МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
АКАДЕМІЯ ІНЖЕНЕРНИХ НАУК УКРАЇНИ
НАЦІОНАЛЬНА МЕТАЛУРГІЙНА АКАДЕМІЯ УКРАЇНИ

ТЕОРІЯ І ПРАКТИКА МЕТАЛУРГІЇ

№4
(145)
2024

ЗАГАЛЬНОДЕРЖАВНИЙ НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ ЖУРНАЛ

Видається з березня 1997 року
Виходить 6 разів на рік

Засновники: Національна металургійна академія України
Відділення матеріалознавства та металургії
Академії інженерних наук України

Видавці: Національна металургійна академія України
Відділення матеріалознавства та металургії
Академії інженерних наук України

Дніпро
2024

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
УКРАЇНСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ НАУКИ І ТЕХНОЛОГІЙ
АКАДЕМІЯ ІНЖЕНЕРНИХ НАУК УКРАЇНИ

Загальнодержавний
науково-технічний журнал

ISSN 1028-2335

Випуск 4 (145) 2024р

Свідоцтво про реєстрацію:
серія КВ № 21962-11862ПР
від 23 березня 2016 року

Наказом МІНІСТЕРСТВА ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ **№157** від ***09.02.2021 р***. журнал включено до категорії «Б» переліку наукових фахових видань України, по спеціальностям:
133 – Галузеве машинобудування;
136 – Металургія;
161 – Хімічні технології

Формат $60x84^{1}/_{8}$.
Ум.друк.арк. 6,86
Адреса редакції та видавця: Український державний університет науки і технологій України, вул.Лазаряна, 2, м.Дніпро, 49006
т.(056) 745-41-96;
Тираж 100 прим.

Засновиники:
Український державний університет науки і технологій;
Центр (відділення) матеріалознавства і металургії Академії інженерних наук України

+38056-745-41-96;
http://tpm.nmetau.edu.ua
e-mail:projdak@metal.nmetau.edu.ua

Комп’ютерне верстання О.Г.Безшкуренко

MINISTRY OF EDUCATION AND SCIENCE OF UKRAINE
ACADEMY OF ENGINEERING SCIENCES OF UKRAINE
NATIONAL METALLURGICAL ACADEMY OF UKRAINE

THEORY AND PRACTICE OF METALLURGY

#4 (145)
2024

GENERAL STATE SCIENTIFIC AND TECHNICAL JOURNAL

Issued since March 1997
Released 6 times a year

Founders: National Metallurgical Academy of Ukraine
Department of Materials Science and Metallurgy
Of the Academy of Engineering Sciences of Ukraine

Publishers: National Metallurgical Academy of Ukraine
Department of Materials Science and Metallurgy
Of the Academy of Engineering Sciences of Ukraine

Dnipro
2024

MINISTRY OF EDUCATION AND SCIENCE OF UKRAINE
Ukrainian State University of Science and Technologies
ACADEMY OF ENGINEERING SCIENCES OF UKRAINE

National scientific journal

ISSN 1028-2335

Edition 4 (145) 2024 year

Certificate of registration:
КВ № 21962-11862ПР
23.03.2016

By the order of the MINISTRY OF EDUCATION AND SCIENCE OF UKRAINE №157 from 09.02.2021, the journal is included in category "B" of the list of scientific professional publications of Ukraine, by specialties:
133 - Industry engineering;
136 - Metallurgy;
161 - Chemical technologies

Format 60x84 1/8.
CPP. 6,86
Editorial address and publisher: Ukrainian State University of Science and Technologies,
Lazarana,2 , Dnipro 49006
т.(056) 745-41-96;
Copies of 100.

Founders:
Ukrainian State University of Science and Technologies;
Center (Department) of Materials Science and Metallurgy of the Academy of Engineering Sciences of Ukraine

+38056-745-41-96;
http://tpm.nmetau.edu.ua
e-mail:projdak@metal.nmetau.edu.ua

Computer layout by Olexej Bezshkurenko

https://doi.org/10.34185/tpm.4.2024.01
УДК 543.544.13:543.27

Гришин О.М., Величко О.Г., Надточій А.А., Безшкуренко О.Г.

Фізико-хімічні основи формування газової фази при твердофазному відновленні оксидів

Grishin O., Velichko O., Nadtochii A., Bezshkurenko O.

Physico-chemical basis of gas-phase solution during solid-phase renewal of oxides

Мета. Фізико-хімічний аналіз процесів газифікації вуглецевих матеріалів з використанням комплексного окиснювача.
Методика. Термодинамічне моделювання виконане з використанням програмного комплексу HSC Chemistry 6.1. Кінетичні дослідження проведені з використанням термогравіметричного методу аналізу. Адсорбція газів на поверхні вуглецю вивчена з використанням методу газової хроматографії.
Наукова новизна. Експериментально підтверджено вплив каталітичних добавок на адсорбційно-хімічну ланку процесу газифікації. Подальший розвиток отримали уявлення про механізм впливу каталітичних добавок на ланку газифікації вуглецевих матеріалів.
Практична значимість. Отримані результати розширюють практичні можливості інтенсифікації процесу газифікації, що забезпечує підвищення продуктивності твердофазного відновлення агрегатів.
Ключові слова: Газифікація, комплексний окисник, каталітичні добавки, адсорбційно-хімічна ланка.
Purpose. Physico-chemical analysis of the gasification processes of carbon materials with complex oxidizing agents.
Methodology. The thermodynamic model includes the use of the HSC Chemistry 6.1 software package. Kinetic studies were conducted using the thermogravimetric analysis method. Adsorption of gases on the liquid surface occurs using various gas chromatography methods.
Scientific novelty. The influence of catalytic additives on the adsorption-chemical link of the gasification process has been experimentally confirmed. The understanding of the mechanism of influence of catalytic additives on the gasification link of carbon materials has been further developed.
Practical significance. The results obtained expand the practical possibilities of intensifying the gasification process, which ensures an increase in the productivity of solid-phase recovery of aggregates.
Keywords: Gasification, complex oxidant, catalytic additives, adsorption-chemical link.

Вступ. Розвиток сучасної металургійної технології в більшій мірі орієнтоване на питання економії мінеральних та енергетичних ресурсів, інтенсифікації існуючих технологій вилучення металів із руд. Значна частина технологічних схем прямого отримання металів (DRI) засновані на процесах твердофазного відновлення, найважливішим ланкою яких є формування газової фази за допомогою газифікації вуглецевих матеріалів за участю комплексного окислювача.

Аналіз літературних даних та постановка задачі. Світове виробництво заліза прямого випуску (DRI) у 2021 році зросло на 13,7% порівняно з 2022 роком до 119,2 млн тонн, свідчать дані [1].

Виробництво DRI за технологією MIDREX становить 59,5% від загального річного показника, HYL/Energiron – 12,7%, PERED – 2,2%, Rotary Kiln – 25,4% та інші – 0,1%.

Серед численних технологій безпосереднього отримання металів слід виділити дві групи методів, заснованих на процесах твердофазного відновлення оксидів газами і вуглецем: відновлення газами та відновлення вуглецем.

Загальним фактором в цих технологіях є процес отримання відновних газів. Газова фаза з високим відновним потенціалом утворюється при газифікації вуглецевих матеріалів або шляхом окислювальної конверсії метану. Таким чином, аналіз фізико-хімічних закономірностей цих процесів є основою для розробки ефективних технологій отримання газової фази із заданими властивостями.

Теоретичні дослідження окислювальної газифікації. Розвиток фізико-хімічних закономірностей твердофазного відновлення оксидної сировини передбачає термодинамічний і кінетичний аналіз ланки газифікації вуглецю і карбідів. Газифікація є невід'ємною і часто провідною ланкою в процесах вилучення ряду металів з руд, зокрема, в вуглецево-термічному і комплексному (газовуглець-термічний) відновленні заліза, оксидів хрому та ін. За результатами термодинамічного аналізу системи С-Н-О визначається рівноважний склад газової фази, а також окислювально-відновний (або кисневий) і вуглецевий потенціали. Розрахунок зводиться до визначення парціальних тисків CO, CO_2, H_2 і H_2O, які пов'язані реакцією водяного газу

©
Гришин О.М. – д.т.н., доц УДУНТ
Величко О.Г. – д.т.н., проф. УДУНТ, академік НАН України
Надточій А.А. – к.т.н., доц. УДУНТ
Безшкуренко О.Г. – к.т.н., УДУНТ

Grishin O., - d.t.s., docent USUST
Velichko O., - d.t.s., professor, USUST Academician of the National Academy of Sciences of Ukraine
Nadtochii A. – c.t.s., docent USUST
Bezshkurenko O. – c.t.s. UDUNT

$H_2O + CO = H_2 + CO_2$, (1)

Рис. 1 наведено результати розрахунку рівноважного складу газової фази процесу газифікації вуглецю.

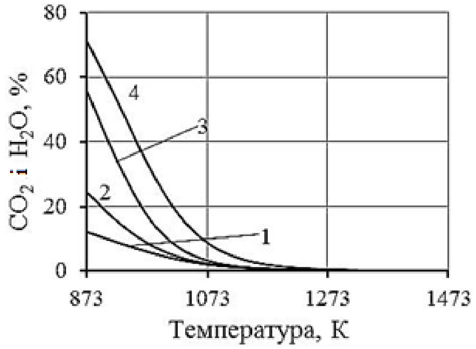


Рис. 1. Рівноважний склад газової фази вуглецевої газифікації становить 1,2 – H_2O, 3,4 – CO_2 при: 1 – α=0,75 і β=0,25; 2 – α=0,25 і β=0,75; 3 – α=0,25;
4 – α=0,75 при цьому $\alpha = (P_{CO_2} + P_{CO})$; $\beta = (P_{H_2} + P_{H_2O})$

Метан може утворюватися в аналізованій системі:

$C + 2H_2 = CH_4$, (2)

$CO + 3H_2 = CH_4 + H_2O$. (3)

В умовах твердофазного відновлення газифікація відбувається за участю комплексного окислювача H_2O, CO_2, O_2. Процес газифікації вуглецю за участю комплексного окиснювача за термодинамічними перевагами можна умовно розділити на наступні етапи з підвищенням температури:

1. газифікація за участю кисню; 2. Реакція утворення метану;

3. Перетворення метану;

4. Завершення газифікації вуглецю за рахунок H_2O та CO_2;

5. Формування рівноважного складу газової фази шляхом реакції водяного газу.

Різні карбіди, такі як Fe_3C і Cr_3C_2, також можуть піддаватися окислювальної газифікації і таким чином брати участь у процесі відновлення [2]:

$Fe_3C + CO_2 = 3Fe + 2CO$, (4)

$Cr_3C_2 + CO_2 = Cr_7C_3 + CO$, (5)

$7/5Cr_3C_2+H_2O=3/5Cr_7C_3+H_2+CO$. (6)

На рисунку 2 наведені результати розрахунку рівноважного складу газової фази газифікації карбіду Cr_3C_2.

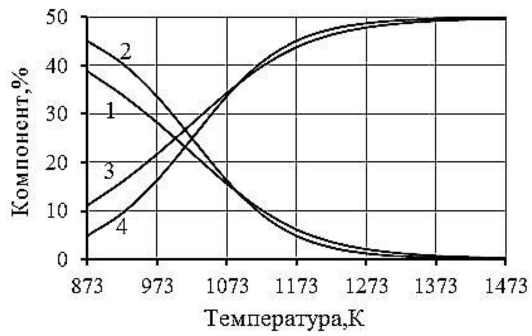
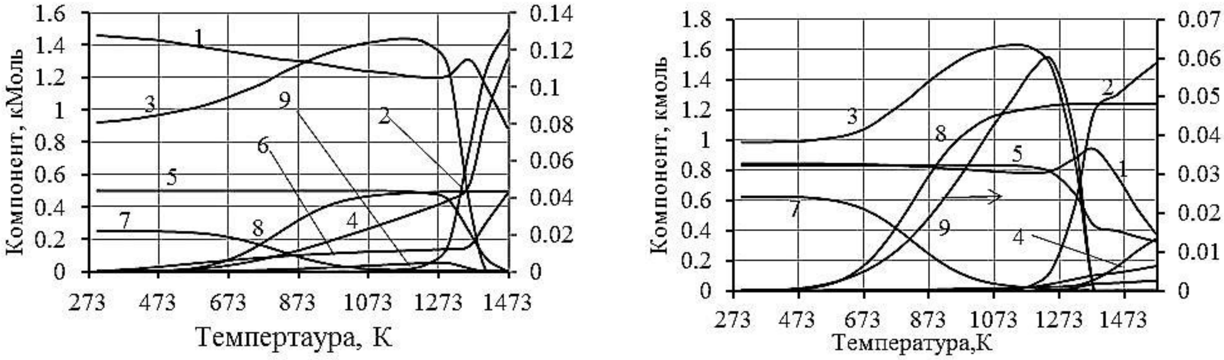


Рис. 2. Рівноважний склад газової фази газифікації Cr_3C_2 водяною парою і CO_2 для реакції 5 і 6: 1 – H_2O, 2 – CO_2, 3 – H_2 і 4 – CO

Менш вивчені процеси газифікації карбідів газовою фазою, що складається з H_2O, CO_2 і O_2. Окислювально-відновні характеристики отриманої газової фази також залежать від T, P_Σ і співвідношень C/O і C/H.

Термодинамічне моделювання, виконане з використанням програмного комплексу HSC Chemistry 6.1, дозволяє аналізувати рівноважний вміст компонентів в заданому температурному діапазоні, результати представлені на рис. 3.



а б

Рис. 3. Термодинамічне моделювання процесу газифікації Cr3C2 комплексним окислювачем а) (H_2O+CO_2) і б) ($H_2O+CO_2+O_2$): 1 – Cr_3C_2;
2 – CO; 3 – C;4 – Cr_7C_3; 5 – Cr_2O_3; 6 – $Cr_{23}C_6$; 7 – CH_4; 8 – H_2; 9 – Cr

Моделювання процесу газифікації карбіду Cr_3C_2 (рис. 3) має важливу особливість – появу оксиду хрому Cr_2O_3. Важко уявити, що утворення Cr_2O_3 пов'язане з появою металевого хрому на початковому етапі і його подальшим окисленням. Ймовірно, існує інша схема – утворення оксикарбіду $Cr_3\ O_nC_{n-1}$ з його руйнуванням за схемою $Cr_3\ O_nC_{n-1} \rightarrow Cr_2O_3+Cr_7C_3+3CO$. Оксикарбід утворюється шляхом ізоморфного заміщення атомів вуглецю атомами кисню. У досліджуваному температурному діапазоні хром має більш високу спорідненість до кисню, ніж вуглець, що може служити термодинамічним аргументом на користь утворення Cr_2O_3. Термодинамічний аналіз показує більш високу ймовірність утворення карбіду $Cr_{23}C_6$, ніж Cr_7C_3, незважаючи на те, що ймовірність утворення тригонального карбіду вище. Можна припустити, що газифікація карбіду Cr_3C_2 реалізується за зональною схемою. Варіація співвідношень C/O, а також складу окислювальної фази (CO_2:H_2O:O_2) призводять до зміни складу і відновного і окислювального потенціалу газової фази, але практично не впливають на послідовність перетворень.

Послідовність етапів газифікації карбіду вуглецю комплексним окиснювачем може бути представлена:

1. утворення оксикарбіду;
2. розкладання оксикарбіду з утворенням $Cr_2O_3+Cr_7C_3$;
3. розпад CO з утворенням сажистого вуглецю; 4. утворення метану;
5. перетворення метану; 6. газифікація C та подальша газифікація карбідів;
7. регулювання складу газової фази за допомогою реакції водяного газу.

Результати експериментальних досліджень та їх обговорення. Кінетика процесу газифікації залежить від швидкості перетворення в газовій фазі, вуглецевої поверхні, а також від дифузійних процесів в прикордонному шарі і порах, від теплообміну. Це вносить суттєві корективи в результати термодинамічних розрахунків.

Проведені вимірювання швидкості газифікації вуглецевих матеріалів за участю CO_2 і H_2O, отримані результати представлені на рисунках 4, 5. Вони показують великі переваги парової газифікації твердого вуглецю незалежно від його реакційної здатності.

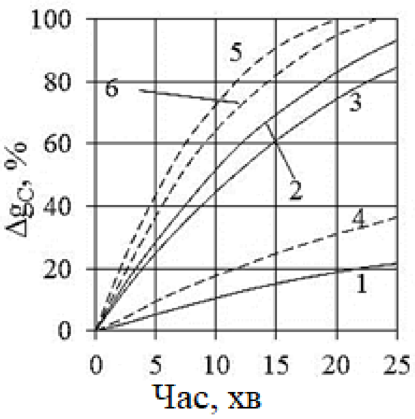


Рис. 4. Кінетика газифікації різних вуглецевих матеріалів вуглекислим газом і водяним паром при 1273К: 1, 2, 3 – CO_2; 4, 5, 6 – H_2O: 1, 4 – графіт; 2, 5 – деревне вугілля; 3, 6 – піролігнін

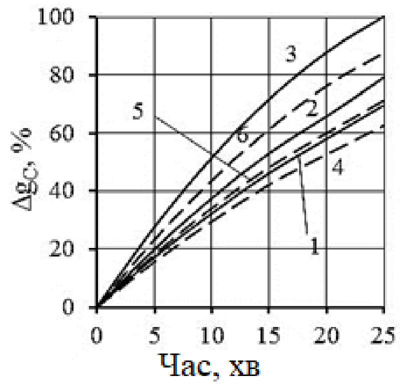


Рис. 5. Вплив газофазного складу на кінетику газифікації різних вуглецевих матеріалів при 1273К:
1, 2, 3 – деревне вугілля; 4, 5, 6 – піролігнін; 1, 4 – 70% CO_2+Ar; 2, 5 – 70% CO_2+H_2; 3, 6 – 70% CO_2+H_2O

Результати проведених нами досліджень однозначно свідчать на користь реакції газифікації за рахунок H_2O [3]. Це підтверджується результатами кінетичних досліджень газифікації вуглецевих матеріалів [4]. Додатковим аргументом можуть стати результати експериментів, які показали, що часткове заміщення CO_2 водяною парою не уповільнює, а значно інтенсифікує процес.

