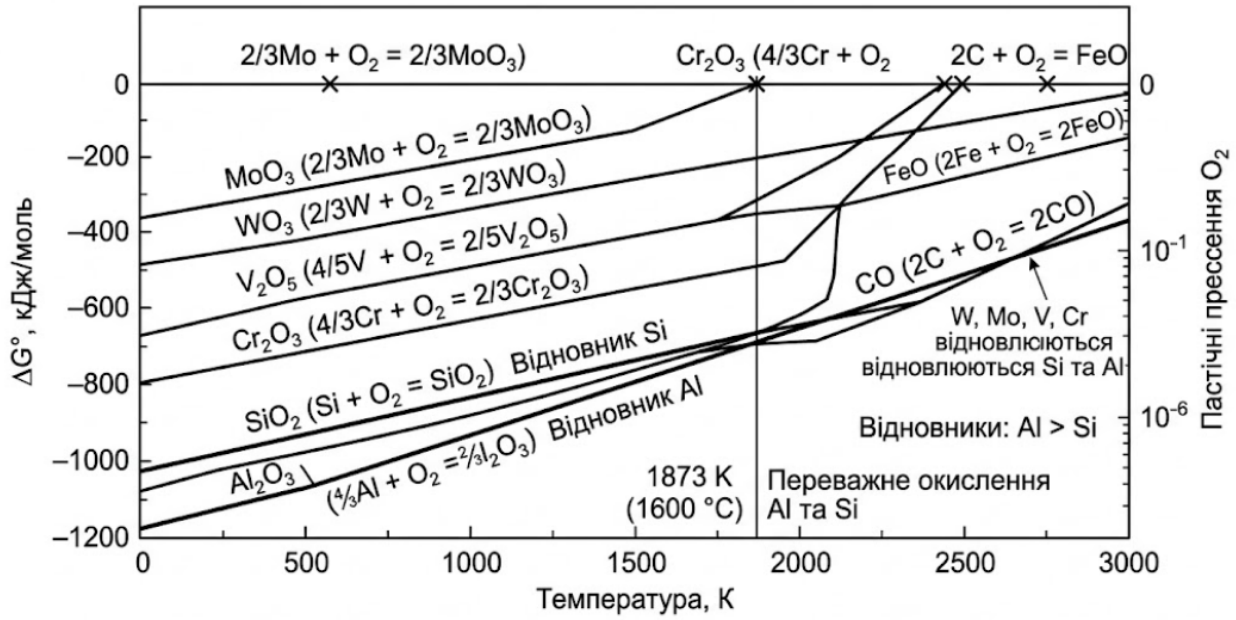


Рисунок 3.1 – Діаграма Елінгема для оксидів W, Mo, V, Cr, Si, Al: залежність ΔG° від температури

Із діаграми видно, що при температурах вище 1500 °C криві для SiO_2 і Al_2O_3 розташовані значно нижче кривих для WO_3, MoO_3, V_2O_5 та Cr_2O_3, що означає переважне окислення Si та Al порівняно з W, Mo, V, Cr. Таким чином, присутність Si та Al у сплаві забезпечує термодинамічний захист легуючих елементів від окислення.

3.2 Розрахунок шихти для отримання сплаву заданої марки

Розрахунок шихти проводили на 100 кг сплаву КСЛР-1 цільового складу (таблиця 2.1). Приймаємо цільовий склад сплаву: W 25 %, Mo 22 %, V 8 %, Cr 18 %, Si 10 %, Al 3 %, Fe 14 %.

Загальні дані для розрахунку:

– кількість W у сплаві: m(W) = 25 кг;

– кількість Mo у сплаві: m(Mo) = 22 кг;

– кількість V у сплаві: m(V) = 8 кг;

– кількість Cr у сплаві: m(Cr) = 18 кг;

– кількість Si у сплаві: m(Si) = 10 кг;

– кількість Al у сплаві: m(Al) = 3 кг.

Приймаємо коефіцієнти засвоєння елементів із феросплавів:

– η(W) = 0,96; η(Mo) = 0,98; η(V) = 0,88; η(Cr) = 0,92; η(Si) = 0,90; η(Al) = 0,75.

Маса феровольфраму (вміст W у ФВ80 – 78,5 %):

$$m(\text{ФВ80}) = 25 / (0{,}785 \times 0{,}96) = 33{,}19 \text{ кг} \quad (3.6)$$

Маса феромолібдену (вміст Mo у ФМо60 – 60,2 %):

$$m(\text{ФМо60}) = 22 / (0{,}602 \times 0{,}98) = 37{,}30 \text{ кг} \quad (3.7)$$

Маса феровanадію (вміст V у ФВд50 – 52,0 %):

$$m(\text{ФВд50}) = 8 / (0{,}520 \times 0{,}88) = 17{,}49 \text{ кг} \quad (3.8)$$

Маса феррохрому (вміст Cr у ФХ850 – 70,3 %):

$$m(\text{ФХ850}) = 18 / (0{,}703 \times 0{,}92) = 27{,}82 \text{ кг} \quad (3.9)$$

Маса феросиліцію ФС75 (вміст Si – 76,8 %). Слід врахувати, що частина Si використовується для відновлення оксидів при плавці. Приймаємо, що 30 % Si витрачається на відновлення оксидного компоненту шихти:

$$m(\text{ФС75}) = 10 / (0{,}768 \times 0{,}90 \times 0{,}70) = 20{,}75 \text{ кг} \quad (3.10)$$

Маса алюмінію (вміст Al – 99,9 %):

$$m(Al) = 3 / (0{,}999 \times 0{,}75) = 4{,}00 \text{ кг} \quad (3.11)$$

Залізо вноситься з усіма феросплавами. Підрахунок заліза, що вноситься феросплавами:

$$m(Fe) \text{ від ФВ80} = 33{,}19 \times (1 - 0{,}785 - 0{,}004 - 0{,}003 - 0{,}005) = 33{,}19 \times 0{,}203 = 6{,}74 \text{ кг}$$

$$m(Fe) \text{ від ФМо60} = 37{,}30 \times (1 - 0{,}602 - 0{,}008 - 0{,}001 - 0{,}0004) = 37{,}30 \times 0{,}389 = 14{,}51 \text{ кг}$$

$$m(Fe) \text{ від ФВд50} = 17{,}49 \times (1 - 0{,}520 - 0{,}016 - 0{,}004 - 0{,}002)$$
$$= 17{,}49 \times 0{,}458 = 8{,}01 \text{ кг}$$
$$m(Fe) \text{ від ФХ850} = 27{,}82 \times (1 - 0{,}703 - 0{,}006 - 0{,}0003 - 0{,}0003)$$
$$= 27{,}82 \times 0{,}290 = 8{,}07 \text{ кг}$$

Разом Fe від феросплавів: $6{,}74 + 14{,}51 + 8{,}01 + 8{,}07 = 37{,}33$ кг

Потрібна кількість заліза у сплаві: 14 кг. Оскільки феросплави вносять 37,33 кг Fe, що перевищує потрібну кількість, додаткового заліза вводити не потрібно. Слід відзначити, що реальний склад сплаву буде відрізнятись від цільового через особливості засвоєння елементів, тому необхідно проводити корекцію шихти за результатами аналізів проб [10, с. 220–228].