Слід пам'ятати, що коефіцієнт вільної дифузії в системі H_2-H_2O в кілька разів вище, ніж для CO_2 [5]. Тому зовнішній, між- і внутрічастинковий газообмін в досить великих порах в системі H_2-H_2O протікає швидше, ніж в системі CO-CO_2. Переваги більш легких газів (H_2, H_2O) зберігаються в сумішах складного складу за участю моно- і діоксида вуглецю. У тонких порах частинок шихти, які підкоряються законам кнудсеновського молекулярного потоку, кожен з газів рухається незалежно від інших. При цьому дифузійний коефіцієнт D_K обернено пропорційний квадратному кореню з молекулярної маси газу. Отже, при будь-якому дифузійному механізмі транспорт H_2-H_2O відбувається швидше.

Проведено детальний аналіз особливостей адсорбційно-хімічних взаємодій CO_2 та H_2O з твердим вуглецевим матеріалом. Закономірності адсорбційно-хімічних взаємодій у процесі газифікації паром та діоксидом вуглецю вивчено шляхом вимірювання швидкості поверхневих реакцій. Ці вимірювання були проведені методом імпульсної газової хроматографії, що дозволило виключити вплив дифузійного газообміну на результати дослідження. Отримані дані наведені в таблиці 1.

Таблиця 1. Швидкість поверхневих реакцій вуглецю з CO_2 і H_2O

Тип вуглецю	Температура, К	Реакційний газ	Швидкість газифікації, %/с
Графіт	1223	CO_2	0,044
		H_2O	0,110
	1273	CO_2	0,60
		H_2O	0,206
Деревне вугілля	1223	CO_2	0,308
		H_2O	0,605
	1273	CO_2	0,431
		H_2O	1,460

Наведені результати досліджень свідчать про значні переваги парової газифікації вуглецю в порівнянні з вуглекислим газом. Ці переваги збільшуються з підвищенням температури.

Проведено розрахунок швидкісних характеристик газифікації вуглецю, результати представлені в таблиці 2.

Таблиця 2. Швидкісні характеристики газифікації вуглецю

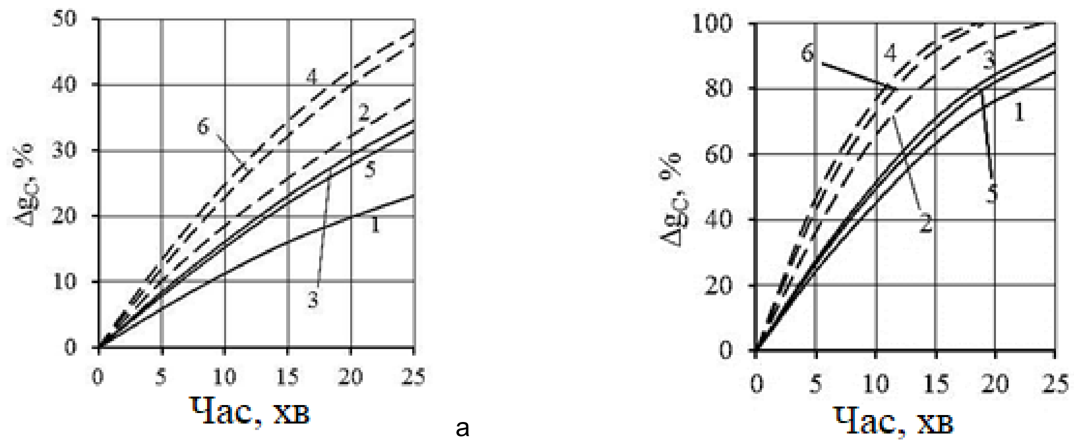
Процес	Т, К	$(\%CO_2)^{\text{ВІДН.}}_{\text{РІВН.}}$	$(\%CO_2)^{\text{ГАЗИФ.}}_{\text{РІВН.}}$	$\upsilon_{\text{ГАЗИФ.}}$, гС/хв
$Fe_3O_4 \rightarrow FeO$	1173	77,1208	2,3687	15,8451
	1273	81,7582	0,6135	19,0289
	1373	85,1125	0,1892	21,5949
	1473	87,5862	0,0682	23,9311
$Cr_2O_3 \rightarrow Cr$	1173	0,0068	2,3687	0,5006
	1273	0,0178	0,6135	0,1406
	1373	0,0252	0,1892	0,0172
	1473	0,0424	0,0682	0,0070
$Cr_2O_3 \rightarrow Cr_3C_2$	1073	0,2104	10,3477	1,8024
	1173	0,2016	2,3687	0,4594
	1273	0,1944	0,6135	0,0927
	1373	0,1885	0,1892	0,0002
	1473	-	0,0682	-

Аналіз даних підтверджує дволанкову модель відновлення, в якій швидкість процесу визначається ланком газифікації вуглецю.

Для інтенсифікації процесу газифікації необхідно використовувати методи, що прискорюють хімічну реакцію: температуру, зовнішній тиск, розмір наявної реакційної поверхні, хіміко-каталітичні та інші дії на реагуючу систему. Найбільш прийнятним методом інтенсифікації процесу газифікації є хіміко-каталітичний вплив на реагуючу систему, тобто введення каталітичних добавок.

Експериментально встановлено, що введення в систему металевого заліза значно прискорює процес газифікації вуглецю, але єдиного погляду на механізм такого ефекту немає [6,7]. Найбільш тісний зв'язок між каталітичною дією металевого заліза і досконалістю його контакту з твердими вуглецями була показана в дослідженнях [8]. Шарувата структура графіту сприяє хорошому контакту твердих реагентів і прояву автокаталізу на початковому етапі взаємодії. Підтримці цього контакту сприяє сильне усадження порошку шихти в процесі відновлення. Перетворені при кристалохімічних перетвореннях оксидні фази як би тягнуться до центрів, розташованих всередині реакційного об'єму суміші. Це отримало назву «колективна кристалізація» нових фаз. Найбільш успішно він розвивається поблизу зерен графіту, забезпечуючи ідеальний контакт з металевим залізом, що формується. Результати досліджень свідчать про те, що металеве залізо прискорює газифікацію різних типів вуглецевих відновників, але ступінь досягнутого прискорення неоднакова. Вона сильно залежить від властивостей твердого вуглецю і досконалості контакту вуглецевої і металевої фаз.

Ефективним способом інтенсифікації окислювальної газифікації твердого вуглецю, а також вуглецево-термічного і комплексного відновлення в цілому є введення в шихту невеликих кількостей сполук лужних металів. На рисунку 6 представлені деякі результати дослідження.



а б

Рис. 6. Вплив добавок на кінетику газифікації графіту (а) і піролігніну при 1273 К різними газами: 1, 3, 5 – CO_2; 2, 4, 6 – H_2O; 1, 2 – без добавок; 3, 4 – 1% Na_2CO_3; 5, 6 – 1% KCl

Експериментально встановлено, що інтенсифікація реалізується за рахунок впливу на адсорбційно-хімічну ланку. Сумарна адсорбція CO_2 на поверхні вуглецю в присутності Na_2CO_3 збільшувалася в 4-5 разів.

Результати досліджень [7] свідчать про перевагу парової газифікації вуглецю в порівнянні з вуглекислим газом, яка збільшується з підвищенням температури. Швидкісні переваги перетворення пари обумовлені поєднанням дифузійного і адсорбційно-хімічного процесів.

Схема механізму газифікації може бути описана на основі ідей, розроблених авторами [9, 10]. Обидві гетерогенні реакції газифікації починаються з утворення поверхневих адсорбційних комплексів:

$$C_n + CO_2 = C_n(O)_{адс}(CO)_{адс}, \quad (12)$$

$$C_n + H_2O = C_n(O)_{адс}(H_2)_{адс.} \quad (13)$$

Як вже говорилося вище, утворення воднево-вуглецевих комплексів має певні переваги. Вони ростуть за рахунок великої різниці в енергії хімічних зв'язків в молекулах H_2O і CO_2, які складають 467,60 і 707,79 кДж/моль в зв'язках О-Н і С-О відповідно [11]. Наступний етап газифікації вуглецю включає в себе десорбцію СО і H_2, що не пов'язано з руйнуванням структури вуглецевого матеріалу і не вимагає великих енергетичних витрат:

$$C_n(O)_{адс}(CO)_{адс} = C_n(O)_{адс} + CO, \quad (14)$$

$$C_n(O)_{адс}(H_2)_{адс} = C_n(O)_{адс} + H_2. \quad (15)$$

Завершальний етап розглянутих реакцій має ідентичні умови – він вимагає значних енергетичних витрат, оскільки пов'язаний з вилученням атомів вуглецю з кристалічної решітки вуглецю:

$$C_n(O)_{адс} = C_{n-1} + CO. \quad (16)$$

Отже, підвищені швидкості адсорбційно-хімічних взаємодій реакції (1) в основному пов'язані з умовами розвитку першої стадії газифікації твердого вуглецю.

Значний інтерес представляє вивчення особливостей газифікації вуглецевих матеріалів за участю сумішей CO_2-H_2O. Результати деяких проведених нами досліджень показані на рисунку 5. Порівняння експериментальних даних показує, що сума швидкостей газифікації вуглецю CO_2 і H_2O, здійснюваних кожним з окиснювачів окремо, поступається швидкості процесу в протіканні суміші цих газів. Така неадитивність отриманих результатів ґрунтується на наступних причинах. Вище ~ 1073 К спорідненість H_2 до кисню більше, ніж до СО. Разом з високою концентрацією вуглекислого газу в газовій фазі це забезпечує хід реакції (1). Водяний пар, що регенерується, інтенсифікує газифікацію вуглецю, забезпечуючи неадитивність результатів процесу з роздільною і загальною подачею в реактор CO_2 і H_2O. Діоксид вуглецю бере участь в газифікації вуглецю не тільки безпосередньо, але і опосередковано, тому що окислювальний потенціал CO_2 додатково використовується за рахунок посередництва водню шляхом реакції (1).

Представлені результати досліджень розкривають причини розбіжності між термодинамічними можливостями і реальним співвідношенням швидкостей реакцій газифікації твердого вуглецю за участю H_2O і CO_2. Переваги останніх визначаються більш інтенсивним розвитком дифузійного газообміну і адсорбційно-хімічних взаємодій за участю H_2O-H_2.

Висновки.

Виконано термодинамічно та кінетичний аналіз процесу окисної газифікації вуглецю та карбіду хрому різними газовими окислювачами.

Адсорбційно-хімічні закономірності у процесі газифікації за участю H_2O та CO_2 вивчено шляхом вимірювання швидкості поверхневих реакцій, вони свідчать про переваги газифікації водяної пари.

Експериментально підтверджено вплив на процес газифікації різних форм вуглецевих матеріалів, каталітичних добавок, що інтенсифікує. Показано, що каталітичні добавки інтенсифікують адсорбційно-хімічну ланку.

Бібліографічний опис

1. Світове виробництво заліза прямого відновлення у 2021 році зросло на 14%. Режим доступу: Глобальне виробництво заліза прямого відновлення у 2021 році зросло на 14 процентів – Новини металургії (gmk.center) (дата звернення 13.10.2023 р.). – Назва з екрана.
2. Гришин А.М. О роли карбидной фазы в процессе углеродотермического восстановления хрома в сложных системах. Всеукраїнська н.-т. конференція «Актуальні проблеми розвитку металургійної освіти і науки», 4-5 квітня 2017 р, Дніпро: НМетАУ. С.263-270.
3. Hüttinger, K.J. (1988). Kinetics of Coal Gasification. In: Yürüm, Y. (eds) New Trends in Coal Science. NATO ASI Series, vol 244. Springer, Dordrecht. https://doi.org/10.1007/978-94-009-3045-2_20
4. Гришин А.М., Симонов В.К., Власенко В.Н. (2010). Кинетические характеристики и механизм газификации твердого углерода его оксидом и водяным паром. *Новини науки Придніпров'я*. Травень. С. 129-131.
5. Богданди Л., Энгель Г.-Ю. Восстановление железных руд. Пер. с нем. М.: Металлургия. 1971. 519 с.
6. Bohn C. D., Cleeton J. P., Müller C. R., Davidson J. F. (2010). The kinetics of the reduction of iron oxide by carbon monoxide mixed with carbon dioxide. *AIChE Journal*, Vol. 56 (4). P.1016-1029. DOI: https://doi.org/10.1002/aic.12084
7. Гришин А.М., Симонов В.К., Власенко В.Н. (2000). О механизме влияния некоторых катализаторов в процессах восстановления оксидов железа. *Теория и практика металлургии*. №5. С. 44-48.
8. Симонов В.К. Механизм и кинетика восстановления окислов железа твердым углеродом: Дис. канд. техн. наук: 05.16.02. Защищена 22.1.1965г.
9. Ростовцев С.Т. Теория металлургических процессов. М., Металлургиздат, 1956. 515с.
10. Есин О.А., Гельд П.В. Физическая химия пирометаллургических процессов. Ч.I. Свердловск: Металлургиздат, 1962. 671 с.
11. Gyul'maliev A. M., Gagarin S. G. (2009). Theoretical principles of the use of coal fractions with different densities for pyrolysis. *Soil Fuel Chem.* 43, 208-214. DOI: https://doi.org/10.3103/S0361521909040041

Referense

1. Svitove vyrobnytstvo zaliza priamoho vidnovlennia u 2021 rotsi zroslo na 14%. Rezhym dostupu: Hlobalne vyrobnytstvo zaliza priamoho vidnovlennia u 2021 rotsi zroslo na 14 protsentiv – Novyny metalurhii (gmk.center) (data zvernennia 13.10.2023 r.). – Nazva z ekrana.
2. Hryshyn A.M. O roly karbydnoi fazы v protsesse uhlerodotermycheskoho vosstanovlenyia khroma v slozh-nыkh systemakh. Vseukrainska n.-t. konferentsiia «Aktualni problemy rozvytku metalurhiinoi osvity i nau-ky», 4-5 kvitnia 2017 r, Dnipro: NMetAU. S.263-270.
3. Hüttinger, K.J. (1988). Kinetics of Coal Gasification. In: Yürüm, Y. (eds) New Trends in Coal Science. NATO ASI Series, vol 244. Springer, Dordrecht. https://doi.org/10.1007/978-94-009-3045-2_20
4. Hryshyn A.M., Symonov V.K., Vlasenko V.N. (2010). Kynetycheskye kharakterystyky y mekhanyzm hazyfy-katsyy tverdoho uhleroda eho oksydom y vodianыm parom. Novyny nauky Prydniprovia. Traven. S. 129-131.
5. Bohdandy L., Эnhel H.-Yu. Vosstanovlenye zheleznыkh rud. Per. s nem. M.: Metallurhyia. 1971. 519 s.
6. Bohn C. D., Cleeton J. P., Müller C. R., Davidson J. F. (2010). The kinetics of the reduction of iron oxide by carbon monoxide mixed with carbon dioxide. AIChE Journal, Vol. 56 (4). P.1016-1029. DOI: https://doi.org/10.1002/aic.12084
7. Hryshyn A.M., Symonov V.K., Vlasenko V.N. (2000). O mekhanyzme vlyianyia nekotorыkh katalyzatorov v protsessakh vosstanovlenyia oksydov zheleza. Teoryia y praktyka metallurhyy. №5. S. 44-48.
8. Symonov V.K. Mekhanyzm y kynetyka vosstanovlenyia okyslov zheleza tverdыm uhlerodom: Dys. kand. tekhn. nauk: 05.16.02. Zashchyshchena 22.1.1965h.
9. Rostovtsev S.T. Teoryia metallurhycheskykh protsessov. M., Metallurhyzdat, 1956. 515s.
10. Esyn O.A., Held P.V. Fyzycheskaia khymyia pyrometallurhycheskykh protsessov. Ch.I. Sverdlovsk: Metallurhy-zdat, 1962. 671 s.
11. Gyulmaliev A. M., Gagarin S. G. (2009). Theoretical principles of the use of coal fractions with different densi-ties for pyrolysis. Soil Fuel Chem. 43, 208-214. DOI: https://doi.org/10.3103/S0361521909040041

Надійшла до редколегії / Received by the editorial board: 01.12.2024
Прийнята до друку / Accepted for publication: 20.12.2024

https://doi.org/10.34185/tpm.4.2024.02
УДК 669.18(075.8)

Хричиков В.Є., Меняйло О.В., Семенов А.Д., Ковальчук В.І., Семенова Т.В.

Техніко-економічні особливості використання кокілів з литими калібрами при виготовленні прокатних валків для сортових прокатних станів

Khrychikov V.E., Meniailo O.V., Semenov A.D., Kovalchuk V.I., Semenova T.V.

Technical and economic features of using chill molds with cast gauges for producing rolling rolls for section rolling mills

Мета. *Удосконалити технологію виробництва прокатних валків з литими калібрами і зменшити утворення поздовжніх гарячих тріщин при литті в стаціонарні ливарні форми.*

Методика. *Оцінювання ефективності розроблених технологічних пропозицій проводили по розміру відбіленого шару чавуну на серійних і експериментальних прокатних валках і дослідних лабораторних виливках вимірювальними пристроями, які пройшли державний метрологічний контроль в умовах Дніпропетровського заводу прокатних валків згідно діючими технічними умовами.*

Результати. *Основною причиною виникнення поздовжніх гарячих тріщин при литті валків з литими калібрами є нещільний контакт кокільних напівформ по площині роз'єму. Тому при охолодженні валка шар закристалізованого металу в зоні вертикального роз'єму менший, ніж на іншої поверхні кокілю. Твердіння металу супроводжується усадкою, виникають напруження, які реалізуються в тріщину на ділянках виливка з меншою товщиною затверділого шару металу. Розроблено і успішно випробувано склад замазки щілини між напівформами кокілів з латунної, бронзової та мідної стружки з розмірами частинок до 2,0 мм і з рідким склом. Для збільшення швидкості відведення тепла від твердіючого металу щілину між напівформами кокілів заварювали мідними електродами. Однак їх висока вартість та необхідність постійно виконувати зварювання перед заливанням чавуну обумовила розробку технології лиття кокілю із залитими по площині роз'єму постійними вставками з міді товщиною 3 мм. Форма торцевої поверхні міді відповідала профілю калібрів чавунного кокілю. В новому кокілі відлито без дефектів три валка, що призначені для прокату лемеха № 149Д. Випробування кокілю з мідними вставками продовжуються з метою оцінки термінів його служби та економічної ефективності впровадження в експлуатацію.*

Наукова новизна. *Розроблено і успішно випробувано склад замазки щілини між напівформами кокілів з латунної, бронзової та мідної стружки з розмірами частинок до 2,0 мм і з рідким склом. Розроблено конструкція та відлито кокіль із залитими по площині роз'єму постійними вставками з міді, торцева поверхня якої відповідала профілю калібрів чавунного кокілю. В новому кокілі відлито три валка без дефектів, які відправлені для експлуатації.*

Практична значущість. *Використання розроблених складів замазки щілини між напівформами кокілів забезпечило зменшення браку по поздовжнім гарячим тріщинам. Розроблено конструкцію кокілю із залитими по площині роз'єму постійними вставками з міді, які збільшили швидкість відведення тепла і усунули поздовжні гарячі тріщини на валках.*

Ключові слова: *прокатний валок, кокіль, литі калібри, гарячі тріщини, усунення*

Purpose. *To improve the production technology of rolling rolls with cast gauges and to reduce the formation of longitudinal hot cracks during casting in stationary molds.*

Methodology. *The efficiency of the developed technological solutions was evaluated by measuring the thickness of the chilled cast iron layer on both standard and experimental rolling rolls, as well as on laboratory test castings. Measurements were carried out using devices that passed state metrological certification under the conditions of the Dnipro Rolling Roll Plant, in compliance with current technical specifications.*

Findings. *The primary cause of longitudinal hot cracks during the casting of rolls with cast gauges is the insufficient contact between the mold halves along the parting plane. As a result, the layer of solidified metal in the vertical parting zone is thinner than on other surfaces of the mold. Metal solidification is accompanied by shrinkage, creating stresses that lead to cracking in areas with thinner solidified metal layers.*

A sealing paste was developed and successfully tested for filling gaps between the mold halves. The paste consists of brass, bronze, and copper shavings with particle sizes up to 2.0 mm mixed with liquid glass. To increase the heat dissipation rate from the solidifying metal, the gaps between the mold halves were also welded using copper electrodes. However, their high cost and the necessity for constant welding prior to iron pouring prompted the development of a new casting mold technology. This technology involves casting molds with permanent 3 mm thick copper inserts along the parting plane. The end surface of the copper inserts matched the profile of the gauges in the cast iron mold. Using the new mold, three defect-free rolls intended for the rolling of plowshares (149D model) were successfully cast. Tests of the mold with copper inserts are ongoing to evaluate its service life and the economic feasibility of its implementation.

Originality. *A sealing paste composition for filling gaps between mold halves was developed and successfully tested. The paste comprises brass, bronze, and copper shavings with particle sizes up to 2.0 mm and liquid glass. A mold design with permanent copper inserts along the parting plane was developed and cast, with the end surface of the copper matching the profile of the gauges in the cast iron mold. Using the new mold, three defect-free rolls were produced and dispatched for operational testing.*

© Хричиков В.Є. - д.т.н., проф. УДУНТ
Меняйло О.В. - д.т.н., проф. УДУНТ
Семенов А.Д. – УДУНТ
Ковальчук В.І. – УДУНТ
Семенова Т.В. – УДУНТ

Khrychikov V.E – d.t.s., prof. USUST
Meniailo O – d.t.s., prof. USUST
Semenov A. - USUST
Kovalchuk V. – USUST
Semenova T – USUST

Practical value. *The use of the developed sealing paste for filling gaps between mold halves reduced rejects caused by longitudinal hot cracks. The new mold design, with permanent copper inserts along the parting plane, increased heat dissipation rates and eliminated longitudinal hot cracks on the rolls.*
Keywords: *rolling roll, chill mold, cast gauges, hot cracks, elimination*

Вступ. Однією з основних завдань розвитку промисловості України є докорінне поліпшення якості та розширення сортаменту прокату та труб з чорних та кольорових металів. Для виконання цього завдання необхідно подальше покращення якості основного змінного обладнання станів - прокатних валків, від яких залежить продуктивність стану, витрата валків на тонну прокату, простої стану на перевалку, якість і собівартість продукції, що прокатується.

Всі валки повинні мати зносостійкий і термостійкий (для валків гарячого прокатування) робочий шар, міцну і в'язку серцевину бочки і шийок [1]. Валки відливають з чавуну (≈90%) і заевтектоїдної сталі, а частка кованих валків складає ≈5% [2]. Важливим показником зносостійкості валків є твердість робочого шару бочки, яку відображають в одиницях Шора, і його глибина в мм [3].

Ливарні форми для виготовлення прокатних валків складаються з таких елементів (рис. 1): піщано-глинистої форми нижньої шийки (2, 3), кокільної частини (5), що формує бочку валка (6), піщано-глинистих форм верхньої шийки (7, 8), надливів (9 - 11) і елементів литникової системи (12, 13, 17). Чистові розміри валка (після механічної обробки) обведені тонкими лініями (див. рис. 1).

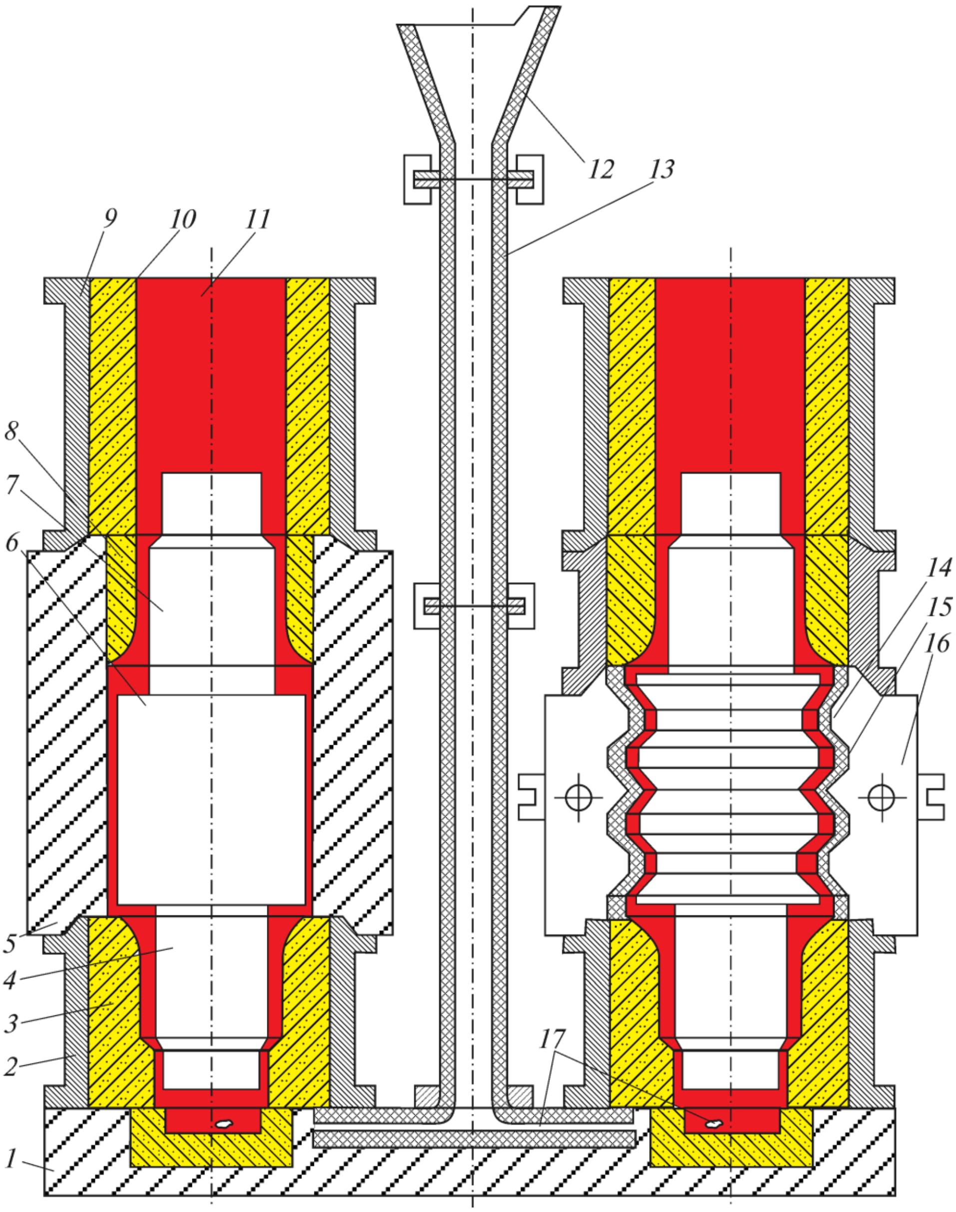


Рис. 1. Схема форми для лиття валків з гладкою бочкою і з литими калібрами (тонкими лініями позначені чистові розміри валків) [3]:

1-двомісний піддон; 2-форма нижньої шийки; 3-формувальна суміш; 4-нижня шийка прокатного валка; 5-кокіль; 6-бочка прокатного валка; 7-верхня шийка прокатного валка; 8- «закладення» - формувальна суміш в кокілі; 9-форма надливу; 10-формувальна суміш надливу; 11-надлив; 12-лійка; 13-стояк; 14-виступ калібру кокілю; 15-западина калібру кокілю; 16-кокіль з литими калібрами і вертикальним роз'ємом; 17-тангенціальний живильник

Заливання форм через сифонну литникову систему з тангенціальним підведенням живильника в нижню шийку валка (17) забезпечує інтенсивне обертання розплаву у формі і, за рахунок цього, відтиснення шлакових і неметалевих включень з робочого шару бочки в осьову зону.

Чавунний кокіль (5, 16) забезпечує інтенсивне відведення тепла при кристалізації металу в початковий період охолодження робочого шару бочки валка і формування зносостійких, але крихких цементитних структур [4]. Твердіння шийок в піщаноглинистих [2] або в хімічно твердіючих сумішах [5] сприяє зменшенню відведення тепла. Тому в структурі утворюється незначна кількість крихкої цементитної складової, що підвищує фізико-механічні властивості і експлуатаційну стійкість валків [1].

Подальший нагрів кокілю і утворення усадкового зазору між бочкою валка і кокілем зменшує швидкість охолодження металу [2] і обумовлює формування в перехідному і осьовому шарах бочки графітових включень (рис. 2). Цим забезпечується збільшення міцності осьової зони валка.

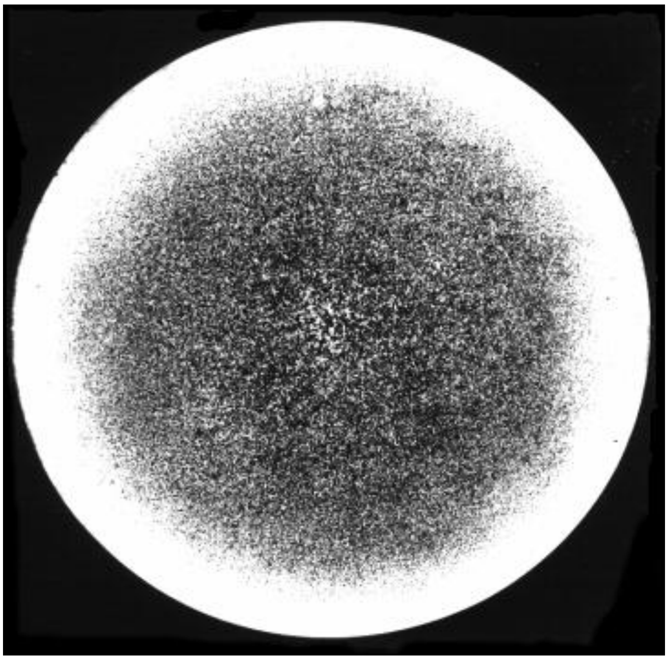


Рис. 2. Макроструктура бочки прокатного валка діаметром 431 мм з вибіленого чавуну, мас. %: C-3,75; Si-0,44; Mn-0,39; P-0,38; S-0,14; Cr-0,73; Ni-1,81; Тзал ≈ 1305 ^{0}C [2]

Застосування відцентрового способу лиття валків дозволяє підвищити твердість і глибину робочого шару, міцність осьової зони, але використовують кокілі тільки з гладкою бочкою. Потім у механічному цеху на валках вирізають калібри необхідних розмірів. Для отримання виливків з високими фізико-механічними властивостями швидкість обертання рідкого металу і ливарної форми підвищують до ≈1000 об/хв. Це вимагає наявність спеціального устаткування, строгого дотримання технологічного процесу лиття і виготовлення кокілів з точно однаковою товщиною стінки, що унеможливлює ексцентриситет при обертанні масивної системи і виготовлення кокілів з литими калібрами. Крім того, одиничне та дрібносерійне виробництво валків ускладнено тим, що навіть для одного прокатного стану розміри і твердість валків змінюються в різних клітях. Тому для валків різних мас і розмірів необхідно мати неоднакові відцентрові машини, які враховують також підвищену вібрацію через виникнення усадкового зазору між кокілем і виливком при кристалізації. Таким чином, відцентровим способом виготовляють обмежену номенклатуру, в основному, листових валків.

Виготовлення валків для сортових станів в стаціонарних ливарних формах з гладкою бочкою (див. рис. 1а) і вирізання калібрів необхідних розмірів зменшує собівартість виробництва в ливарних цехах, але недостатня глибина робочого шару на впадинах калібрів обумовлює зменшення тривалості експлуатації таких валків [1]. Виготовлення валків в кокілях з литими калібрами дозволяє підвищити в 1,5-2 рази зносостійкість порівняно з гладколитими валками, знижується витрата металу на

15-20% і зменшується вдвічі верстатний час первинної обробки та калібрування. Крім того, підвищується тривалість безперервної роботи станів, покращується якість і точність прокату, знижується втрати сортового металу у вигляді браку при налаштуванні станів після перевалок.

Однак при виробництві сортопрокатних валків з литими калібрами спостерігається підвищення браку з макроструктури, газових раковин, гарячих тріщин та інших дефектів. Це призводить до значного підвищення собівартості валків та знижує економічний ефект, що досягається за рахунок застосування більш зносостійких валків. Тому вдосконалення технології виробництва валків з литими калібрами для сортопрокатних станів є одним із важливих завдань вальцеливарного виробництва України.

Мета. Удосконалити технологію виробництва прокатних валків з литими калібрами і зменшити утворення поздовжніх гарячих тріщин при литті в стаціонарні ливарні форми.

Методика.

Оцінювання ефективності розроблених технологічних пропозицій проводили по розміру відбіленого шару чавуну на серійних і експериментальних прокатних валках і дослідних лабораторних виливках виконували з використанням вимірювальних пристроїв, які пройшли державний метрологічний контроль в умовах Дніпропетровського заводу прокатних валків з участю працівників центральної заводської лабораторії і відділу технічного контролю згідно діючими технічними умовами [3].

Результати.

Чавунні валки з литими калібрами мають більшу експлуатаційну стійкість у порівнянні з валками гладко литими [1]. Обумовлено це тим, що у гладко литих валків при вирізанні калібрів зменшується товщина робочого шару на виступу калібру у порівнянні зі впадиною. Однак брак валків, які заливають у кокілі з литими калібрами (рис. 3), у два рази вищий. Так, у вальцеливарному цеху ДЗПВ допустимий відсоток браку гладко литих валків становить 7%, а для валків з литими калібрами – 14%.

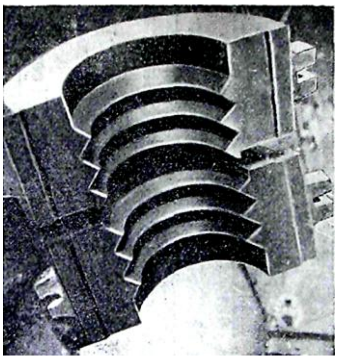


Рис. 3. Кокілі з вертикальним роз'ємом для виробництва валків з литими калібрами, які використовують на сортопрокатних станах для виготовлення кутиків

Основними видами браку валків є кільцеві і поздовжні гарячі тріщини на бочках. У даній роботі розглянуто утворення поздовжніх гарячих тріщин (рис. 4) і пропонуються методи їх попередження.

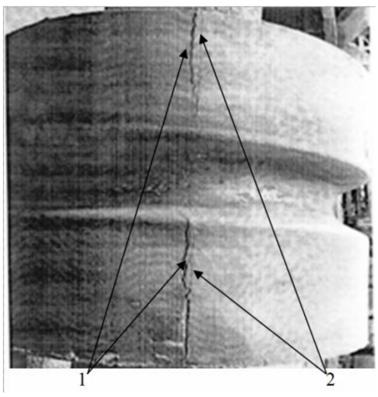


Рис. 4. Поздовжня гаряча тріщина на бочці трубопрокатного валка з литим калібром поблизу з’єднання двох полуформ кокілів:

1 – гаряча тріщина; 2 – сліди недостатньої точності з'єднання половинок кокілів

Для підвищення стійкості матеріалу виливку до утворення гарячих тріщин є рекомендації в теорії ливарних процесів [6-8]:

1. Зменшувати розмір первинного зерна виливка, наприклад, шляхом модифікування сплаву.

2. Впливати на розплав, що кристалізується фізичними методами, наприклад, ультразвуком, електромагнітним полем і т.п.

3. Забезпечити утворення другої фази при кристалізації сплаву, яка створить додаткові центри кристалізації.

4. Підвищити міцність міжкристалічних границі за рахунок зменшення вмісту легкоплавких домішок.

5. Зменшити температурний інтервал кристалізації сплаву.

6. Вводити у розплав ультрадисперсні частинки, які є додатковими центрами кристалізації.

7. Вводити у розплав РЗМ або інші поверхнево активні елементи.

8. Прискорити твердіння сплаву у зонах утворення тріщин за рахунок збільшення тепловідведення в окремих частинах ливарної форми (встановити зовнішні холодильники, використовувати хромомагнезитові формувальні суміші і т.п.).