Для поліпшення рідкорухомості шлаку та створення умов для його відокремлення від металу вводять вапняк у кількості 5–8 % від маси шихти:

m($CaCO_3$) = 5 кг (на 100 кг сплаву).

Розрахунок шихти зведено у таблиці 3.2.

Таблиця 3.2 – Розрахункова шихта для виплавки 100 кг сплаву КСЛР-1

Матеріал	**Маса, кг**	**Вносить W, кг**	**Вносить Mo, кг**	**Вносить V, кг**	**Вносить Cr, кг**	**Вносить Si, кг**	**Вносить Fe, кг**
ФВ80	33,19	26,05	–	–	–	0,13	6,74
ФМо60	37,30	–	22,45	–	–	0,30	14,51
ФВд50	17,49	–	–	9,09	–	0,28	8,01
ФХ850	27,82	–	–	–	19,55	0,17	8,07
ФС75	20,75	–	–	–	–	15,94	4,44
Алюміній	4,00	–	–	–	–	–	–
Вапняк	5,00	–	–	–	–	–	–
Разом	**145,55**	**26,05**	**22,45**	**9,09**	**19,55**	**16,82**	**41,77**

3.3 Розрахунок матеріального та теплового балансу плавки

Матеріальний баланс плавки складається за законом збереження маси з урахуванням переходу компонентів у шлак, газову фазу та залишку у формі металу.

Прийнято: маса металу на випуску 100 кг (за розрахунком шихти); маса шлаку визначається з урахуванням оксидів, що утворюються при відновленні легуючих елементів кремнієм, плюс введений вапняк.

Кількість SiO_2, що утворюється при реакціях відновлення. Приймаємо, що 30 % Si витрачається на відновлення оксидів:

$$m(SiO_2) = 0{,}30 \times 15{,}94 \times (60/28) = 10{,}24 \text{ кг} \quad (3.12)$$

де 60/28 – відношення молярних мас SiO_2 і Si.

Кількість Al_2O_3, що утворюється при розкисленні алюмінієм:

$$m(Al_2O_3) = 4{,}00 \times 0{,}25 \times (102/54) = 1{,}89 \text{ кг} \quad (3.13)$$

де 0,25 – частка алюмінію, що переходить у шлак; 102/54 – відношення молярних мас Al_2O_3 та 2Al.

Розклад вапняку:

$$CaCO_3 \rightarrow CaO + CO_2 \quad (3.14)$$

$$m(CaO) = 5{,}00 \times (56/100) = 2{,}80 \text{ кг}; \; m(CO_2) = 5{,}00 \times (44/100) = 2{,}20 \text{ кг}$$

Маса шлаку:

$$m(\text{шлак}) = m(SiO_2) + m(Al_2O_3) + m(CaO) + \text{інші оксиди} = 10{,}24 + 1{,}89 + 2{,}80 + 1{,}50 = 16{,}43 \text{ кг}$$

Загальний матеріальний баланс плавки наведено у таблиці 3.3.

Таблиця 3.3 – Матеріальний баланс плавки 100 кг сплаву КСЛР-1

Прихід	**Маса, кг**	**Витрата**	**Маса, кг**
ФВ80	33,19	Метал (сплав)	100,00
ФМо60	37,30	Шлак	16,43
ФВд50	17,49	Газова фаза (CO_2)	2,20
ФХ850	27,82	Втрати (угар, бризки)	4,72
ФС75	20,75		
Алюміній	4,00		
Вапняк	5,00		
Разом	**145,55**	**Разом**	**123,35**

Примітка: різниця між приходом і витратою пояснюється частковим засвоєнням елементів та різницею мас оксидів і металу.

Тепловий баланс плавки розраховуємо з урахуванням витрат тепла на нагрів та розплавлення шихтових матеріалів і приходу тепла від електричної дуги та екзотермічних реакцій.

Витрати тепла на розплавлення та нагрів до 1600 °C:

$$Q_{\text{нагрів}} = \Sigma(m_{\text{і}} \times c_{\text{і}} \times \Delta T) + \Sigma(m_{\text{і}} \times L_{\text{і}}) \quad (3.15)$$

де c_i – теплоємність матеріалу; ΔT – перепад температур (від 20 до 1600 °C); L_i – теплота плавлення.

Приймаємо середнє значення для сплаву: c = 0,50 кДж/(кг·°C), L = 270 кДж/кг, ΔT = 1580 °C:

$$Q_{\text{нагрів}} = 145{,}55 \times 0{,}50 \times 1580 + 145{,}55 \times 270 = 115\,035 + 39\,299 = 154\,334 \text{ кДж} \quad (3.16)$$

Тепловий ефект екзотермічних реакцій відновлення. Тепловий ефект відновлення вольфраму кремнієм приймаємо 3200 кДж/кг W. Для 25 кг W:

$$Q_{WO_3} = 25 \times 3200 = 80\,000 \text{ кДж} \quad (3.17)$$

Тепловий ефект відновлення молібдену кремнієм – 2900 кДж/кг Mo. Для 22 кг Mo:

$$Q_{MoO_3} = 22 \times 2900 = 63\,800 \text{ кДж} \quad (3.18)$$

Разом від екзотермічних реакцій: $Q_{\text{екзо}} = 80\,000 + 63\,800 + 12\,000 + 8\,400 = 164\,200$ кДж

Витрати тепла у навколишнє середовище (теплові втрати ~20 % від $Q_{\text{нагрів}}$):

$$Q_{\text{втрати}} = 0{,}20 \times 154\,334 = 30\,867 \text{ кДж} \quad (3.19)$$

Потрібна кількість електроенергії:

$$Q_{\text{ел}} = Q_{\text{нагрів}} + Q_{\text{втрати}} - Q_{\text{екзо}} = 154\,334 + 30\,867 - 164\,200 = 21\,001 \text{ кДж} \quad (3.20)$$

Переводимо у кВт·год:

$$W_{\text{ел}} = \frac{21\,001}{3600} = 5{,}83 \text{ кВт} \cdot \text{год на 100 кг сплаву} \quad (3.21)$$

або 58,3 кВт·год/т сплаву, що є значно меншим, ніж при звичайній плавці (600–800 кВт·год/т), оскільки більша частина тепла виділяється в результаті

екзотермічних реакцій відновлення. Зведений тепловий баланс плавки наведено у таблиці 3.4 [12, с. 210–215].

Таблиця 3.4 – Тепловий баланс виплавки 100 кг сплаву КСЛР-1

Прихід тепла	**кДж**	**%**	**Витрата тепла**	**кДж**	**%**
Електрична дуга	21 001	11,3	Нагрів і плавлення шихти	154 334	83,1
Реакції відновлення WO_3	80 000	43,1	Теплові втрати	30 867	16,6
Реакції відновлення MoO_3	63 800	34,4	Хімічний нагрів шлаку	433	0,3
Інші екзотермічні реакції	20 400	11,0			
Фізична теплота шихти	433	0,2			
Разом	**185 634**	**100**	**Разом**	**185 634**	**100**

3.4 Моделювання складу шлаку та прогнозування його властивостей

Шлак, що утворюється при виплавці сплаву КСЛР-1, є системою SiO_2–CaO–Al_2O_3–FeO–MgO–Cr_2O_3. Його основність (B = CaO/SiO_2) та в'язкість визначають умови відокремлення шлаку від металу і ступінь засвоєння легуючих елементів.

На основі розрахункових даних щодо складу шлаку (таблиця 3.5) визначимо основні його властивості.

Таблиця 3.5 – Розрахунковий склад шлаку при виплавці сплаву КСЛР-1

Компонент	**SiO_2**	**CaO**	**Al_2O_3**	**FeO**	**MgO**	**Cr_2O_3**	**WO_3**	**MoO_3**	**V_2O_5**
Вміст, %	52,3	17,0	11,5	8,3	3,2	2,8	1,5	1,2	2,2

Основність шлаку:

$$B = CaO/SiO_2 = 17{,}0/52{,}3 = 0{,}325 \qquad (3.22)$$

Отримане значення відповідає кислому шлаку (B < 1). Кислий шлак більш рідкорухомий при температурах виплавки (1600–1650 °C), що сприяє його відокремленню від металу. Проте кислий шлак утримує менше оксидів легуючих металів (W, Mo, V), тому перехід цих елементів у метал при такому шлаку є вищим.

Температура плавлення шлаку оцінюється за тринарною діаграмою SiO_2–CaO–Al_2O_3. При вмісті SiO_2 52 %, CaO 17 %, Al_2O_3 11 % (перераховано на суху трикомпонентну систему SiO_2 ≈ 65 %, CaO ≈ 21 %, Al_2O_3 ≈ 14 %) температура плавлення шлаку становить приблизно 1250–1300 °С, що забезпечує його рідкий стан при температурах плавки.

В'язкість шлаку при 1600 °С оцінюють за емпіричними залежностями. Для кислого шлаку даного складу в'язкість становить 0,15–0,25 Па·с, що є задовільним для практики [10].

Вміст залишкових оксидів легуючих елементів у шлаку визначає їх безповоротні втрати. Для зниження втрат вольфраму і молібдену доцільно зменшити тривалість взаємодії шлаку з металом, а також підвищити вміст кремнію у шихті, що дозволить більш повно відновити ці елементи.

Висновки до розділу 3

1. Проведений термодинамічний аналіз підтвердив принципову можливість відновлення WO_3, MoO_3, V_2O_5 та Cr_2O_3 кремнієм і алюмінієм при температурах виплавки сплаву (1600–1650 °С). Значення $\Delta G°$ для всіх розглянутих реакцій є від'ємними, що свідчить про їх термодинамічну доцільність.

2. Розраховано шихту для виплавки 100 кг сплаву КСЛР-1: ФВ80 – 33,19 кг, ФМо60 – 37,30 кг, ФВд50 – 17,49 кг, ФХ850 – 27,82 кг, ФС75 – 20,75 кг, алюміній – 4,00 кг, вапняк – 5,00 кг.

3. Тепловий баланс плавки свідчить про значний екзотермічний ефект реакцій відновлення (88,5 % від загального приходу тепла), що дозволяє суттєво знизити витрату електроенергії порівняно зі звичайною плавкою.

4. Шлак при виплавці сплаву є кислим (В = 0,325), температура його плавлення 1250–1300 °С, в'язкість при 1600 °С – 0,15–0,25 Па·с, що відповідає технологічним вимогам.

4 ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНЕ ВИПРОБУВАННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИПЛАВКИ СПЛАВУ ТА ЙОГО ЗАСТОСУВАННЯ

4.1 Лабораторні плавки сплаву та аналіз отриманих зразків (хімічний склад, мікроструктура, вихід елементів)

Лабораторні плавки сплаву КСЛР-1 проводились у дуговій електропечі ДСП-0,5 (рисунок 4.1) у кількості 5 плавок загальною масою 280 кг. Параметри кожної плавки реєструвались у журналі плавок. Метал розливали у сталеві виливниці масою 20–25 кг з подальшим охолодженням на повітрі.

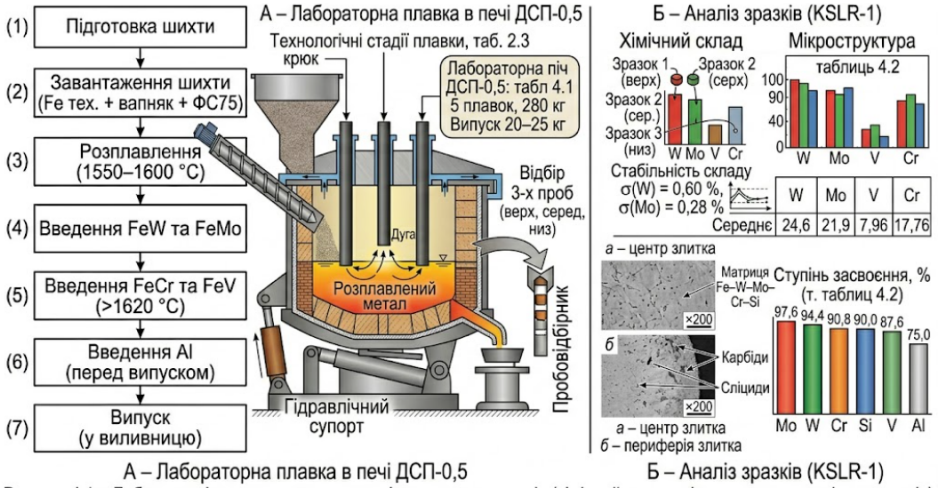


Рисунок 4.1 – Дугова сталеплавильна піч типу ДСП-0,5, що використовувалась при лабораторних плавках сплаву

Від кожної плавки відбирали не менше трьох проб для хімічного аналізу: з верхньої, середньої і нижньої частини зливка. Хімічний склад отриманого сплаву наведено у таблиці 4.1.

Таблиця 4.1 – Хімічний склад сплаву КСЛР-1 за результатами лабораторних плавок

№ плавки	W, %	Mo, %	V, %	Cr, %	Si, %	Al, %	C, %	S, %	P, %
1	24,2	21,5	7,8	17,3	9,6	2,9	0,22	0,025	0,028
2	25,1	22,0	8,1	18,0	10,2	3,1	0,19	0,021	0,025
3	23,8	21,8	7,6	17,5	9,8	2,8	0,25	0,027	0,030
4	25,4	22,3	8,3	18,2	10,5	3,2	0,18	0,020	0,024
5	24,7	21,9	8,0	17,8	10,1	3,0	0,21	0,023	0,027
Середнє	24,6	21,9	7,96	17,76	10,04	3,0	0,21	0,023	0,027
Цільовий склад	22–28	20–24	7–9	16–20	8–12	2–4	≤0,3	≤0,03	≤0,03

Як видно з таблиці 4.1, хімічний склад отриманого сплаву відповідає цільовому. Відхилення між плавками незначні: стандартне відхилення по вольфраму складає σ(W) = 0,60 %, по молібдену – σ(Mo) = 0,28 %, що свідчить про стабільність технологічного процесу.

Ступінь засвоєння основних елементів при виплавці сплаву розраховано за формулою (2.1). Результати наведено у таблиці 4.2.