9. Змінити конфігурацію виливка, зменшити "гострі" кути, поставити ребра жорсткості і т.п.

Розташування гарячої тріщини в зоні вертикального роз'єму двох частин кокілів (див. рис. 4) повторюється на валках інших розмірів і форм калібрів. Тому причиною виникнення тріщини є нещільний контакт кокільних напівформ по площині роз'єму. Він виникає після 6-8 разів лиття валків в кокіль, який нагрівається до 500-600 ^{0}C і охолоджується з валком. Товщина зазору поступово збільшується від до 2-3 мм на внутрішній поверхні кокілю до 30 на зовнішній.

Тому при охолодженні валка шар закристалізованого металу в зоні вертикального роз'єму менший, ніж на іншої поверхні кокілю. Перехід в тверду фазу супроводжується усадкою к центру валка, діаметр зменшується, виникають напруження, які реалізуються в тріщину на ділянках виливка з меншою товщиною затверділого шару металу.

Для зменшення негативного впливу повітряного зазору і суцільності між кокільними напівформами на ДЗПВ випробовували замазку вертикальної щілини сумішшю чавунної стружки з рідким склом. Незначне зменшення браку було зафіксовано.

Тому підвищення теплоакумулюючою здатності замазки розроблено склади, що складаються з латунної, бронзової та мідної стружки з розмірами частинок до 2,0 мм. В якості сполучного застосовували рідке скло.

Ефективність замазки перевіряли в лабораторних умовах при заливанні чавуну в кокілі Ø52 мм з вертикальним роз'ємом (рис. 5). Підвищена глибина відбілу на технологічній пробі біля роз'єму рекомендованою замазкою свідчить про її більшу ефективність, порівняно із замазкою на основі чавунної стружки.

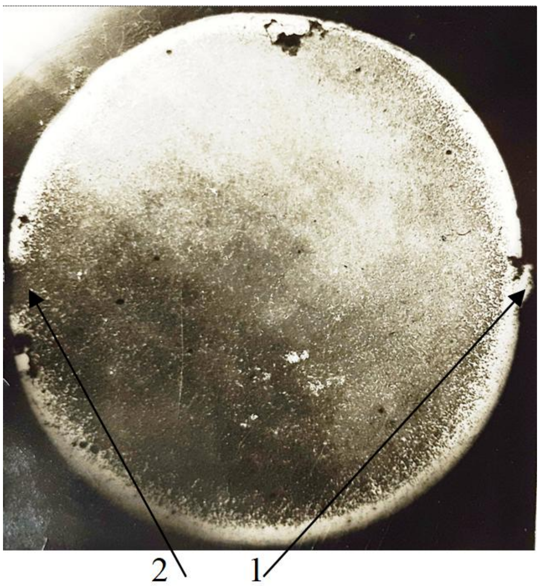


Рис. 5. Торцева поверхня виливка Ø52 мм, який охолоджувався у кокілі з вертикальним роз'ємом:

1 – відбілений шар чавуну в зоні замазки з міддю; 2 – без відбілу в зоні замазки чавунною стружкою

Тому при литті валків для зниження браку по тріщинам рекомендовано використовувати розроблені склади замазок. Причому, після нанесення замазки в зазор із внутрішньої сторони зібраних каліброваних кокілів, виконували підсушення замазки газовим пальником.

В умовах вальцеливарного цеху проводили заварку внутрішньої поверхні роз'єму профільованих кокілів мідними електродами типу 034-І. Так, кокіль № 193 з розміром внутрішнього зазору ≈2,5 мм був заварений 10 мідними електродами діаметром 3 мм. Використовували зварювальний апарат постійного струму зворотної полярності і струмом 90-120 А.

Заливання валка в цей кокіль показало відсутність дефектів завдяки збільшенню відведення тепла в зазорі за допомогою матеріалу з більшою теплопровідністю, ніж у чавунного кокілю. Однак висока вартість мідних електродів та необхідність постійно виконувати зварювання перед заливкою чавуну змусило використовувати більш дешеві та прості технології – замазку з відходами стружки латунної, бронзової та мідної.

Для зменшення технологічних операцій при підготовки ливарної форми було відлито кокіль із залитими по площині роз'єму його вставками з міді товщиною 3 мм. Причому форма торцевої поверхні відповідала профілю калібрів чавунного кокілю. Для кращого з'єднання з чавунним кокілем мідних вставок до них приварювали прутки Г-подібної форми Ø3 мм та висотою 25-30 мм.

Проведено три дослідні плавки та залиті три валка, призначені для прокату лемеха № 149Д. Відділ технічного контролю заводу прийняв валки без зауважень та виправлень. Випробування кокілю з мідними вставками продовжуються з метою оцінки термінів його служби та економічної ефективності впровадження в експлуатацію.

Висновки.

Основною причиною виникнення поздовжніх гарячих тріщин при литті валків з литими калібрами є нещільний контакт кокільних напівформ по площині вертикального роз'єму. Тому при охолодженні валка шар закристалізованого металу в зоні роз'єму менший, ніж на іншої поверхні кокілю. Перехід металу в тверду фазу супроводжується усадкою к центру валка, діаметр його зменшується, виникають напруження, які реалізуються в гарячу тріщину на ділянках виливка з меншою товщиною затверділого шару металу.

Розроблено склад замазки щілини між напівформами кокілів з латунної, бронзової та мідної стружки з розмірами частинок до 2,0 мм, а в якості зв'язуючого – рідке скло.

Для збільшення швидкості відведення тепла від твердіючого металу щілину між напівформами кокілів заварювали мідними електродами. Заливання валка в цей кокіль показало відсутність дефектів завдяки збільшенню відведення тепла в зазорі міддю з більшою теплопровідністю, ніж у чавунного кокілю. Однак висока вартість мідних електродів та необхідність постійно виконувати зварювання перед заливкою чавуну змусило використовувати замазку з відходами стружки бронзи, латуні і міді.

Для зменшення технологічних операцій при підготовки ливарної форми і збільшення швидкості відведення тепла від твердіючого металу відлито кокіль із залитими по площині роз'єму постійними вставками з міді товщиною 3 мм. Причому, форма торцевої поверхні відповідала профілю калібрів чавунного кокілю. В новому кокілі відлито три валка, що призначені для прокату лемеха № 149Д. ВТК заводу прийняв валки без зауважень та виправлень. Випробування кокілю з мідними вставками продовжуються з метою оцінки термінів його служби та економічної ефективності впровадження в експлуатацію.

Слід відзначити, що використання кокілів з литими калібрами потребує значних додаткових витрат при литті кокілів і їх експлуатації, а зменшення металу на 15-20% при литті і механічному обробленні валків при калібруванні не усуває всі витрати ливарників. Економічний ефект від використання валків з литими калібрами можливо отримати тільки при їх експлуатації на прокатних станах за рахунок підвищення в 1,5-2,0 рази зносостійкості порівняно з гладколитими валками, тривалості безперервної роботи станів, покращення якості і точність прокату, зниження втрат сортового металу при налаштуванні станів після перевалок.

Список літератури

1. Кривошеев А.Е. Литые валки. М.: Металлургиздат. 1957. 360 с.
2. Лейбензон В.О., Пілюшенко В.Л., Кондратенко В.М. та ін. Тверднення металів і металевих композицій. Підручник для ВУЗів. Видання друге, доопрацьоване. Київ: Наукова думка. 2009. 447 с. https://nmetau.edu.ua/file/tverdinnya_metaliv_i_metalevih_kompozitsiy._pidruchnik..pdf
3. ТУ У 28.9-00187375-106:2018. (2018). *Валки чавунні та сталеві для гарячого прокатування металів.* Дніпро: Дніпропетровський завод прокатних валків. 36 с. https://nmetau.edu.ua/file/ty_y_28.9-00187375-106-2018_rollers_cast_iron_and_steel.pdf.
4. Скобло, Т.С., Клочко, О.Ю., Белкин, Е.Л., Сидашенко, А.И. (2018). Новые подходы в изучении неоднородности гетерогенных структур. *Металлофизика. Новейшие Технології,* 40, № 2, 255-280. **URL:** http://mfint.imp.kiev.ua/ru/abstract/v40/i02/0255.html. **DOI:** https://doi.org/10.15407/mfint.40.02.0255. (Scopus).
5. Ponomarenko, O.; Yevtushenko, N.; Berladir, K.; Zapolovskyi, M.; Krmela, J.; Krmelová, V.; Artyukhov, A. Modeling and Optimization of Properties of the Environmentally Clean Molds Based on Oligofurfuryloxysiloxanes for the Production the Metal Castings. Polymers 2022, 14, 1883. https://doi.org/10.3390/polym14091883 (Scopus).

6. Vetiška A., Bradik J., Matsashek I., Slovak S. Teoretické základy slévárenské technologie. Praha. SNTL – ALFA. 1974. P. 320.
7. Репях С.И., Меняйло Е.В., Пройдак Ю.С., Хрычиков В.Е. К вопросу образования горячих трещин в литых изделиях и сварных швах // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2014.-№3. -С. 37-41. https://www.metaljournal.com.ua/metal-gp3-2014/
8. Yamshinskij, M., Fedorov, G., Verkhovliuk, A. (2016)/ The development of new casting alloys intended for operation under extreme conditions and some techniques of making castings from them. *«EUREKA: Physical Sciences and Engineering»*, №2(3), 51-60. https://foundry.kpi.ua/wp-content/uploads/2020/03/33-175-1-pb.pdf. (Scopus).
9. Fesenko, E.V., Mogylatenko, V.G., Fesenko, A.N., Kosyachkov, V.A., Fesenko, M.A. (2015). Manyfacture of two-layers and double-sided iron castings with differential structure and properties. *«EUREKA: Physical Sciences and Engineering»,* №1, 55-59. https://foundry.kpi.ua/wp-content/uploads/2020/03/maksym_fesenko.pdf. (Scopus).

References

1. Krivosheev A.E. Cast rolls. M.: Metallurgizdat. 1957. 360 p.
2. Leibenzon V.O., Pilyushenko V.L., Kondratenko V.M. etc. Hardening of metals and metal compositions. Textbook for universities. The second edition, revised. Kyiv: Scientific opinion. 2009. 447 p. https://nmetau.edu.ua/file/tverdinnya_metaliv_i_metalevih_kompozitsiy._pidruchnik..pdf
3. TU U 28.9-00187375-106:2018. (2018). Cast iron and steel rolls for hot rolling of metals. Dnipro: Dnipropetrovsk Rolling Mill Plant. 36 p. https://nmetau.edu.ua/file/ty_y_28.9-00187375-106-2018_rollers_cast_iron_and_steel.pdf
4. Skoblo, T.S., Klochko, O.Iu., Belkyn, E.L., Sydashenko, A.Y. (2018). Novыe podkhodы v yzuchenyy neodnorodnosty heterohennыkh struktur. *Metallofyzyka. Noveishye Tekhnolohii,* 40, № 2, 255-280. **URL:** http://mfint.imp.kiev.ua/ru/abstract/v40/i02/0255.html. **DOI:** https://doi.org/10.15407/mfint.40.02.0255. (Scopus).
5. Ponomarenko, O.; Yevtushenko, N.; Berladir, K.; Zapolovskyi, M.; Krmela, J.; Krmelová, V.; Artyukhov, A. Modeling and Optimization of Properties of the Environmentally Clean Molds Based on Oligofurfuryloxysiloxanes for the Production the Metal Castings. Polymers 2022, 14, 1883. https://doi.org/10.3390/polym14091883 (Scopus).
6. Vetiška A., Bradik J., Matsashek I., Slovak S. Teoretické základy slévárenské technologie. Praha. SNTL – ALFA. 1974. P. 320.
7. S.Y. Repyakh, E.V. Menyailo, Yu.S. Proydak, V.E. Khrychikov. To the question of the formation of hot cracks in cast products and welds // Metallurgical and mining industry. – 2014.-№3. P. 37-41. https://www.metaljournal.com.ua/metal-gp3-2014/
8. Yamshinskij, M., Fedorov, G., Verkhovliuk, A. (2016)/ The development of new casting alloys intended for operation under extreme conditions and some techniques of making castings from them. «EUREKA: Physical Sciences and Engineering», №2(3), 51-60. https://foundry.kpi.ua/wp-content/uploads/2020/03/33-175-1-pb.pdf. (Scopus).
9. Fesenko, E.V., Mogylatenko, V.G., Fesenko, A.N., Kosyachkov, V.A., Fesenko, M.A. (2015). Manyfacture of two-layers and double-sided iron castings with differential structure and properties. «EUREKA: Physical Sciences and Engineering», №1, 55-59. https://foundry.kpi.ua/wp-content/uploads/2020/03/maksym_fesenko.pdf. (Scopus).

Надійшла до редколегії / Received by the editorial board: 01.12.2024
Прийнята до друку / Accepted for publication: 20.12.2024

https://doi.org/10.34185/tpm.4.2024.03

УДК 669.162.24:621.928.2

Засельський В. Й., Пополов Д. В.

Дослідження умов стабілізації гранулометричного складу металургійної шихти при вібраційно-ударній її обробці

Zaselskyi V., Popolov D.

Research on Particle Jamming in the Openings of a Freely Laid Sieving Surface of a Vibrating Screen

Мета дослідження полягала у визначенні умов стабілізації гранулометричного складу агломерату фракцією 5…40 мм шляхом вібраційно-ударної обробки на вільно укладеній сіячій поверхні вібраційного грохота. У роботі застосовано аналітичний підхід та чисельне моделювання, які враховують кінематику руху частинок на сіячій поверхні. Процес розглядався у два етапи: спільний рух із сіячою поверхнею та вільний рух під дією сили тяжіння. Для аналізу використовували математичні моделі, що дозволили визначити кінематичні характеристики руху частинок, зокрема швидкість, висоту підкидання та тривалість їх вільного руху. Результати дослідження показали, що стабілізація гранулометричного складу агломерату здійснюється шляхом руйнування частинок по концентраторах напружень, сформованих у слабких зонах, зокрема у шлакових зв'язках чи зонах засклення. Для ефективного перебігу цього процесу необхідно забезпечити динамічні параметри вібраційного грохота, зокрема прискорення коливань у діапазоні 32,9…47,3 м/с² при постійній амплітуді 0,003 м. Вперше детально описано кінематику руху частинок агломерату на вільно укладеній сіячій поверхні під дією динамічних навантажень, а також встановлено критичні параметри, необхідні для стабілізації гранулометричного складу. Результати дослідження мають практичну значущість, оскільки дозволяють вдосконалити технології механічної обробки агломерату, зокрема шляхом зниження енергетичних витрат на підготовку шихти до доменної плавки та підвищення ефективності металургійного виробництва. Використання отриманих результатів дозволяє оптимізувати роботу агломераційних фабрик, забезпечуючи високу якість підготовки шихтових матеріалів.

Ключові слова: стабілізація, гранулометричний склад, агломерат, вібраційний грохот, динамічні навантаження.

The purpose of the study was to determine the conditions for stabilizing the granulometric composition of agglomerate fractions of 5…40 mm through vibratory impact processing on a freely laid sieving surface of a vibrating screen. The research employed an analytical approach and numerical modeling, considering the kinematics of particle movement on the sieving surface. The process was divided into two stages: joint movement with the sieving surface and free motion under gravity. Mathematical models were used to analyze the motion characteristics of particles, including speed, lift height, and duration of free movement. The study results demonstrated that stabilizing the granulometric composition of the agglomerate is achieved by breaking particles along stress concentrators formed in weak zones, such as slag bonds or vitrification areas. For effective stabilization, it is necessary to ensure the dynamic parameters of the vibrating screen, specifically vibration accelerations in the range of 32.9…47.3 m/s² at a constant amplitude of 0.003 m. For the first time, the kinematics of agglomerate particle motion on a freely laid sieving surface under dynamic loads were described in detail, and critical parameters necessary for granulometric composition stabilization were established. The study's findings are practically significant as they improve the mechanical processing technologies of agglomerates, specifically by reducing energy consumption in preparing burden materials for blast furnaces and enhancing the efficiency of metallurgical production. The use of the results allows optimization of sintering plant operations, ensuring high-quality preparation of burden materials.

Keywords: stabilization, granulometric composition, agglomerate, vibrating screen, dynamic loads.

Вступ

Якість підготовки шихтових матеріалів до переплаву є ключовим чинником, що забезпечує інтенсифікацію доменного процесу та підвищення ефективності металургійного виробництва в цілому. Одним із перспективних методів покращення властивостей шихтових матеріалів перед плавкою є стабілізація їхнього гранулометричного складу та підвищення механічної міцності. У зв'язку з цим дослідження, спрямовані на вдосконалення процесів стабілізації гранулометричного складу металургійної шихти, мають важливе значення та високу актуальність. У статті представлено результати дослідження стабілізації гранулометричного складу агломерату, здійсненої шляхом вібраційно-ударної обробки на вільно укладеній сіячій поверхні грохота.

Аналіз літературних даних та постановка проблеми

Стабілізація гранулометричного складу та механічної міцності агломерату здійснюється за рахунок часткового його руйнування під впливом механічних навантажень, що виникають при обробці спеченого шару шихти [1]. Проведені дослідження механізму руйнування [2-7] дозволили встановити, що для стабілізації шару агломерату без часткового руйнування найбільш міцних фракцій необхідно забезпечити механічну обробку з енергією навантаження на агломерат в 45…50 Дж/кг на протязі 2…3 хвилин з подальшим зниженням цієї величини по ходу механічної обробки. Механічна обробка з такою енергетикою в першу чергу спрямована на руйнування в шарі агломерату фракцій +40 мм. Проведений гранулометричний аналіз агломерату показав, що для

© Засельський В. Й. - д.т.н., проф. ННТІ ДУЕТ м.Кривий Ріг
Пополов Д. В. - к.т.н., доц. ННТІ ДУЕТ м.Кривий Ріг

Zaselskyi V. - d.t.s. prof SUET Kryvyi Rih
Popolov D. - c.t.s. docent SUET Kryvyi Rih

технологічних ліній агломераційних фабрик, в яких передбачено подрібнення пирога агломерату в щокових або роторних дробарках клас +40 мм в готовому агломераті відсутній, на відміну від інших технологічних ліній де даний клас присутній у кількості 13…22 % [5**Помилка! Джерело посилання не знайдено.**].