Таблиця 4.2 – Ступінь засвоєння елементів при виплавці сплаву КСЛР-1

Елемент	**Введено з шихтою, кг/100 кг сплаву**	**Перейшло у метал, кг**	**Ступінь засвоєння, %**
W	26,05	24,6	94,4
Mo	22,45	21,9	97,6
V	9,09	7,96	87,6
Cr	19,55	17,76	90,8
Si	11,15*	10,04	90,0
Al	4,00	3,0	75,0

**Без урахування Si, що витратився на відновлення оксидів.*

Найбільш повно засвоюється молібден (97,6 %), що пояснюється його невисокою схильністю до окислення при температурах плавки. Ванадій має найнижчий ступінь засвоєння (87,6 %) через підвищену активність щодо окислення [10].

Мікроструктура сплаву КСЛР-1 являє собою металеву матрицю на основі твердого розчину Fe–W–Mo–Cr–Si з включеннями карбідів вольфраму та молібдену, інтерметалідів та силіцидів. Мікроструктурний аналіз показав рівномірний розподіл фаз у перетині злитка (рисунок 4.2).

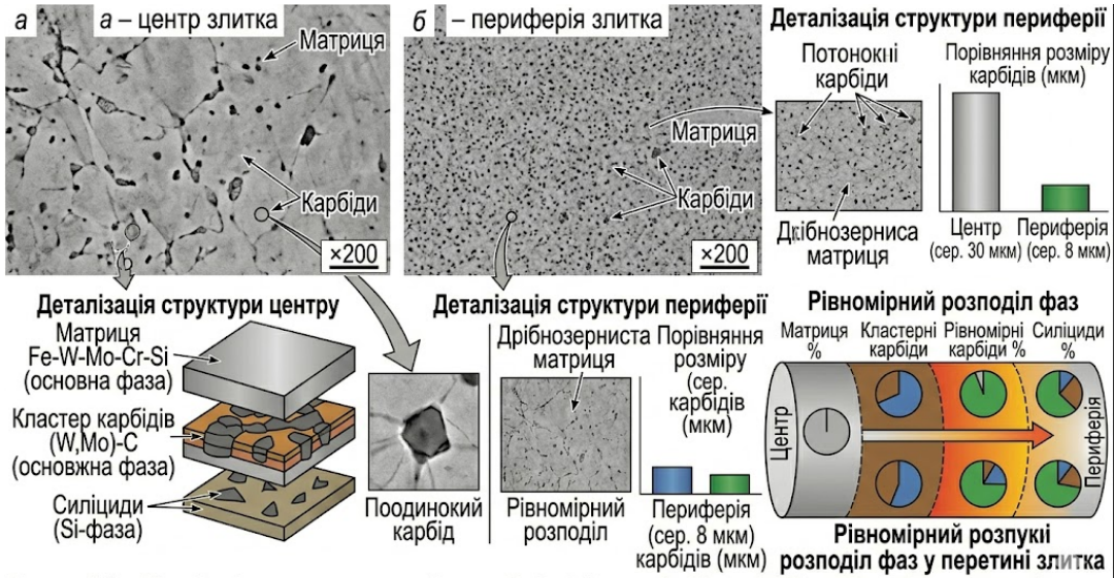


Рисунок 4.2 – Мікроструктура сплаву КСЛР-1: а – центр злитка; б – периферія злитка, ×200

4.2 Дослідження ефективності розробленого сплаву при виплавці швидкорізальних сталей (порівняння зі стандартними феросплавами)

Порівняльні плавки швидкорізальної сталі Р6М5 проводились у дуговій електропечі ДСП-1,5. Було проведено 4 плавки: дві – за традиційною технологією (введення окремих феросплавів), дві – із застосуванням сплаву КСЛР-1. Маса кожної плавки – 1200–1400 кг.

При введенні сплаву КСЛР-1 у піч або у ківш при випуску відбуваються реакції відновлення оксидів, що містяться у сплаві, компонентами рідкої сталі. Завдяки наявності Si та Al у складі сплаву одночасно відбувається розкислення металу.

Хімічний склад сталі Р6М5 після виплавки за двома технологіями наведено у таблиці 4.3.

Таблиця 4.3 – Хімічний склад сталі Р6М5 після виплавки за традиційною технологією та із застосуванням сплаву КСЛР-1

Параметр	Р6М5 (традиційна технологія)	Р6М5 (сплав КСЛР-1)	ГОСТ 19265-73
C, %	0,88	0,86	0,82–0,90

Продовження таблиці 4.3

Si, %	0,32	0,38	0,20–0,50
Mn, %	0,31	0,29	0,20–0,50
Cr, %	4,1	4,2	3,8–4,4
W, %	6,1	6,0	5,5–6,5
Mo, %	5,0	5,1	4,8–5,3
V, %	1,9	1,95	1,7–2,1
S, %	0,025	0,018	≤0,030
P, %	0,028	0,024	≤0,030
O, ppm	32	21	–
N, ppm	85	72	–

Порівняння хімічного складу свідчить про те, що при застосуванні сплаву КСЛР-1 досягається дещо нижчий вміст кисню (21 ppm проти 32 ppm) та азоту (72 ppm проти 85 ppm), що свідчить про більш ефективне розкислення. Вміст сірки та фосфору при застосуванні КСЛР-1 також дещо нижчий.

Рівномірність розподілу легуючих елементів оцінювали шляхом аналізу проб з трьох рівнів злитка. Результати наведено у таблиці 4.4.

Таблиця 4.4 – Коефіцієнт нерівномірності розподілу легуючих елементів у злитку сталі Р6М5

Елемент	**Традиційна технологія**	**Сплав КСЛР-1**
W	0,082	0,064
Mo	0,059	0,041
V	0,075	0,055
Cr	0,048	0,037

$$\text{Коефіцієнт нерівномірності } = \frac{\left(C_{\max - c_{min}}\right)}{C_{\text{середнє}}}.$$

Використання сплаву КСЛР-1 дозволяє знизити нерівномірність розподілу всіх легуючих елементів на 20–30 % порівняно з традиційною технологією. Це пояснюється тим, що при введенні комплексного сплаву всі легуючі елементи вводяться одночасно і рівномірно розподіляються у рідкому металі.

4.3 Вивчення кінетики розкислення та засвоєння легуючих елементів

Кінетику розкислення вивчали шляхом відбору проб металу через фіксовані інтервали часу після введення сплаву КСЛР-1 у ківш. Результати вимірювань вмісту кисню наведено на рисунку 4.3 і у таблиці 4.5.

Таблиця 4.5 – Зміна вмісту кисню у металі після введення сплаву КСЛР-1

Час після введення, хв	**Вміст [O], ppm**	**Вміст [Al], %**	**Примітки**
0 (до введення)	48	0,005	Метал у ковші
2	35	0,012	Початок розчинення
5	26	0,018	Активне розкислення
10	22	0,021	Сповільнення
15	21	0,022	Стаціонарний стан
20	21	0,022	–

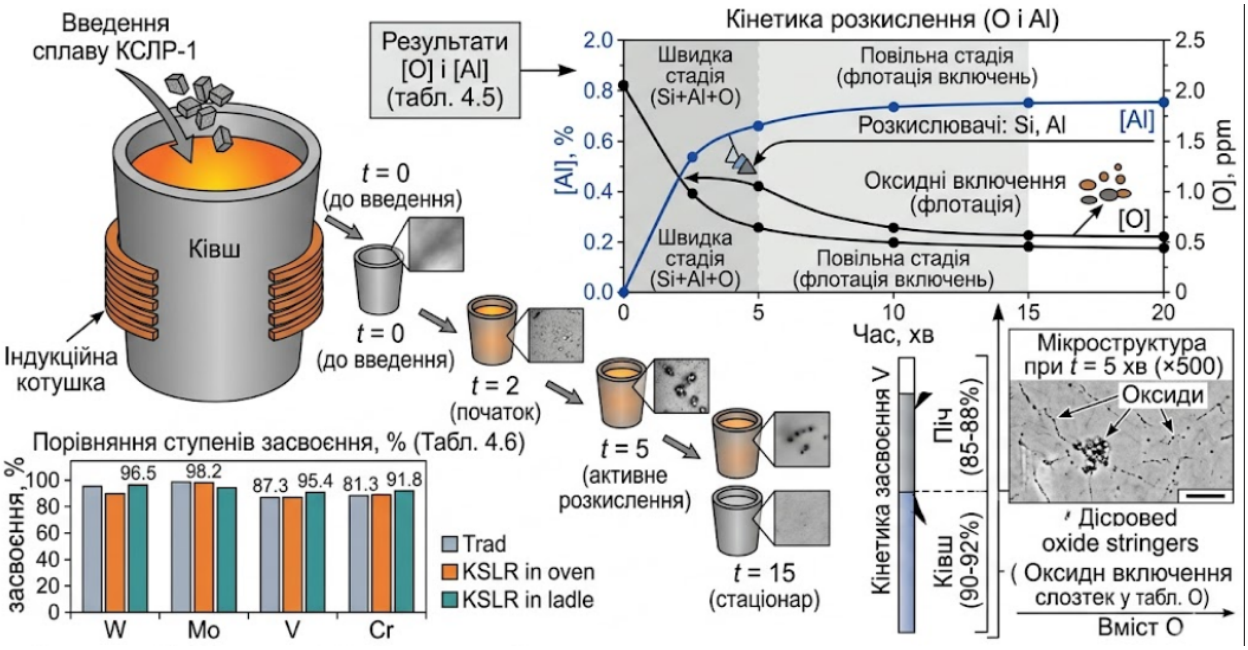


Рисунок 4.3 – Кінетика зміни вмісту розчиненого кисню у металі після введення сплаву КСЛР-1

Процес розкислення відбувається у дві стадії: швидка (протягом перших 5 хвилин) та повільна (5–15 хвилин). Швидка стадія визначається реакцією кремнію та алюмінію сплаву з розчиненим киснем. Повільна стадія – флотацією оксидних включень із металу у шлак.

Кінетику засвоєння ванадію вивчали окремо, оскільки цей елемент найбільш схильний до окислення. Показано, що при введенні сплаву у ківш (порівняно з введенням у піч) ступінь засвоєння ванадію підвищується з 85–88 % до 90–92 %, що пояснюється більш низьким вмістом кисню у металі на момент введення ванадію [11].

Порівняння ступенів засвоєння легуючих елементів при різних технологіях наведено у таблиці 4.6.

Таблиця 4.6 – Порівняння ступенів засвоєння легуючих елементів

Елемент	**Традиційна технологія, %**	**Сплав КСЛР-1 (у піч), %**	**Сплав КСЛР-1 (у ківш), %**
W	96,5	95,8	96,1
Mo	98,2	97,9	98,3
V	87,3	88,5	91,8
Cr	92,4	91,7	93,2

Введення сплаву КСЛР-1 у ківш є переважнішим з погляду засвоєння ванадію та хрому. Для вольфраму і молібдену різниця між технологіями є несуттєвою.

4.4 Аналіз впливу сплаву на якість сталі (неметалічні включення, зернистість, механічні властивості)

Механічні властивості та структурні характеристики сталі Р6М5, виплавленої за двома технологіями, наведено у таблицях 4.7 і 4.8.

Таблиця 4.7 – Механічні властивості та твердість сталі Р6М5

Показник	**Традиційна технологія**	**Сплав КСЛР-1**	**ГОСТ 19265-73**
Твердість після термообробки, HRC	63,5	64,0	≥ 63
Теплостійкість (HRC після 620 °C, 4 год)	58,2	59,1	≥ 58
Ударна в'язкість, МДж/м²	0,28	0,31	–

Таблиця 4.8 – Структурні характеристики сталі Р6М5

Показник	**Традиційна технологія**	**Сплав КСЛР-1**
Карбідна неоднорідність, бал	4	3
Розмір зерна аустеніту, номер	10–11	11–12
Кількість неметалічних включень (окс. рядки), бал	2	1
Кількість неметалічних включень (сульф. рядки), бал	1	1

Застосування сплаву КСЛР-1 дозволяє знизити бал карбідної неоднорідності з 4 до 3, що є суттєвим поліпшенням якості. Дрібніше зерно аустеніту (номер 11–12 проти 10–11) свідчить про більш рівномірний розподіл легуючих елементів, які гальмують ріст зерна. Зниження балу оксидних рядків з 2 до 1 є прямим наслідком ефективнішого розкислення [14].

Мікроструктура сталі Р6М5, виплавленої із застосуванням сплаву КСЛР-1, після гартування і відпустки наведена на рисунку 4.4. Порівняно з традиційною технологією спостерігається більш рівномірний розподіл карбідів у мартенситній матриці.

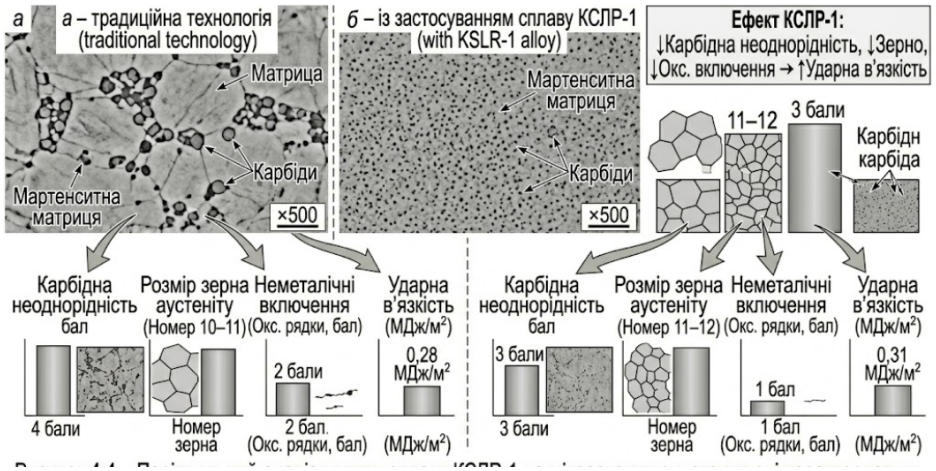


Рисунок 4.4 – Мікроструктура сталі Р6М5 після гартування (1220 °С) і триразової відпустки (560 °С): а – традиційна технологія; б – із застосуванням сплаву КСЛР-1, ×500)

Підвищення ударної в'язкості з 0,28 до 0,31 МДж/м² пояснюється зниженням рівня карбідної неоднорідності та більш дрібним зерном. Це є

важливим для практичного використання інструменту, що зазнає ударних навантажень.