Для досягнення вище зазначеного діапазону енергії навантаження на шар агломерату при продуктивності шихтових грохотів від 120 до 600 т/год необхідно забезпечити режим роботи вібраційної машини, при котрому прискорення коливань становитиме 1784 м/с^2, а амплітуда коливань 293 мм, що практично реалізувати не можливо. Тому, при використанні агломерату, який включає фракцію +40 мм доцільно застосування багатоситного грохоту з метою виділення цієї фракції на одній з дек для подальшого дроблення.

Як показує аналіз формування гранулометричного складу шихтового матеріалу на тракті його подачі в доменну піч [8], стабілізація агломерату в першу чергу повинна полягати в його руйнуванні по чисельним тріщинках, утворених в шлакових зв'язках або зонах засклення, які є наслідком порушення режиму охолодження, при зусиллі навантаження в 0,1…1 Н [7] на сіячій поверхні грохоту. Дані зусилля досягаються за рахунок впливу динамічних навантажень на шар агломерату, що відповідає вібраційному прискоренню 60,8 м/с^2, враховуючи продуктивність грохотів та гранулометричний складу шихти. При таких прискореннях з аналізу залежності, яка наведена на (рис. 1**Помилка! У документі відсутній текст указаного стилю.**), видно, що в межах від 54 до 61 м/с^2, при доставці дрібних фракцій на контакт з сіючою поверхнею визначальним є процес дифузії, інтенсивність котрого залежить від вертикальної складової коливань, внаслідок чого може забезпечуватись руйнування по тріщинках шматків металургійної сировини та стабілізувати її гранулометричний склад перед подаванням в доменну піч.

Мета і завдання досліджень

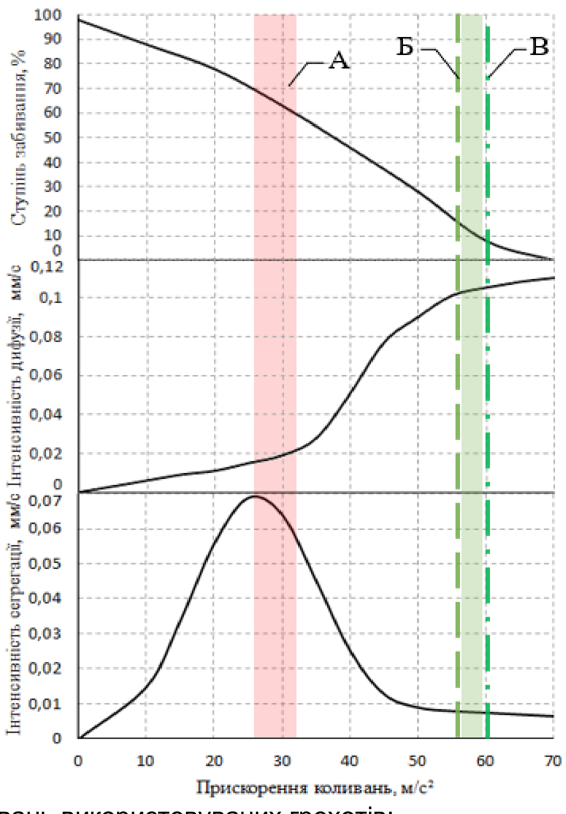
Метою дослідження було встановлення можливостей стабілізації гранулометричного складу агломерату фракції 5...40 мм, шляхом його обробки на вільно укладеній сіячій поверхні, розташованій в просторі підситника вібруючого коробу грохоту, та необхідних динамічних параметрів для ефективного перебігу цього процесу.

Матеріали та методи досліджень

Дослідження виконувались аналітичним шляхом, де частинка матеріалу, що розсівається та переміщується по похилій сіячій поверхні, вільно укладеній в просторі підситника вібруючого коробу, розглядалась у два етапи:

перший етап — спільний рух з сіячою поверхнею;

другий етап — звільнення від одностороннього зв'язку з сіячою поверхнею та вільний рух під дією сили гравітації до зіткнення з нею.



А - діапазон прискорень коливань використовуваних грохотів;

Б - прискорення коливань грохоту, що забезпечує не забивання отворів сіючої поверхні при межному класі розсіву 5 мм;

В - прискорення коливань грохоту, що забезпечує стабілізацію шару агломерату

Рисунок **Помилка! У документі відсутній текст указаного стилю.** – Залежність інтенсивності внутрішньошарових процесів та ступеня забивання від прискорення коливань

Також при дослідженні були прийняті наступні допущення:

підчас потрапляння частинки матеріалу в деякий момент часу на сіячу поверхню її рух підкоряється закону поступального руху сіячої поверхні;

внаслідок відносно малої швидкості руху частинки та короткочасності другого етапу, аеродинамічні сили не враховуються.

Закон переміщення частинки матеріалу на першому етапі визначається як

$$\begin{cases} x_{1ч}(t) = 0 \\ y_{1ч}(t) = y(t)' \end{cases} \quad (1)$$

де $y(t)$ – закон коливального руху сіячої поверхні у нормальному до неї напрямку.

Послідовно продиференціювавши вираз (1) за часом були отримані проекції абсолютної швидкості $\bar{V}_{1ч}(V_{1чx}, V_{1чy})$

$$\begin{cases} V_{1чx}(t) = 0 \\ V_{1чy}(t) = \dfrac{dy_{1ч}(t)}{dt} = \dfrac{dy(t),}{dt} \end{cases} \quad (2)$$

та прискорення $\bar{a}_{1ч}(a_{1чx}, a_{1чy})$ частинки матеріалу на першому етапі

$$\begin{cases} a_{1чx}(t) = 0 \\ a_{1чy}(t) = \dfrac{dV_{1чy}(t)}{dt}. \end{cases} \quad (3)$$

Кінець першого етапу визначається моментом розриву одностороннього зв'язку між сіячою поверхнею та частинкою матеріалу. Це відбувається коли відносна рівновага між частинкою матеріалу та сіячою поверхнею досягає межного стану (див. рис. 2), а саме коли нормальна реактивна сила R_A, прикладена до частинки матеріалу А зі сторони прискореної сіячої поверхні, досягає нульового значення.

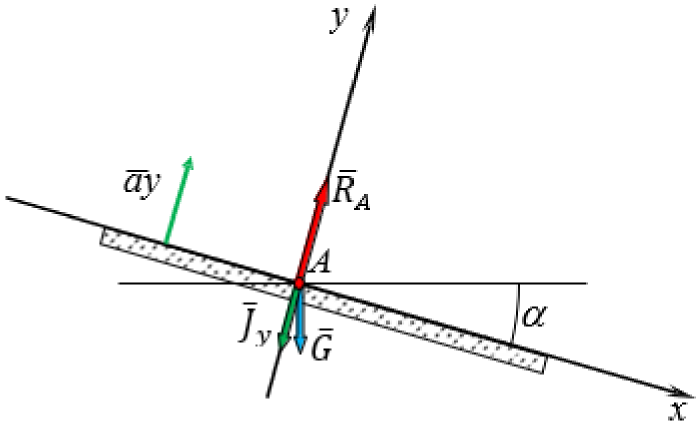


Рисунок 2 – Розрахункова схема для визначення моменту відриву частинки матеріалу від сіячої поверхні

Тоді, умова розриву одностороннього зв'язку має наступний вид

$$-J_y - G \cdot \cos\alpha = 0, \quad (4)$$

де J_y – сила інерції, прикладена зі сторони частинки матеріалу на прискорену сіячу поверхню, Н; α – кут нахилу сіячої поверхні до горизонту, град.

З умови (4) та враховуючи, що момент інерції частинки в вертикальній площині J_y і сила її тяжіння G_y будуть дорівнювати

$$J_y = m_ч \cdot a \cdot \sin\psi\,; \quad (5)$$

$$G_y = m_ч \cdot g \cos\alpha, \quad (6)$$

отримаємо величину та напрям критичного прискорення сіячої поверхні, при досягненні котрого відбувається відрив частинки матеріалу

$$a_y = -g \cdot \cos\alpha. \quad (7)$$

Момент розриву одностороннього зв'язку $t_в$ визначається по закону зміни прискорення сіячої поверхні, перший відрив частинки матеріалу від неї відбувається вздовж нормалі до її поверхні при додатній швидкості та критичному прискоренні. Наступні відриви частинки матеріалу будуть мати набуту за час вільного руху складову швидкості вздовж дотичної вісі.

Час вільного руху частинки матеріалу обмежується перетином її траєкторії руху з траєкторією сіячої поверхні.

До початкових кінематичних параметрів другого етапу відносяться:

початкова координата сіячої поверхні вздовж нормалі у, а також нормальна $y_{1ч}(t_в)$ та дотична $x_{1ч}(t_в)$ координата положення частинки матеріалу;

проекції початкової швидкості частинки матеріалу $V_{1чy}(t_в)$, $V_{1чx}(t_в)$ в момент відповідного відриву;

початкове нормальне прискорення частинки матеріалу $a_{1чy}(t_в)$ в момент відповідного відриву.

Розрахункова схема сил, що діють на частинку матеріалу A підчас її вільного руху в системі координат, вісі котрої пов'язані з нормаллю та дотичною до сіячої поверхні, наведена на рис. 3.

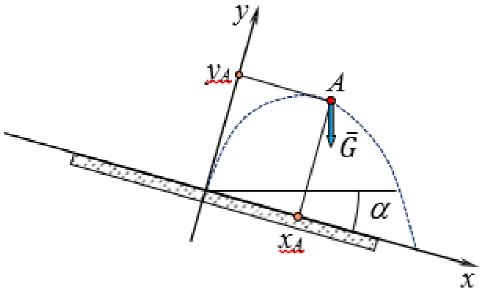


Рисунок 3 – Розрахункова схема вільного руху частинки матеріалу під дією сили гравітації

У відповідності до основного закону механіки точки [9] прискорення частинки матеріалу на другому етапі складає

$$\begin{cases} a_{2чx} = g \cdot \sin\alpha \\ a_{2чy} = -g \cdot \cos\alpha \end{cases}. \tag{8}$$

Для визначення швидкості переміщення частинки матеріалу представимо відповідні прискорення системи (8)(8) в диференційній формі та виконавши перше інтегрування з визначенням та підстановкою початкових умов руху на другому етапі

$$\begin{cases} V_{2чx}(t) = g \cdot \sin\alpha \cdot t + V_{1чx}(t_в) \\ V_{2чy}(t) = -g \cdot \cos\alpha \cdot t + V_{1чy}(t_в). \end{cases} \tag{9}$$

Для визначення закону переміщення частинки матеріалу на другому етапі виконувалось друге інтегрування системи (8)(8) з урахуванням початкових умов

$$\begin{cases} x_{2ч}(t) = 0{,}5 \cdot g \cdot \sin\alpha \cdot t^2 + V_{1чx}(t_в) \cdot t + x_{1ч}(t_в) \\ y_{2ч}(t) = -0{,}5 \cdot g \cdot \cos\alpha \cdot t^2 + V_{1чy}(t_в) \cdot t + y_{1ч}(t_в). \end{cases} \tag{10}$$

Час закінчення другого етапу $t_{зіт}$ визначається з системи рівнянь, які відображають рух сіячої поверхні $y(t)$ та частинки матеріалу (10) при умові, що відповідні координати місця зустрічі збігаються за своїм значенням.

Для дослідження процесу переміщення частинки матеріалу, що розсівається, по сіячій поверхні, вільно укладеній в просторі підситника вібруючого коробу, використовуючи чисельні методи, був створений програмний продукт, який базувався на отриманих раніше математичних моделях.

Дослідження проводились для чотирьох варіантів початкових даних, які відрізнялись кінематичними параметрами коробу, а саме, прискореннями коливань в діапазоні від 18 до 47 м/с^2 при постійній амплітуді $A = 0{,}003$ м та змінних кругових частотах ω =79; 94; 105; 126 с$^{-1}$.

Результати дослідження

За результатами були отримані кінематичні характеристика першого етапу руху частинки матеріалу, що розсівається (рис.), та її траєкторію руху на другому етапі (рис. 5).

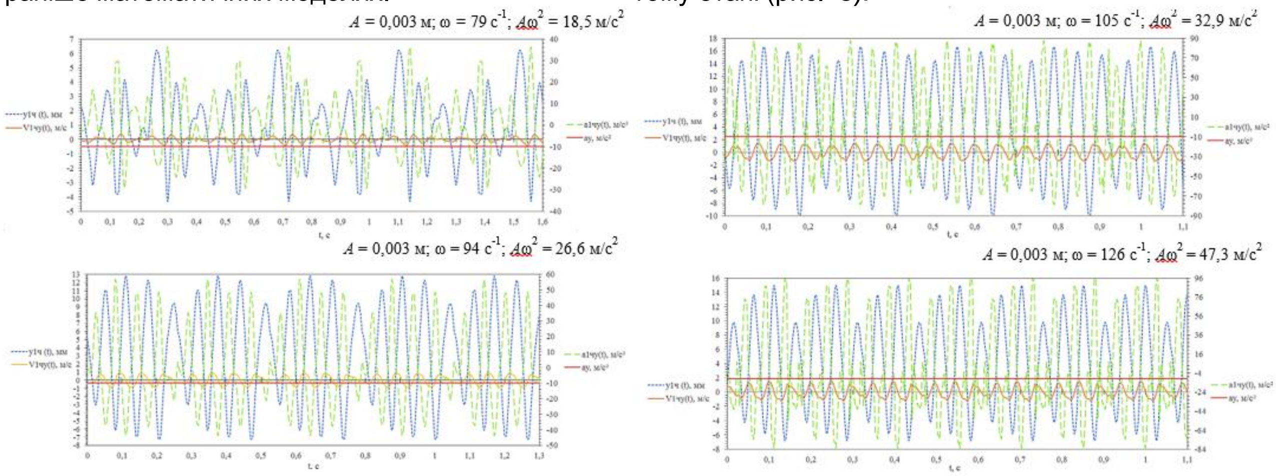


Рисунок 4 – Кінематична характеристика першого етапу руху частинка матеріалу, що розсівається

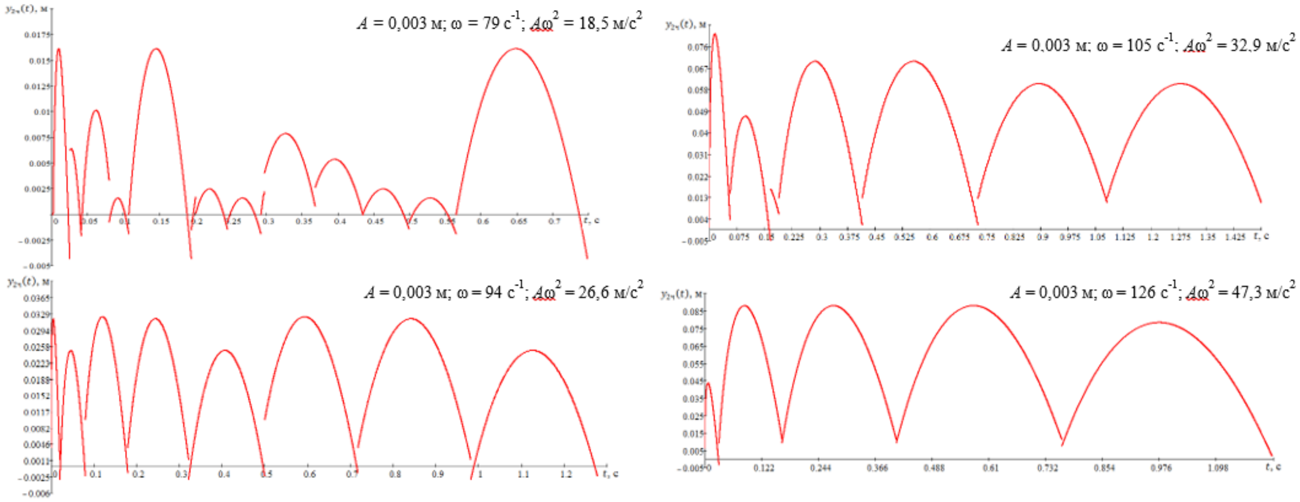


Рисунок 5 – Траєкторія руху частинка матеріалу, що розсівається, на другому етапі

Аналіз отриманих даних показує, що зі збільшенням прискорення коливань коробу грохоту середня швидкість руху та прискорення частинки матеріалу, що розсівається, на першому етапі, середня висота підкидання частинки та період її вільного руху на другому етапі збільшуються, з достатнім ступенем точності вказані залежності у визначеному діапазоні прискорень описуються поліномом другого ступеня рис. 6.

Стале зростання зазначених параметрів (див. рис. 6) відбувається в діапазоні прискорень коробу від 18,5 до 32,9 м/с^2, після подолання котрого з'являється уповільнення зміни досліджуваних параметрів з подальшим виполажуванням кривої залежності, тобто набрання ними значення наближеного до константного.

При вібраційному діянні на шар шихти, що розсівається на сіячій поверхні, вільно укладеній в просторі підситника вібруючого коробу, спостерігається ударна взаємодія шматків матеріалу з нею, це може розглядатись як елемент стабілізації гранулометричного складу та механічної міцності частинок, з котрих складається шар, за рахунок часткового руйнування по чисельних тріщинках, утворених в шлакових зв'язках або зонах засклення, які є наслідком порушення режиму охолодження, під впливом динамічних навантажень.