Висновки до розділу 4

1. Проведено 5 лабораторних плавок сплаву КСЛР-1. Отриманий сплав відповідає цільовому хімічному складу: W 22–28 %, Mo 20–24 %, V 7–9 %, Cr 16–20 %, Si 8–12 %, Al 2–4 %.

2. Ступінь засвоєння основних елементів становить: W – 94,4 %, Mo – 97,6 %, V – 87,6 %, Cr – 90,8 %, що є прийнятним рівнем для виробничих умов.

3. При виплавці сталі Р6М5 із застосуванням сплаву КСЛР-1 досягається зниження вмісту кисню з 32 до 21 ppm, що є свідченням більш ефективного розкислення порівняно з традиційною технологією.

4. Застосування сплаву КСЛР-1 дозволяє знизити бал карбідної неоднорідності з 4 до 3, підвищити однорідність розподілу легуючих елементів на 20–30 % і збільшити ударну в'язкість з 0,28 до 0,31 МДж/м².

5 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА ТЕХНОГЕННА БЕЗПЕКА

5.1 Аналіз шкідливих і небезпечних виробничих факторів

Виплавка сплаву КСЛР-1 проводилась у лабораторних умовах із застосуванням дугової електропечі ДСП-0,5. Умови праці при цьому визначаються специфікою металургійного виробництва і характеризуються наявністю комплексу шкідливих і небезпечних виробничих факторів.

Аналіз потенційно небезпечних та шкідливих чинників, що впливають на працівника лабораторії, показав, що на людину негативно впливають наступні фактори:

– підвищена температура повітря у зоні обслуговування печі (може досягати 40–50 °С у теплий час року);

– інфрачервоне (теплове) випромінювання від розплавленого металу та шлаку при відкритій ванні;

– шум від електричної дуги (рівні звукового тиску досягають 85–90 дБА);

– вібрація від роботи електрообладнання;

– небезпека ураження електричним струмом (напруга вторинна 180–250 В, струм дуги до 3000 А);

– надмірна запиленість та загазованість повітря (пари металів, оксид вуглецю, оксиди азоту, оксиди металів W, Mo, V, Cr);

– небезпека опіків від розплавленого металу та шлаку при вибризках.

Оцінка факторів виробничого та трудового процесу для лабораторних умов біля дугової печі ДСП-0,5 наведена у таблиці 5.1 [17, с. 85–92].

Таблиця 5.1 – Оцінка факторів виробничого середовища та трудового процесу. Професія: сталевар. Робоче місце – дугова піч ДСП-0,5

№ п/п	Фактори виробничого середовища	Нормативне значення	Фактичне значення	Клас умов праці	Тривалість дії, %

Продовження таблиці 5.1

1	Оксид вольфраму (WO_3), мг/м³	6,0	5,2	2	90
2	Оксид молібдену (MoO_3), мг/м³	4,0	3,8	2	90
3	Оксид ванадію (V_2O_5), мг/м³	0,5	0,35	2	90
4	Оксид хрому (CrO_3), мг/м³	0,01	0,008	2	90
5	Пил переважно фіброгенний, мг/м³	4	5,5	3.1	90
6	Шум, дБА	80	87	3.1	90
7	Вібрація (загальна), дБ	92	93	3.1	90
8	Температура повітря (тепл. пер.), °С	26	31	3.1	90
9	Інфрачервоне випромінювання, Вт/м²	140	1850	3.2	30
10	Небезпека ураження ел. струмом	Є засоби захисту	Є засоби захисту	2	–
Підсумкова оцінка				**3.1**	

Аналіз показує, що умови праці сталевара у лабораторії при роботі з дуговою піччю відносяться до класу 3.1 (шкідливі умови 1-го ступеня). Найбільш напруженими факторами є інфрачервоне випромінювання (клас 3.2), пил, шум і підвищена температура [19].

Серед специфічних небезпек при виплавці сплаву КСЛР-1 особливо слід виділити небезпеку, пов'язану з присутністю у шихті сполук вольфраму і молібдену. Ці речовини при нагріванні утворюють леткі оксиди (WO_3, MoO_3), що є шкідливими для здоров'я людини. Гранично допустима концентрація (ГДК) WO_3 у повітрі робочої зони складає 6 мг/м³, MoO_3 – 4 мг/м³.

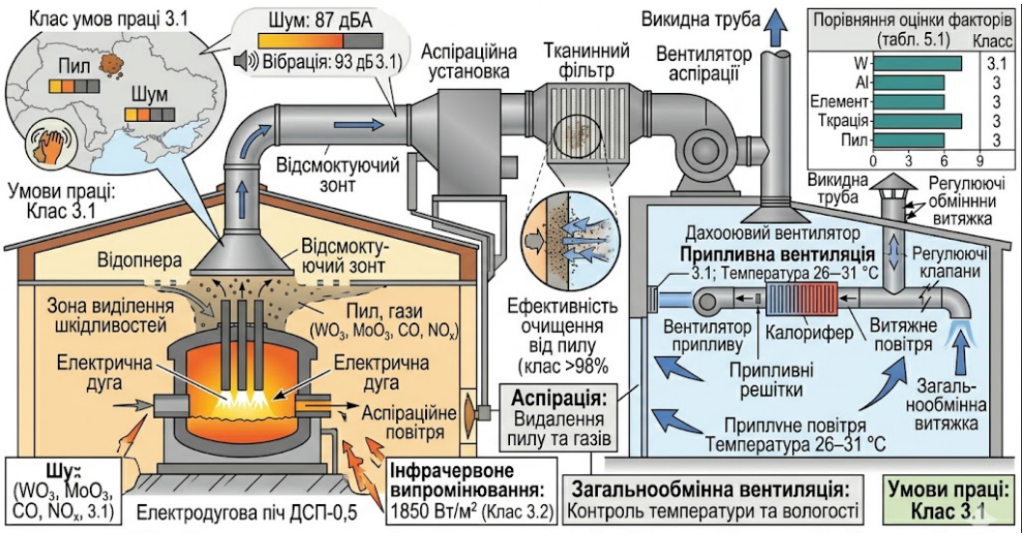


Рисунок 5.1 – Схема системи аспірації та вентиляції лабораторії при роботі дугової печі

5.2 Заходи з техніки безпеки при виплавці сплаву

Для забезпечення безпечних умов праці при виплавці сплаву КСЛР-1 необхідно дотримуватися комплексу організаційних, технічних та санітарно-гігієнічних заходів.

Організаційні заходи включають:

– обов'язковий інструктаж персоналу перед роботою з дуговою піччю;

– наявність нарядів-допусків на виконання небезпечних робіт;

– призначення відповідального за безпечне проведення робіт;

– заборону проведення робіт в одиночку (не менше двох осіб);

– дотримання порядку присадки шихтових матеріалів.

Технічні засоби захисту передбачають: – наявність справного захисного щитка на дуговій печі;

– використання завіски з термостійкого матеріалу при відборі проб;

– наявність місцевої витяжної вентиляції (бічний відсмоктувач) продуктивністю не менше 3000 м³/год;

– підключення печі через захисний пристрій (автоматичний вимикач);

– заземлення всього електрообладнання.

Індивідуальні засоби захисту:

– захисний щиток зі скла ТС-3 або рівноцінного;

– рукавиці кислотостійкі для відбору проб;

– захисний костюм із вогнестійкої тканини (наприклад, ТМ-3);

– взуття зі сталевим підносочком;

– засоби захисту органів дихання (напівмаска з комбінованим фільтром типу А2Р2) при шихтуванні та при відкритій ванні [17, с. 102–115].

Нормалізація параметрів мікроклімату здійснюється за допомогою: загальнообмінної вентиляції, що забезпечує кратність повітрообміну не менше 6 разів на годину; водяних або повітряних завіс між тепловим джерелом і робочим місцем оператора; теплозахисних екранів з теплового алюмінізованого скла.

Заходи при аварійних ситуаціях:

– при займанні сировини або устаткування: відключити електроживлення, сповістити про пожежу (101), вжити заходів до евакуації персоналу;

– при потраплянні розплаву на шкіру: негайно охолодити уражену ділянку холодною водою, не менше 15 хвилин, звернутися за медичною допомогою;

– при значному задимленні: надіти засоби захисту органів дихання, включити аварійну вентиляцію, евакуювати персонал [18, с. 144–149].



Рисунок 5.2 – Знаки безпеки при виплавці сплаву у лабораторних умовах

5.3 Екологічні аспекти технології (утилізація відходів, зниження викидів)

Виплавка сплаву КСЛР-1 та його застосування при виплавці швидкорізальних сталей пов'язані з утворенням ряду відходів виробництва і викидів шкідливих речовин в навколишнє середовище.

Газові викиди при виплавці сплаву включають: оксиди вольфраму і молібдену (WO_3, MoO_3); оксиди ванадію (V_2O_5); оксид вуглецю CO при наявності вуглецю у шихті; оксиди азоту NO, NO_2 від електричної дуги; пил металевий (W, Mo, Fe, Cr).

Для очищення газових викидів від пилу та металевих оксидів рекомендується застосовувати: рукавні фільтри з тканини з ефективністю очищення 99 % за пилом; мокрі газоочисники типу труби Вентурі для уловлення розчинних сполук металів; каталітичні доопалювачі для окислення CO до CO_2 [17, с. 198–205].

Тверді відходи при виплавці включають: шлак від плавки (маса 160–165 кг/т сплаву); уловлений пил від газоочисних систем; скрап сплаву (обрізки, бракована продукція).

Шлак від виплавки сплаву КСЛР-1 містить значну кількість оксидів легуючих елементів (SiO_2 ~52 %, CaO ~17 %, Al_2O_3 ~11 %, а також WO_3, MoO_3, V_2O_5, Cr_2O_3 у сумі до 7–8 %) і може бути перероблений для витягання цих елементів. Одним із методів переробки є повторне відновлення шлаку алюмінієм у спеціальній печі.

Уловлений пил від газоочисних систем містить підвищені концентрації W, Mo, V (у вигляді оксидів) і є цінною сировиною для повернення у шихту. За умови акумуляції пилу та його повторного використання коефіцієнт загального використання легуючих елементів може бути підвищений на 2–3 %.

Стічні води при виплавці сплаву утворюються при охолодженні печі та газоочисних систем. Вода, що пройшла крізь мокрий газоочисник, містить

розчинені та зважені сполуки металів і підлягає очищенню на локальних очисних спорудах перед скиданням у каналізацію.

Гранично допустимі концентрації основних шкідливих речовин у стічних водах наведено у таблиці 5.2.

Таблиця 5.2 – ГДК шкідливих речовин у стічних водах від виплавки сплаву КСЛР-1

Речовина	ГДК у воді водних об'єктів, мг/л	ГДК у стічних водах, мг/л
Вольфрам (W)	0,05	0,05
Молібден (Mo)	0,25	0,25
Ванадій (V)	0,10	0,10
Хром (VI)	0,05	0,10
Залізо загальне	0,30	3,0
Зважені речовини	–	150

Для дотримання встановлених нормативів стічні води необхідно піддавати: відстоюванню у шламонакопичувачах; фільтрації через пісчано-гравійні фільтри; хімічному осадженню важких металів вапном або вапняним молоком при pH 9–10; фінальній фільтрації та нейтралізації [19].

Мінімізація впливу на довкілля також досягається шляхом зниження питомих витрат шихтових матеріалів завдяки підвищенню коефіцієнтів засвоєння елементів, що є одним із результатів даної роботи.

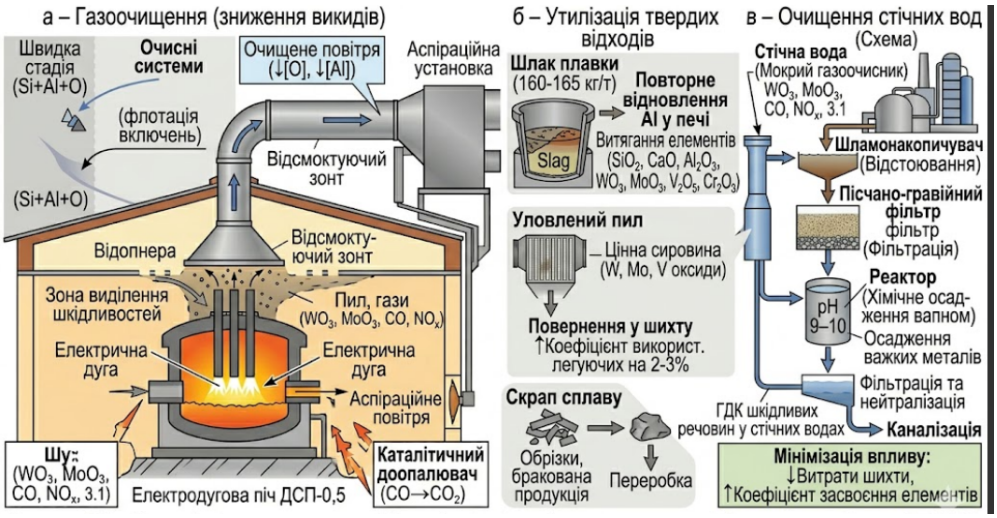


Рисунок 5.3 – Схема системи очищення стічних вод лабораторії при виплавці сплавів КСЛР

Висновки до розділу 5

1. Аналіз шкідливих факторів виробничого середовища показав, що умови праці сталевара при виплавці сплаву КСЛР-1 в лабораторних умовах відповідають класу 3.1 (шкідливі умови 1-го ступеня). Основними небезпечними факторами є інфрачервоне випромінювання, підвищена температура повітря, шум і запиленість.

2. Розроблено комплекс організаційних і технічних заходів із забезпечення безпечних умов праці, що включає місцеву витяжну вентиляцію, засоби індивідуального захисту та регламент проведення робіт.