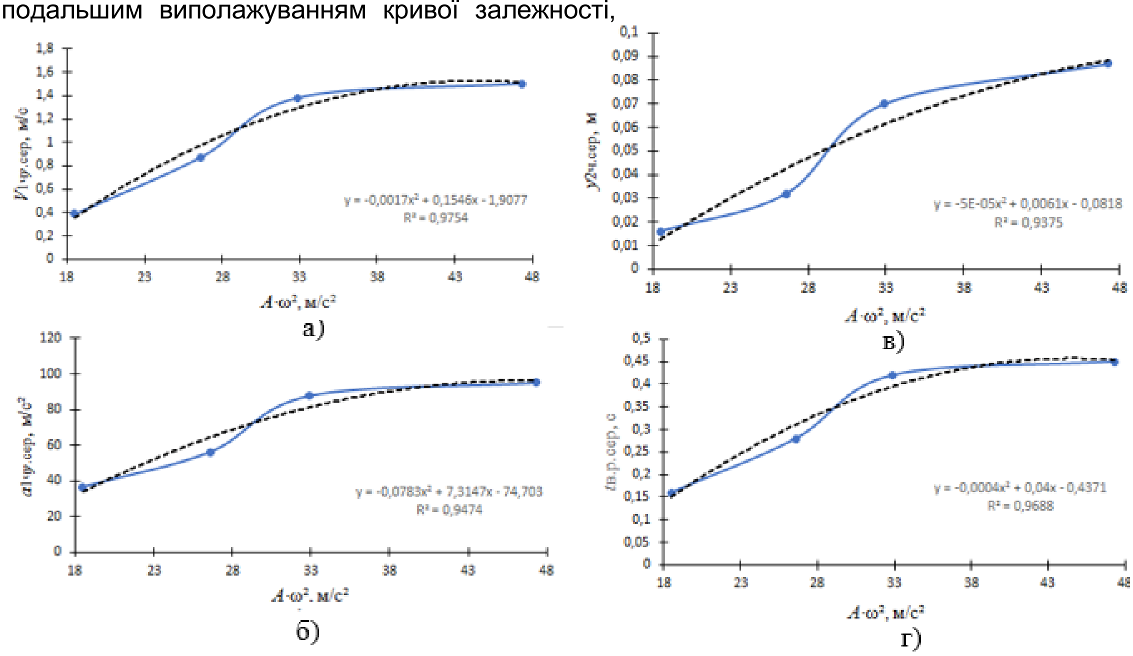


Рисунок 6 – Залежність середньої швидкості (а), середнього прискорення (б) частинки матеріалу на першому етапі; середня висота підкидання (в), середній період вільного руху (г) частинки матеріалу на другому етапі

Підчас аналізу цього процесу спиратимемось на припущення, що ґрунтовно обґрунтовані в роботах [2-8, 10]:

дроблення шматків матеріалу відбувається в момент їх зіткнення з сіячою поверхнею за умови досягнення значення критичної енергії удару на матеріал, що розсівається;

підчас зіткнення шматка матеріалу з сіячою поверхнею він взаємодіє з нею як непружне тверде тіло;

в проміжках між зіткненнями частинка рухається відповідно до закону (1) та (10), а сіяча поверхня за законом поступального руху;

підчас розрахунку враховуємо лише нормальну складову швидкості, оскільки ударні взаємодії пов'язані лише з вертикальними коливаннями.

Відповідно до прийнятих допущень, енергія, яка спрямовується на руйнацію частинки, визначається за формулою

$$E_\text{р} = \frac{1}{2} \cdot \mu_\text{р} \cdot V^2 \text{ Дж}, \tag{11}$$

де $\mu_\text{р}$ – приведена маса частинки матеріалу та сіячої поверхні;

$$\mu_\text{р} = \frac{m \cdot m_\text{ч}}{m + m_\text{ч}} \text{ кг}; \tag{12}$$

V – відносна швидкість руху частинки матеріалу та сіячої поверхні;

$$V = V_y(t_\text{зіт}) - V_{2\text{ч}y}(t_\text{зіт}) \text{ м/с}, \tag{13}$$

$V_y(t_\text{зіт})$ – швидкість сіячої поверхні в момент зіткнення з частинкою матеріалу, м/с; $V_{2\text{ч}y}(t_\text{зіт})$ – швидкість частинки матеріалу в момент зіткнення з сіячою поверхнею, м/с.

Використовуючи чисельні методи були проведені дослідження впливу на енергію, яка утворюється підчас зіткнення частинки матеріалу з сіячою поверхнею та спрямовується на її руйнацію $E_\text{р}$ при різних її динамічних параметрах. Так енергія необхідна для руйнування та стабілізації надрешітного матеріалу, для агломерату класу 5…40 мм повинна становити 0,111 та 5,55 Дж відповідно.

Результати проведених досліджень наведені на рис. 7. З отриманих залежностей видно, що енергія, яка утворюється підчас зіткнення частинки матеріалу з сіячою поверхнею, яка вільно укладена, є достатньою для стабілізації гранулометричного складу розглянутого матеріалу та його механічної міцності (досягає значення $E_\text{р} \geq 50$ Дж/кг). Стабілізація гранулометричного складу агломерату здійснюється шляхом руйнування частин матеріалу по концентраторах напруження для всього діапазону фракцій надрешітного продукту (5…40 мм) за умови забезпечення її прискорення в межах від 32,9 до 47,3 м/с^2.

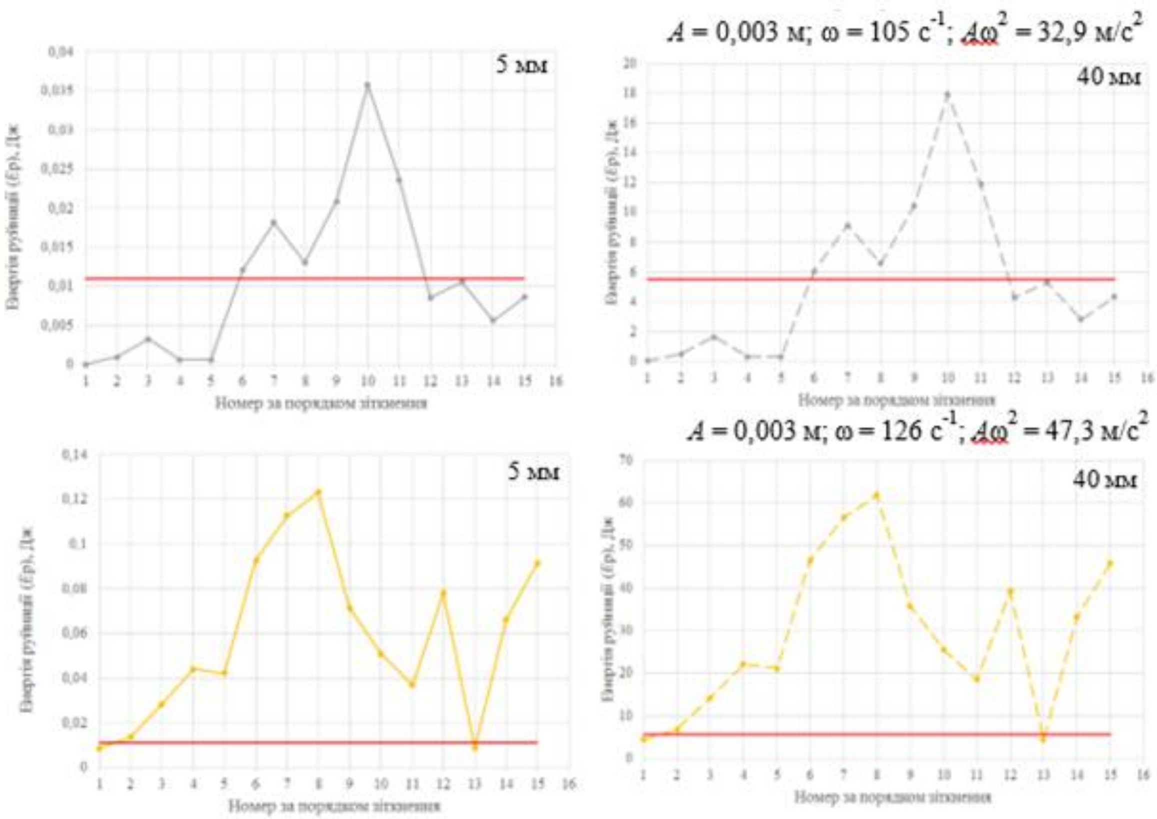


Рисунок 7 – Енергія, яка утворюється підчас зіткнення частинки з сіячою поверхнею

Висновки

Дослідженнями встановлено, що стабілізація гранулометричного складу агломерату та механічної міцності частинок надрешітного продукту фракцією 5…40 мм шляхом їх руйнування по концентраторах напруження на сіячій поверхні, вільно укладеній в просторі підситника вібруючого коробу, відбувається за умови забезпечення прискорення його коливань в межах від 32,9 до 47,3 м/с2 при постійній амплітуді А=0,003 м.

Бібліографічний опис

1. Русских В. П., Тарасов В. П., Криенко О. В. Исследование и совершенствование технологии производства агломерата. Вісник Приазовського державного технічного університету. 2000. № 10. С. 21–25.
2. Бочка В. В., Сова А. В., Двоеглазова А. В. Исследование особенностей процесса разрушения агломерата в устройстве барабанного типа. Металл и литье Украины. 2018. № 11-12. С. 3–9.
3. Особенности формирования напряженного состояния и разрушения агломерата / В. В. Бочка та ін. Металл и литье Украины. 2017. № 6-7. С. 3–6.
4. Поведінка агломерату при механічних навантаженнях / В. В. Бочка та ін. Актуальні проблеми розвитку металургійної освіти і науки: матеріали Всеукр. науково-техніч. конф., м. Дніпро, 4 квіт. 2017 р. Дніпро, 2017. С. 233–237.
5. Рациональная схема подготовки агломерата к доменной плавке / В. В. Бочка та ін. Вісник Криворізького національного університету. 2014. № 36. С. 234–237.
6. Сова А. В. Удосконалення технології виробництва агломерату шляхом формування раціональної блокової структури на основі роздільної підготовки шихти та механічної обробки спеченця: дис. канд. техн. наук: 05.16.02. Дніпро, 2020. 119 с.
7. Хопунов Э. А. Селективное разрушение минерального и техногенного сырья (в обогащении и металлургии).: ООО «УИПЦ», 2013. 429 с.
8. Учитель А. Д., Засельский В. Й., Securities Пополов Д. В. Анализ формирования гранулометрического состава шихтового материала на тракте его подачи в доменную печь // XIII Международная конференция "Стратегия качества в промышленности и образовании". Варна, 2017. Т. 2. С. 173-176.
9. Бондаренко А. А., Дубінін О. О., Переяславцев О. М. Теоретична механіка. Київ: Знання, 2004. Т. 2: Динаміка. 590 с.
10. Учитель А. Д. Создание высокоэффективных вибрационных машин для подготовки металлургических шихт: Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук. Днепропетровск, 1992. 511 с.

References

1. Russkykh V. P., Tarasov V. P., Kryenko O. V. Yssledovanye y sovershen-stvovanye tekhnolohyy proyzvodstva ahlomerata. Visnyk Pryazovskoho derzhavnoho tekhnichnoho universytetu. 2000. № 10. S. 21–25.
2. Bochka V. V., Sova A. V., Dvoeglazova A. V. Issledovanie osobennostey protsessa razrusheniya aglomerata v ustroystve barabannogo tipa. Metall i lit'e Ukrainy. 2018. № 11-12. S. 3–9.
3. Osobennosti formirovaniya napryazhennogo sostoyaniya i razrusheniya ag-lomerata / V. V. Bochka ta in. Metall i lit'e Ukrainy. 2017. № 6-7. S. 3–6.
4. Povedinka aglomeratu pri mekhanichnikh navantazhennyakh / V. V. Bochka ta in. Aktual'ni problemi rozvitku metalurgiynoї osviti i nauki: materia-li Vseukr. naukovo-tekhnich. konf., m. Dnipro, 4 kvit. 2017 r. Dnipro, 2017. S. 233–237.
5. Ratsional'naya skhema podgotovki aglomerata k domennoy plavke / V. V. Bochka ta in. Visnik Krivoriz'kogo natsional'nogo universitetu. 2014. № 36. S. 234–237.
6. Sova A. V. Udoskonalennia tekhnolohii vyrobnytstva ahlomeratu shliakhom formuvannia ratsionalnoi blokovoi struktury na osnovi rozdilnoi pid-hotovky shykhty ta mekhanichnoi obrobky spechentsia: dys. kand. tekhn. nauk: 05.16.02. Dnipro, 2020. 119 s.
7. Khopunov E. A. Selektivnoe razrushenie mineral'nogo i tekhnogennogo syr'ya (v obogashchenii i metallurgii).: OOO «UIPTs», 2013. 429 s.
8. Uchitel' A. D., Zasel'skiy V. Y., Popolov D. V. Analiz formirovaniya granulometricheskogo sostava shikhtovogo materiala na trakte ego poda-chi v domennuyu pech' // XIII Mezhdunarodnaya konferentsiya "Strategiya kachestva v promyshlennosti i obrazovanii". Varna, 2017. T. 2. S. 173-176.
9. Bondarenko A. A., Dubinin O. O., Pereiaslavvtsev O. M. Teoretychna me-khanika. Kyiv: Znannia, 2004. T. 2: Dynamika. 590 s.
10. Uchitel' A. D. Sozdanie vysokoeffektivnykh vibratsionnykh mashin dlya podgotovki metallurgicheskikh shikht: Dissertatsiya na soiskanie uchenoy stepeni doktora tekhnicheskikh nauk. Dnepropetrovsk, 1992. 511 s.

Надійшла до редколегії / Received by the editorial board: 01.12.2024
Прийнята до друку / Accepted for publication: 20.12.2024

https://doi.org/10.34185/tpm.4.2024.04
УДК [669.187.2:669.15'74-198]-047.44

Рубан А.В., Надточій А.А., Бабуцький В.І., Зінченко О.М., Малий Є.Д., Комар А.С.

Проблема утворення настилу на подині рудовідновлювальної печі при виробництві феросилікомарганцю: аналіз фізико-механічних властивостей

Ruban A., Nadtochii A., Babutskyi V., Zinchenko O., Malyi E., Komar A.

The problem of constitution of flooring at the bottom of the ore furnace during ferosilicomanganese vibration: analysis of physical and mechanical controls

Мета. На Нікопольському заводі феросплавів при зупинці рудовідновлювальної печі типу РПЗ-63 на капітальний ремонт, її охолодженні та видаленні пухкої шихтової суміші з верхніх горизонтів плавильного простору було виявлено настил, що характеризується високою міцністю, щільністю, кристалічною будовою структури, металевим та графітовим блиском. Труднощі, що виникли під час руйнування футеровки та її вилучення з печі під час зупинки на капітальний ремонт, спостерігалися вперше за десятки років виробництва марганцевих феросплавів. Основною причиною утворення тугоплавкого настилу та наростання її на подині печі є «рваний» режим роботи, обумовлений переведенням печей на роботу за зонним тарифом і, мабуть, скороченням часу роботи печей на виплавці високовуглецевого феромарганцю, що сприяє руйнуванню карбідів та промиванню ванни печей.

Методика. У роботі виконані дослідження щодо визначення дрібності, міцності, питомої роботи руйнування, а також об'ємної, істинної, насипної щільності настилу з печі та деяких руд марганцю, проведено дослідження пористості цих матеріалів.

Наукова новизна. Хімічний аналіз проб виломок, відібраних у різних місцях настилу та на різних горизонтах, показав, що всі вони, в основному, представлені шлакометалевим конгломератом, що містить карбід кремнію (SiC), відновленими Mn, Fe, Si, P, Ti, S; шлакова складова представлена оксидами CaO, MgO, Al_2O_3 та R_2O. У деяких пробах спостерігається від 0,8 до 6,5% Pb.

Практична значимість. Представлені дані щодо вивчення фізико-механічних властивостей зразків проб виломок, відібраних у різних місцях настилу та на різних горизонтах печі. Дослідження фізико-механічних властивостей виломок показали їх високі характеристики міцності, які в 2-18 разів вище в порівнянні з марганцевою рудою, що і обумовлює значні труднощі з їх руйнування в твердому стані і витягу з ванни РТП при її зупинці на капітальний ремонт.

Ключові слова: рудовідновлювальна піч, феросилікомарганець, настил, карбід кремнію, фізико-механічні властивості

Objective. At the Nikopol Ferroalloy Plant, during the shutdown of the RPZ-63 ore-reducing furnace for major repairs, its cooling and removal of the loose charge mixture from the upper horizons of the smelting space, a lining characterized by high strength, density, and crystalline structure was discovered. The difficulties that arose during the destruction of the lining and its removal from the furnace during the shutdown for major repairs were observed for the first time in decades of manganese ferroalloy production. The main reason for the formation of the refractory lining and its build-up on the furnace bottom is the "torn" operating mode caused by the transfer of furnaces to work according to the zone tariff and, apparently, a reduction in the operating time of furnaces for smelting ferromanganese, which contributes to the destruction of carbides and the washing of the furnace bath. Methodology. The paper presents studies to determine the fineness, strength, specific work of destruction, as well as the volumetric, true, bulk density of the furnace deck and some manganese ores, and studies of the porosity of these materials.

Scientific novelty. Chemical analysis of the debris samples collected in different places of the deck and at different horizons showed that they are all mainly represented by a slag-metal conglomerate containing silicon carbide (SiC), reduced Mn, Fe, Si, P, Ti, S; the slag component is represented by oxides of CaO, MgO, Al_2O_3 and R_2O. Some samples contain from 0.8 to 6.5% Pb.

Practical significance. The paper presents data on the study of the physical and mechanical properties of the debris samples collected in different places of the deck and at the furnace horizons. Studies of the physical and mechanical properties of the scraps have shown their high strength characteristics, which are 2-18 times higher than those of manganese ore, which causes significant difficulties in their destruction in the solid state and extraction from the RTP bath when it is stopped for major repairs.

Keywords: ore-reducing furnace, ferrosilicon manganese, flooring, silicon carbide, physical and mechanical properties

Вступ. Виробництво феросилікомарганцю на Нікопольському заводі феросплавів у закритих та герметичних печах підвищеної потужності типу РПЗ-63 та РКГ-81, освоєння якого розпочато більше 50 років тому, є одним із найпередовіших та знаходиться на світовому рівні. Високий технологічний рівень виробництва, надійність та довгостроковість експлуатації плавильних агрегатів збільшена з 3-5 місяців до 20-30 років, належна культура виробництва, механізація та

©
Рубан А.В. – к.т.н., доц УДУНТ
Надточій А.А. – к.т.н., доц УДУНТ
Бабуцький В.І. - УДУНТ
Зінченко О.М. – УДУНТ
Малий Є.Д. – УДУНТ
Комар А.С. – УДУНТ

Ruban A. – c.t.s., docent USUST
Nadtochii A. – c.t.s., docent USUST
Babutskyi V. – USUST
Zinchenko O. – USUST
Malyi E. – USUST
Komar A. – USUST

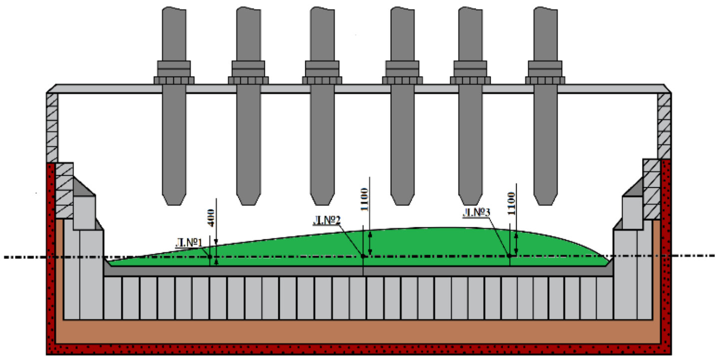
автоматизація технологічних процесів, вирішені питання охорони навколишнього середовища та утилізації вторинних матеріалів дозволили заводу здобути авторитет та визнання у світовому науково-технічному співтоваристві електротермістів.

Рудовідновлювальна піч типу РПЗ-63 № 1 цеху виробництва феросплавів введена в експлуатацію в квітні 1995 року і, пропрацювавши понад 22 роки, була зупинена на капітальний ремонт із повною заміною футерування ванни. За період роботи до капітального ремонту на печі № 1 було вироблено 1,106 млн. т феросилікомарганцю та 0,244 млн. т високовуглецевого феромарганцю.

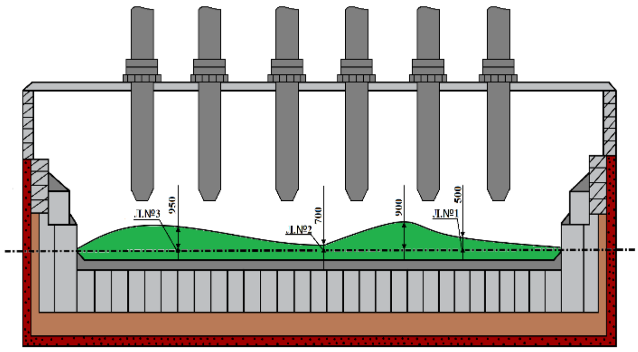
При зупинці печі на капітальний ремонт, її охолодженні та видаленні пухкої шихтової суміші з верхніх горизонтів плавильного простору було виявлено настил, що характеризується високою міцністю, щільністю, кристалічною будовою структури, металевим та графітовим блиском. Труднощі, що виникли під час руйнування футеровки та її вилучення з печі під час зупинки на капітальний ремонт, спостерігаються вперше за 50 років виробництва марганцевих феросплавів.

Мета та завдання досліджень. Топографія настилу, місця відбору проб наведено на рис. 1, з якого видно, що настил розташовувся по всій площі ванни майже безперервним шаром і мав різну висоту у різних районах печі.

Зокрема, по півдні ванни (за передньою стінкою) його висота зростала у напрямку від фази А (500 мм вище осі льотки) до фази С (до 1100 мм вище осі льотки). На півночі висота настилу була більша і досягала 1300 мм від рівня осі льотки. З метою визначення складу настилу проводили відбір проб у різних точках ванни печі.



а



б

Рис. 1. Вид настилу по північній частині (а) і по південній частині (б) печі РПЗ-63

Результати хімічного аналізу матеріалу (табл. 1. проби №№ 1-3, 5-7, 9, 10) показали, що його склад представлений конгломератом, що складається з металу - переважно феросилікомарганцю, карбіду кремнію, з незначними домішками шлакової фази.

Основною причиною заростання подини ванни була експлуатація печі на низькій потужності трансформатора (у тому числі з періодичними відключеннями печі), обумовлена технічним графіком роботи з зонного тарифу використання електроенергії, а також неодноразовими тривалими холодними простоями печі в періоди зниження попиту на марганцеві феросплави на ринку. У ці моменти відбувається карбідоутворення в коксовому шарі при надлишку вуглецю і наявності кремнезему.

Таблиця 1 - Хімічний склад зразків виломок настилу подини ванни печі №1

№ проби та місця відбору	Вміст, мас. %											
	C	Mn	Si	Fe	S	P	Pb	Ti	SiC	CaO	MgO	Al_2O_3	R_2O
1. Настил у районі фази А на 1-1,5 м вище осі льотки (центр ванни)	11.0	49.3	18.4	10.9	н.д.	0,18	-	0,45	4,6	1,8	0,9	1,1	0,6
2. Настил у районі фази А на 0,5-1 м вище осі льотки (за блоками передньої стінки)	9,7	25,8	30,6	3,9	0,56	0,09	-	0,6	20,4	6,7	3,4	3,9	1,0
3. Настил у районі фази А задня стінка на 0-0,5 м вище осі льотки	8,4	26,2	30,6	4,9	1,4	0,08	1,5	5,2	19,2	4,4	1,9	2,1	1,1
4. Настил у районі фази А задня стінка на 0-0,5 м нижче осі льотки	8,1	22,0	24,4	3,3	1,6	0,06	6,5	2,2	18,4	7,2	2,9	4,4	2,0
5. Настил між фазами А і В на рівні осі льотки	10,8	20,3	34,7	3,3	н.д.	0,08	-	2,4	31,5	6,3	2,8	3,2	1,1
6. Настил між фазами А і В на 0,5 м нижче осі льотки	11,5	20,2	28,1	3,4	0,6	0,07	-	1,8	15,0	8,1	3,7	3,8	1,9
7. Настил у районі фази В за передньою стінкою на 0-0,5 м нижче осі льотки	14,2	20,9	36,0	6,1	0,65	0,08	-	2,3	24,6	4,3	2,1	2,5	0,8
8. Настил у районі фази В у цегляній кладці подини (центр ванни)	4,7	73,5	8,0	10,8	0,01	0,14	0,8	-	-	-	-	2,0 Al	-
9. Настил у районі фази С на рівні осі льотки	9,3	20,5	32,2	3,2	н.д.	0,08	-	3,3	26,0	7,0	3,4	3,7	1,6
10. Настил у районі фази С за передньою стінкою на 0-0,5 м нижче осі льотки	19,2	23,9	26,9	5,5	0,3	0,11	-	0,8	16,3	5,0	2,3	2,7	1,0

Зважаючи на наявність у складі настилу структурно міцного карбіду кремнію, для видалення настилу необхідно великих трудо- та механічних витрат, що значно продовжило термін виконання ремонту. Усього було вивезено 192,8 т великих шматків настилу, а з урахуванням дрібних фракцій їх загальна вага перевищила 200 т.

Основні цілі та завдання досліджень лежать у визначенні фізико-хімічних та фізико-механічних властивостей зразків виломок настилу, встановлення умов та механізм їх утворення, розробка рекомендацій, що спрямовані на виключення можливості отримання тугоплавких, важко видалених у твердому стані сполук на подині рудотермічної печі та їх виведення з ванни печі перед зупинкою на капітальний ремонт. У цій роботі представлені дані щодо вивчення фізико-механічних властивостей зразків проб виломок, відібраних у різних місцях настилу та на різних горизонтах печі.

Результати досліджень та їх обговорення. Карбід кремнію є твердою тугоплавкою речовиною. Кристалічна решітка найпоширенішого політипа аналогічна решітки алмазу. Стандартна ентальпія утворення (298 К, кДж/моль): - 66,1; стандартна енергія Гіббса (298 К, кДж/моль): - 63,7; стандартна ентропія утворення (298 К, кДж/моль): + 16,61; стандартна мольна теплоємність (298 К, кДж/моль·К): + 26,86. Характер кристалічної решітки – атомний. Енергія кристалічної решітки 299 ккал/г форм. Карбід кремнію є єдиною бінарною сполукою, що утворюється елементами IV групи Періодичної таблиці елементів Д.І. Менделєєва. За типом хімічного зв'язку карбід кремнію відноситься до ковалентних кристалів. Частка іонного зв'язку, обумовленої деякою відмінністю в електронегативності атомів Si і C, не перевищує 10-12%. Енергія ковалентного зв'язку між атомами кремнію та вуглецю в кристалах SiC майже втричі перевищує енергію зв'язку між атомами в кристалах кремнію. Завдяки сильним хімічним зв'язкам, карбід кремнію виділяється серед інших матеріалів високою хімічною та радіаційною стійкістю, температурною стабільністю фізичних властивостей, великою механічною міцністю та високою твердістю. В інертній атмосфері карбід кремнію розкладається при температурі вище 2000 ^{0}С. Карбід кремнію безбарвний, наявність домішок забарвлюють його у зелений чи чорний колір.

У роботі виконані порівняльні дослідження щодо визначення дрібності, міцності, питомої роботи руйнування, а також об'ємної, істинної, насипної щільності настилу з печі та деяких руд марганцю (згідно ДСТУ 3207-95 [1]). Для порівняння також проведено дослідження пористості цих матеріалів.

Для оцінки відносної опірності матеріалів руйнуванню при переробці мінеральної сировини у гірничій промисловості використовується коефіцієнт та шкала міцності, що запропонована проф. М.М.

Протодьяконовим [2-3]. За одиницю міцності прийнято величину тимчасового опору одновісному стиску, що дорівнює 9,8 н/мм^2 (2 кгс/мм^2), визначена на зразках кубічної форми зі стороною 50 мм.

Міцність є величиною-характеристикою мінеральної сировини і може змінюватися від значення 2-3 до 26-28 балів, а в окремих випадках (для залізистих кварцитів) досягати до 30 балів і вище. Вона визначається хімічним складом, генезисом, структурою та твердістю мінералів.

Визначення коефіцієнта тривкості шляхом роздавлювання зразків правильної форми прийнято вважати основним способом. Однак не завжди можна відібрати представницьку пробу для виготовлення зразків правильної форми. Тому для визначення коефіцієнта тривкості рекомендується метод визначення питомої роботи дроблення (метод товчення) [4]. Рекомендований метод поширюється на тверді мінеральні руди та встановлює метод визначення коефіцієнта їхньої міцності за шкалою М.М. Протод'яконова.

Сутність самого методу полягає у визначенні коефіцієнта міцності, пропорційного відношенню роботи, витраченої на дроблення мінеральної сировини, до новоутвореної при дробленні поверхні, яку оцінюють сумарним об'ємом частинок крупністю 0,5 мм.

Дроблення відбувається у складному напруженому стані, де матеріал піддається стиску, розтягуванню, зсуву та згину одночасно, що більшою мірою моделює процес його дроблення та подрібнення у млині.

Витрачену на дроблення роботу (A) визначають шляхом множення маси гирі, кількості скидань, висоти скидання та числа наважок

$A = 5 \cdot H \cdot m \cdot n$, кГм,

де 5 – кількість наважок; H - висота скидання, м; m – маса гирі, кг; n – кількість скидань.

Питому роботу дроблення мінеральної сировини (a), тобто роботу, витрачену на утворення 1 см^3 дрібниці, обчислюють за формулою

$a = A / V$, кГм/см^3,

де A - витрачена на дроблення робота, кГм/см^3; V – об'єм дрібниці, що утворилася, см^3.

Між коефіцієнтом міцності та питомою роботою дроблення встановлена статистична залежність, що має вигляд:

$f = 1{,}98\ a^{0{,}7}$,

де f - коефіцієнт міцності за шкалою проф. М.М. Протодияконова; 1,98 – постійний коефіцієнт; a – питома робота дроблення.

Основне завдання досліджень полягала в отриманні максимальної інформації про властивості та речовий склад проб, необхідних для опрацювання методики досліджень та технологічних схем обробки. У процесі досліджень вивчалися фізичні властивості та паралельно хімічний склад. Фізико-механічні властивості марганцевих руд та настилу РВП-1 наведені в табл. 2.

Метод випробування на ударну в'язкість зразків [5] заснований на руйнуванні зразка із концентратором посередині одним ударом маятникового копра.

В результаті випробування визначають повну роботу, витрачену при ударі (роботу удару) або ударну в'язкість. Під ударною в'язкістю слід розуміти роботу удару, віднесену до початкової площі поперечного перерізу зразка в місці концентратора.

Величина роботи деформації та руйнування K визначається різницею потенційних енергій маятника в початковий (після підйому на кут α) та кінцевий (після зльоту на кут β) моменти випробування:

$K = P \cdot (H - h)$,

Таблиця 2 - Фізико-механічні властивості марганцевої руди та настилу РВП-1

Проба	Найменування матеріалу	Дробимість, %			Міцність, бал.			Питома робота руйнування, МДж/м^3			Щільність, кг/м^3			Пористість, %
		мін.	макс.	серед.	мін.	макс.	серед.	мін.	макс.	серед.	насипна	об'ємна	істинна	
1	Руда Mn (43,4 % Mn)	25,7	50,0	39,4	2,3	4,0	3,2	12	28	20	1480	2530	3860	34,5
2	Руда Mn (28,8 % Mn)	36,9	59,6	48,2	3,1	4,8	3,8	18	36	26	1520	2620	3320	21,1
3	Настил РВП-1	86,9	92,5	91,5	10,3	14,0	13,1	125	162	148	1390	1820	2500	23,62

де P – вага маятника, кг; H, h – висота підйому та зльоту маятника, відповідно, м.

При даній схемі випробувань вага маятника P складала 5 кг, а довжина маятника L – 0,7м.

Якщо довжина маятника L, то $h = L \cdot (1 - \cos\beta)$, $H = L \cdot (1 - \cos\alpha)$ і, отже, робота деформації та руйнування буде

для зразку №1: $K_1 = P \cdot L\ (\cos\beta - \cos\alpha) = 5 \cdot 0{,}7\ (\cos 70^0 - \cos 75^0)$ = 0,291 кг·м = 2,91Н·м = 2,91 Дж;

для зразку №2: K_2 = 0,233 кг·м = 2,33 Н·м = 2,33 Дж;

для зразку №3: K_3 = 0,348 кг·м = 3,48 Н·м = 3,48 Дж.

Знаючи повну роботу деформації та руйнування K, можна розрахувати основну характеристику, одержувану в результаті випробувань, що розглядаються, – ударну в'язкість

$K{\cdot}C = K/F$,

де F – площа поперечного перерізу зразка у місці надрізу до випробування. У разі, зразки мали перетин 10x10 мм, тобто 1 см^2. Стандартна розмірність ударної в'язкості Дж/см^2. Отримані дані наведено у таблиці 3.

Таблиця 3 - Результати випробувань щодо визначення ударної в'язкості зразків

Параметри	Початковий кут, α	Кут зльоту маятника, β	Робота деформації та руйнування, K, Дж	Ударна в'язкість, КС, кДж/м^2
для зразку № 1	75	70	2,91	29,1
для зразку № 2	75	71	2,33	23,3
для зразку № 3	75	69	3,48	34,8
Середнє значення			2,91	29,1

Для порівняння та оцінки значень отриманих показників нижче наведено дані щодо величин ударної в'язкості деяких матеріалів (див. табл. 4). Під в'язкістю матеріалу розуміють його властивість чинити опір силам, які прагнуть відокремити деяку частину матеріалу від масиву або перемістити одну його частину по відношенню до іншої. Вона характеризує величину сил зчеплення між частинками. Дані за значеннями ударної в'язкості різних матеріалів наведено у табл. 4.

Таблиця 4 - Ударна в'язкість матеріалів

Найменування матеріалу	Ударна в'язкість, КС, кДж/м^2
Азбест	1,5-1,6
Сімінали	2,5
Скло	1,5-2,5
Ситали	4,5-10,5
Карбоволокніти	44-84
Бороволокніти	78-110
Сплави титану	300-500
Сталі леговані	400-1000
Сталі, леговані після термообробки	1000-1300
Оргоноволокніти	500-600

Досліджуваний матеріал у порівнянні з сіміналами (синтетичні мінеральні сплави), отриманими за технологією кам'яного лиття, які мають фізико-механічні властивості, близькі до ударостійкої кераміки, що використовується для кульозахисних броньових пластин (щільність 2,9 г/см^3, межа міцності при стисканні 450 МПа, межа міцності на вигин 50 МПа, мікротвердість 15 МПа, ударна в'язкість 2,5 кДж/м^2 [6]), характеризується показником ударної в'язкості на порядок вище. Для більш досконалого вивчення цього питання необхідні подальші експериментальні та теоретичні дослідження.

Надалі плануються дослідження визначення фазового складу зразків методом рентгеноспектрального мікроаналізу (РСМА) на установці SELM1 PEM-106I, і мінералогічного складу у відбитому світлі, що проходить, на мікроскопах «NU» і бінокулярному мікроскопі МБС-9.

Висновки. Настил, який був виявлений при зупинці рудовідновлювальної печі типу РПЗ-63 № 1 цеху виробництва феросплавів, займає практично всю площу подини, утворивши «хибну» подіну товщиною 400-1300 мм вище за рівень осі льоток, що викликало великі труднощі при її руйнуванні та вилученні з ванни. Причиною утворення настилу на подині печей є переведення їх на технічний графік роботи за зонним тарифом використання електроенергії, тривалі холодні простої та скорочення об'єму виробництва високовуглецевого феромарганцю, що сприяє розмиванню карбідних утворень. Дослідженнями фізико-механічних властивостей зразків виломок виявлено високі характеристики міцності матеріалу настилу. Необхідні подальші експериментальні та теоретичні дослідження матеріалу настилу печі для визначення можливості використання його в якості кульозахисних броньових пластин.