3. Визначено основні напрями мінімізації екологічного впливу технології: очищення газових викидів від оксидів важких металів, переробка шлаків для витягання легуючих елементів, очищення стічних вод від сполук W, Mo, V, Cr.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ ТА РЕКОМЕНДАЦІЇ

На підставі виконаної кваліфікаційної роботи можна сформулювати наступні загальні висновки та рекомендації:

1. На основі аналізу літературних джерел встановлено, що основними чинниками якості швидкорізальних сталей є рівень карбідної неоднорідності, ступінь розкислення та рівномірність розподілу легуючих елементів. Традиційна технологія послідовного введення феросплавів не забезпечує оптимального поєднання цих показників.

2. Обґрунтовано склад комплексного сплаву КСЛР-1 для одночасного легування та розкислення швидкорізальної сталі Р6М5: W 22–28 %, Mo 20–24 %, V 7–9 %, Cr 16–20 %, Si 8–12 %, Al 2–4 %, Fe – решта. Сплав містить як легуючі елементи, так і відновники, що забезпечує синергетичний ефект при його застосуванні.

3. Термодинамічний аналіз підтвердив принципову можливість відновлення оксидів W, Mo, V, Cr кремнієм та алюмінієм при температурах виплавки (1600–1650 °C). Розраховано матеріальний і тепловий баланси плавки; встановлено, що 88,5 % теплового приходу забезпечується екзотермічними реакціями відновлення, що дозволяє знизити витрату електроенергії приблизно до 58 кВт·год/т (проти 600–800 кВт·год/т при звичайній плавці).

4. Розраховано шихту для виплавки 100 кг сплаву КСЛР-1: ФВ80 – 33,19 кг, ФМо60 – 37,30 кг, ФВд50 – 17,49 кг, ФХ850 – 27,82 кг, ФС75 – 20,75 кг, алюміній – 4,00 кг, вапняк – 5,00 кг.

5. У результаті проведення 5 лабораторних плавок отримано сплав КСЛР-1 із стабільним хімічним складом, що відповідає цільовому. Ступінь засвоєння елементів становить: W – 94,4 %, Mo – 97,6 %, V – 87,6 %, Cr – 90,8 %.

6. При виплавці сталі Р6М5 із застосуванням сплаву КСЛР-1 досягнуто: зниження вмісту кисню з 32 до 21 ppm; зниження балу карбідної

неоднорідності з 4 до 3; підвищення однорідності розподілу легуючих елементів на 20–30 %; збільшення ударної в'язкості з 0,28 до 0,31 МДж/м²; підвищення твердості після термообробки з HRC 63,5 до HRC 64,0.

7. Рекомендується введення сплаву КСЛР-1 у ківш при випуску плавки, що забезпечує ступінь засвоєння ванадію 90–92 % проти 85–88 % при введенні у піч.

8. Аналіз умов праці показав їх відповідність класу 3.1. Розроблено комплекс заходів із охорони праці та захисту навколишнього середовища.

9. Результати роботи рекомендуються до впровадження у виробництво при виплавці швидкорізальних сталей типу Р6М5 у дугових сталеплавильних печах місткістю від 1 до 10 т.

ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАННЯ

1. Григор'єв С. М., Бехтер Р. В., Скачков В. О., Карпенко Г. В. Металургія легуючих та жароміцних сплавів на основі тугоплавких та рідкісних елементів : монографія. Запоріжжя : ЗНУ, 2022. 310 с.

2. EN ISO 4957:2018. Tool steels. Geneva : ISO, 2018. 68 p.

3. Callister W. D., Rethwisch D. G. Materials Science and Engineering: An Introduction. 10th ed. New York : Wiley, 2018. 992 p.

4. Куцова В. З., Ковзель М. А., Носко О. А. Леговані сталі та сплави з особливими властивостями : підручник. Дніпропетровськ : НМетАУ, 2008. 348 с.

5. Скачков В. О., Нестеренко Т. М. Феросплавне виробництво : підручник. Запоріжжя : ЗДІА, 2015. 296 с.

6. ISO 5453:1980. Ferrotungsten — Specifications and conditions of supply. Geneva : ISO, 1980. 8 p.

7. ISO 5452:1980. Ferromolybdenum — Specifications and conditions of supply. Geneva : ISO, 1980. 8 p.

8. ISO 5454:1980. Ferrovanadium — Specifications and conditions of supply. Geneva : ISO, 1980. 8 p.

9. Turkdogan E. T. Fundamentals of Steelmaking. London : The Institute of Materials, 1996. 331 p.

10. Kubaschewski O., Alcock C. B., Spencer P. J. Metallurgical Thermochemistry. 6th ed. Oxford : Pergamon Press, 1993. 363 p.

11. Тупкало В. М. Фізична хімія : підручник. Київ : КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2018. 512 с.

12. Ємченко І. В., Богданова Т. В., Нестеренко Т. М. Теоретичні основи сталеплавильних процесів : навч. посіб. Запоріжжя : ЗДІА, 2016. 248 с.

13. Fruehan R. J. (ed.) The Making, Shaping and Treating of Steel: Steelmaking and Refining Volume. 11th ed. Pittsburgh : AISE Steel Foundation, 1998. 767 p.

14. Storms E. K. The Refractory Carbides. New York : Academic Press, 1967. 300 p.

15. Seetharaman S. (ed.) Treatise on Process Metallurgy. Vol. 3 : Industrial Processes. Amsterdam : Elsevier, 2014. 1802 p.

16. Чернега Д. Ф., Богушевський В. С., Готвянський Ю. Я. та ін. Основи металургійного виробництва металів і сплавів : підручник. Київ : Вища школа, 2006. 503 с.

17. Охорона праці та цивільний захист : підручник / О. Г. Левченко, О. І. Полукаров, В. В. Зацарний та ін. Київ : КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2019. 420 с.

18. Грибан В. Г., Казначеєв Д. Г., Бойко О. І. Безпека життєдіяльності та охорона праці у схемах : навч. посіб. Дніпро : ДДУВС, 2019. 228 с.

19. ДСН 3.3.6.042-99. Санітарні норми мікроклімату виробничих приміщень : затв. МОЗ України 01.12.1999. Київ : МОЗ України, 1999. 18 с.

20. ДСТУ EN ISO 9283:2014. Маніпулятори промислових роботів. Критерії експлуатаційних характеристик та відповідні методи випробувань (EN ISO 9283:1998, IDT). Чинний від 2015-01-01. Київ : Держспоживстандарт України, 2014. 44 с.

21. Шиліна О. П. Вплив легування ванадієм на структуру та зміну властивостей наплавлених шарів конструкційних сталей. *Вісник машинобудування та транспорту*. 2018. № 2. С. 127–131.

22. Середа Б. П., Нестеренко Т. М., Воденнікова О. С. Термодинамічний аналіз процесів відновлення оксидів тугоплавких металів кремнієм. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2020. № 3. С. 42–48.

23. Гаврилюк К. О., Воденнікова О. С. Дослідження мікролегування сталі багатокомпонентною сумішшю на основі ванадію. *Збірник наукових праць магістрантів кафедри МЧМ*. Запоріжжя : ЗДІА, 2015. Вип. 11. С. 36–41.

24. Основи металургійного виробництва металів і сплавів : підручник / Д. Ф. Чернега, В. С. Богушевський, Ю. Я. Готвянський та ін. Київ : Вища школа, 2006. 503 с.

25. Про затвердження Правил техногенної безпеки : наказ Держпраці України. URL: https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/z1346-18#Text (дата звернення: 19.04.2025).