Бібліографічний опис

1. ДСТУ 3207-95. Руди залізні і марганцеві, концентрати, агломерати і окатки. Метод визначення дійсної, об'ємної, насипної щільності і пористості. На заміну ГОСТ 25732-88. Чинний від 01.01.2000. Вид. офіц. Київ: УкрНДНЦ, 2000. 23 с.
2. Адрианов Б.И. Методы определения структурно-механических характеристик порошкообразных материалов. М.: Химия, 1982. 255 с.
3. Чаповский Е.Г. Инженерная геология. М.: Высшая школа, 1975. 296 с.

4. Папушин Ю. Л., Смирнов В. О., Білецький В. С. Дослідження корисних копалин на збагачуваність. Донецьк: Східний видавничий дім, 2006. 344 с. ISBN 966-317-002-6 . Режим доступу: (PDF) Папушин Ю.Л., Смирнов В.О., Білецький В.С. Дослідження корисних копалин на збагачуваність. – Донецьк: Східний видавничий дім, 2006. – 344 с. ISBN 966-317-002-6
5. Опір матеріалів. Підручник / Г. С. Писаренко, О. Л. Квітка, Е. С. Уманський. За ред. Г. С. Писаренка. К.: Вища школа,1993. 655 с. ISBN 5-11-004083-4.
6. Игнатова А.М., Артемов А.О., Игнатов М.Н. Исследование пулестойкости синтетических минеральных сплавов. *Фундаментальные исследования*. 2013. № 10-2. С. 261-265.

Referens

1. DSTU 3207-95. Rudy zalizni i marhantsevi, kontsentraty, ahlomeraty i okatky. Metod vyznachennia diisnoi, obiemnoi, nasypnoi shchilnosti i porystosti. Na zaminu HOST 25732-88. Chynnyi vid 01.01.2000. Vyd. ofits. Kyiv: UkrNDNTs, 2000. 23 s.
2. Adryanov B.Y. Metodы opredelenyia strukturno-mekhanycheskykh kharakterystyk poroshkoobraznыkh materyalov. M.: Khymyia, 1982. 255 s.
3. Chapovskyi E.H. Ynzhenernaia heolohyia. M.: Vыsshaia shkola, 1975. 296 s.
4. Papushyn Yu. L., Smyrnov V. O., Biletskyi V. S. Doslidzhennia korysnykh kopalyn na zbahachuvanist. Donetsk: Skhidnyi vydavnychyi dim, 2006. 344 s. ISBN 966-317-002-6 . Rezhym dostupu: (PDF) Papushyn Yu.L., Smyrnov V.O., Biletskyi V.S. Doslidzhennia korysnykh kopalyn na zbahachuvanist. – Donetsk: Skhidnyi vydavnychyi dim, 2006. – 344 s. ISBN 966-317-002-6
5. Opir materialiv. Pidruchnyk / H. S. Pysarenko, O. L. Kvitka, E. S. Umanskyi. Za red. H. S. Pysarenka. K.: Vyshcha shkola,1993. 655 s. ISBN 5-11-004083-4.
6. Yhnatova A.M., Artemov A.O., Yhnatov M.N. Yssledovanye pulestoikosty syntetycheskykh myneralnыkh splavov. Fundamentalnыe yssledovanyia. 2013. № 10-2. S. 261-265.

Надійшла до редколегії / Received by the editorial board: 01.12.2024
Прийнята до друку / Accepted for publication: 20.12.2024

УДК 669.15:621.783

https://doi.org/10.34185/tpm.4.2024.05

Корнєв С.В., Фролов Я.В., Бобух О.С.

Аналіз впливу хімічного складу на температуру фазових перетворень при гарячій прокатці профілів із заданим рівнем механічних властивостей

Korniev S., Frolov Ya., Bobukh O.

Effect of chemical composition on the phase transformation temperature during the hot rolling of profiles with a given level of mechanical properties

У дослідженні розглянуто моделювання структурних перетворень та формування оптимальних мікроструктур у сталях, оброблених сучасними методами термічної обробки. Математичний опис фазових перетворень базується на теорії зародження і росту зерна, використанні термокінетичних діаграм та прогнозуванні розвитку мікроструктури. Особливу увагу приділено процесу загартування з частковим темперуванням (Q&P), який забезпечує формування багатофазних мікроструктур з оптимальним співвідношенням мартенситу та залишкового аустеніту.

У роботі наголошується на важливості вибору методів охолодження для досягнення необхідних властивостей сталі. Зокрема, водно-повітряне спрейерне охолодження продемонструвало високу ефективність у відведенні тепла та можливість адаптації до складої геометрії деталі. Експериментальні дослідження показали, що сталь 22MnB5, оброблена за технологією Q&P, досягає покращених механічних властивостей — міцності (Rm = 1045 МПа) та відносного подовження (A = 10,8 %) — при зменшеному вмісті легувальних елементів порівняно з традиційними методами.

Ключові слова: *термічна обробка, докритичний відпал, часткове темперування, фазові перетворення*

This study explores the modeling of structural transformations and the development of optimal microstructures in steels subjected to advanced heat treatment processes. The mathematical description of phase transformations is based on the theory of nucleation and grain growth, with thermokinetic diagrams serving as a foundation for predicting microstructural evolution. Special attention is given to the Quenching-and-Partitioning (Q&P) process, which facilitates the formation of multi-phase microstructures with a balanced ratio of martensite and retained austenite.

The research highlights the significance of cooling methods in achieving desired properties. Among these, water-air spray cooling is shown to effectively enhance heat dissipation while adapting to complex component geometries. Experiments demonstrate that Q&P-treated 22MnB5 steel achieves improved strength (Rm = 1045 MPa) and elongation (A = 10.8 %) compared to conventional processes, with lower alloying element content.

Keywords: *heat treatment intercritical annealing, quenching and tempering, phase transformations*

Вступ.

Сортамент сталей, які сьогодні доступні у формі круглого профілю характеризується властивостями, які обмежені 40 % відносного подовження при розриві, як характеристикою пластичності, та 1500 МПа межі міцності. Багатофазні сталі, від високоміцних до надміцних, які характеризуються поєднанням високої міцності та високих значень відносного подовження при розриві в незагартованому стані, відіграють ключову роль в машинобудуванні. Такі сталі піддаються високим ступеням деформації (до 90 %) під час гарячої обробки тиском. Такий рівень деформації досягається за певну кількість разових (часткових) обтиснень з величиною 8 … 20 %, після кожного з яких відбувається рекристалізація за рахунок так званого «залишкового» тепла. Температура металу у проміжках між частковими обтисненнями є результатом теплового балансу в попередній зоні деформації [1]. Вона, в свою чергу, забезпечує баланс процесів деформації і рекристалізації, величину котрого можна кількісно описати обсягом поглиненої зразком енергії під час випробувань готового виробу. Серед статей цього балансу можна виділити наступні процеси: ріст зерна, зміцнення (WH), динамічне відновлення (DRV) та динамічна рекристалізація (DRX) [2]. Всі ці явища суттєво впливають на еволюцію мікроструктури і механічні властивості металу. Зсув балансу в зону переважної деформації призводить до вираженої анізотропної поведінки компонентів і призводить до зменшення залишкового подовження або залишкової здатності до вигину [3]. Зворотній зсув балансу у бік температури призводить до зростання зерен [4], що також погіршує властивості сталевої продукції [5]. Таким чином, технологічні елементи виробництва катанки мають поєднувати ефективні інструменти впливу на обидві важелі балансу «деформація-рекристалізація».

Інтегрований процес «деформація-рекристалізація» поєднує гарячу деформацію в аустенітному стані з одночасним мартенситним зміцненням під час охолодження. Більш висока

© Корнєв С.В., - УДУНТ
Фролов Я.В., - д.т.н., проф. УДУНТ
Бобух О.С. – к.т.н., доц. УДУНТ

Korniev S. - USUST
Frolov Ya. – d.t.s., prof USUST
Bobukh O. – c.t.s., docent USUST

міцність, яку можна досягти за допомогою пресового гартування [6] порівняно зі звичайним холодним формуванням багатофазних сталей, є перевагою для зменшення питомої ваги профілю. Існують обмеження щодо використання високоміцних, традиційно загартованих компонентів через їх низьке відносне подовження при розриві [7]. Матеріали з високою міцністю і в той же час хорошою пластичністю дозволяють під час аварії поглинати якомога більшу частку введеної кінетичної енергії за допомогою пластичної деформації [8]. Завдяки використанню сталей з високим потенціалом хімічного складу, адаптованих до навантаження, можна досягти оптимальної питомої ваги профілю. Для цілеспрямованої зміни міцності на пластичність мікроструктуру можна регулювати шляхом вибору матеріалу [9] або за допомогою локальної термічної обробки.

Різні стратегії можуть бути використані для підвищення деформівності сталей. Наприклад, компоненти з локально пластичною бейнітною структурою можуть бути виготовлені за допомогою процесів контрольованої пластичної деформації [10]. Пластичність може бути збільшена через мікроструктуру за допомогою феритно-мартенситних мікроструктур та/або відпущеного мартенситу та частки залишкового аустеніту в мікроструктурі.

Метод дослідження

У цій роботі досліджено вплив хімічного складу на трансформацію мікроструктури зразків зі сталі 22MnB5 в процесі докритичного відпалу, використано, як фізичну модель температурного режиму в технологічному процесі виробництва профілів. Зовнішнє охолодження відбувалося після деформаційного зміцнення водо-повітряним розпиленням. Це дозволяє контролювати температуру, щоб отримати різні властивості компонентів під час обробки тиском. Регулювання початкової мікроструктури дозволило чітко відокремити час циклу деформації. Застосовуючи процеси докритичного відпалу до низьколегованих сталей, механічні властивості матеріалу прогнозувалися через співвідношення фериту та мартенситу.

Міцність і пластичність матеріалу змінювалися за допомогою узгоджених процесів відпалу та охолодження та були адаптовані. Докритичний відпал також був застосований у поєднанні з процесом обробки тиском для створення феритно-мартенситних компонентів у структурі. Збільшення здатності до деформації шляхом стабілізації залишкового аустеніту в переважно мартенситних мікроструктурах можливе за допомогою так званого процесу часткового загартування. У цьому випадку процес загартування та темперування здійснюється на температурному рівні між початковою температурою мартенситу (M_S) і кінцевою температурою мартенситу (M_f). Така послідовність термічної обробки також використовувалася у зв'язку з докритичним нагріванням для низьколегованої загартованої сталі 22MnB5. Збільшення здатності до подовження під час випробувань обумовлено стабілізацією залишкового аустеніту в багатофазній структурі та його перетворення під час деформації розтягу.

Аналіз впливу хімічного складу на температуру фазових перетворень при нагріві та охолодженні.

Процес докритичного відпалу дозволяє встановити певне співвідношення фериту до аустеніту при вибраній температурі, щоб під час наступного охолодження перетворити на мартенсит лише ті частини структури, які були аустенітизовані. Таким чином можна регулювати міцність (рис. 1, крива 3). Підвищення пластичності переважно мартенситних мікроструктур або багатофазних сталей можливе на додаток до модифікування сплаву (подрібнення зерна Nb, уникнення осадження TiN та MnS за рахунок зменшення вмісту N, P, S, Ti) за допомогою процесу загартування з частковим темперуванням (так званий Q&P процес). Покращення пластичності досягається шляхом контрольованого двоступеневого процесу охолодження, під час якого невелика кількість залишкового аустеніту стабілізується за кімнатної температури. Мікроструктура, отримана в результаті цієї термічної обробки, нагадує структуру відпущених мартенситних сталей (АМ-сталей), яка складається з порівняно пластичної матриці відпущеного мартенситу та залишкового аустеніту (рис. 1).

Після повної аустенізації нагрівання виконується переривчасте гартування (quenching) до досягнення температури, що лежить між температурами початку M_S і завершення M_f мартенситного перетворення. Після утворення певної кількості первинного мартенситу проводиться процес темперування (ізотермічна витримка), під час якого відбувається дифузійно-контрольований розподіл (partitioning) стабілізуючого аустеніт вуглецю з пересиченого первинного мартенситу в залишковий аустеніт. У фазі темперування мартенсит відпускається, а аустеніт стабілізується за нижчих температур завдяки підвищеному вмісту вуглецю. Для уникнення утворення карбідів під час старіння необхідні достатні концентрації легувальних елементів, таких як *Si* та/або *Al*. В іншому випадку може не досягатися достатня стабілізація аустеніту. Обрана температура гартування визначає кількість первинного мартенситу, що забезпечує вуглець під час старіння, а також кількість аустеніту, що залишається в структурі на цій температурі й здатен поглинати вуглець у достатній кількості. Процес темперування може здійснюватися при температурах між M_S і M_f (рис. 1, крива 2) або ж для прискорення дифузійних процесів — при вищих температурах понад M_S (рис. 1, крива 1). Недостатньо стабілізований аустеніт перетворюється на вторинний мартенсит у результаті охолодження до кімнатної температури. Через дифузійне збагачення аустеніту легувальними елементами, такими як вуглець і марганець, під час докритичного нагрівання й ізотермічної витримки температури M_S і M_f знижуються.

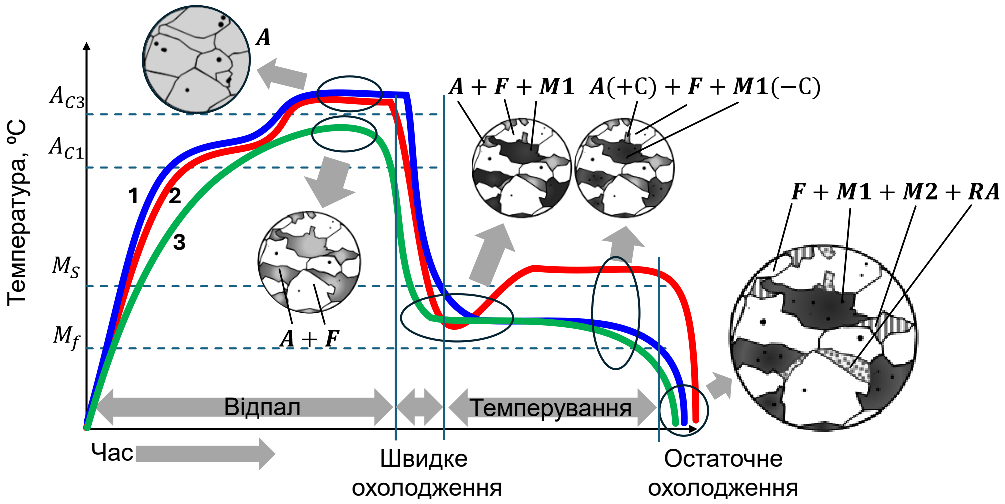


Рисунок 1 — Фазові перетворення при нагріві та охолодженні: 1 — Крива температури для процесу відпалу з переходом в аустеніт(аустенітізація) та темперуванням в зоні формування мартенситу; 2 — Крива температури для аустенітізації та темперуванням вище початку мартенситного перетворення; 3 — докритичний відпал з частковим переходом в аустеніт та темперуванням в зоні формування мартенситу; A – аустеніт; F – ферит; $M1$ – первинний мартенсит, який сформувався під час швидкого охолодження; $(+\mathrm{C})$ - збагачення аустеніту вуглецем за рахунок дифузії з первинного мартенситу; $(-\mathrm{C})$ – перехід вуглецю з первинного мартенситу в аустеніт; $M2$ – вторинний мартенсит, який сформувався під час остаточного охолодження з ділянок $(+\mathrm{C})$; RA – залишковий аустеніт.

В окремих випадках температура початку мартенситного перетворення (M_S) може бути значно нижчою за кімнатну температуру. Формування вторинного мартенситу відбувається тоді, коли температура M_S не може бути знижена нижче температури середовища гартування. Залежність між температурою M_S і вмістом вуглецю в аустеніті можна знайти у рівнянні 1 (вміст елементів у мас. %), яке наведено у статті [11]:

$$M_S(°C) = 561 - 423 \cdot C - 30{,}4 \cdot Mn - 17{,}7 \cdot Ni - 12{,}1 \cdot Cr - 11 \cdot Si - 7 \cdot Mo \qquad (1)$$

де: C — вміст вуглецю (у вагових відсотках), Mn — вміст марганцю, Ni — вміст нікелю, Cr — вміст хрому, Si — вміст кремнію, Mo — вміст молібдену.

Структурні зміни, що відбуваються в матеріалі під час Q&P-процесу після інтеркритичного нагрівання, схематично ілюстровані на рис. 1 (крива 3). Невелика кількість стабілізованого залишкового аустеніту в структурі сприяє підвищенню рівномірного видовження через TRIP-ефект без значного зниження міцності [12]. Після термічної обробки структура матеріалу складається з фериту (якщо використовувався докритичний нагрів), відпущеного мартенситу, залишкового аустеніту та твердого вторинного мартенситу (рис. 1, крива 3). Така термічна обробка забезпечує оптимальне поєднання високої міцності та доброї пластичності. Міцність мікроструктури вища завдяки частці відпущеного мартенситу порівняно з традиційними феритно-бейнітними TRIP-сталями. Процес Q&P можна застосовувати в умовах безперервного виробництва сталевих профілів, але головним питанням тут є баланс між достатньою швидкістю охолодження і розподілом температури по поперечному перерізу профілю. Поєднання деформації при прокатці з Q&P-термічною обробкою додатково покращує механічні властивості структури. В даний час використання процесу Q&P в лінії безперервного сортопрокатного стану перебуває на стадії випробувань.

Термічна обробка сталі 20MnCr5.

Аустенітізація: на відміну від докритичного відпалу, аустенітізація призначена для повного перетворення початкової структури в аустеніт. Аустенітізація проводиться як під час термічної обробки, так і під час гарячої деформації. Перехід сталі до аустенінтого стану зменшує енергію, необхідну для деформації через збільшення площин ковзання, а також через менший опір деформації з підвищенням температури. Пов'язані сили деформації зменшуються [13]. У той же час пластичність матеріалів зростає з підвищенням температури. При нагріванні доевтектоїдних сталей вихідна феритна структура змінюється на аустенітну. Метою аустенітізації зазвичай є повне розчинення карбіду та його однорідний розподіл, який починається лише при температурах вище A_{C3} і завершується при A_{cc}. Аустенітізація може відбуватися ізотермічно або безперервно. Залежне від часу та температури α-γ перетворення зазвичай представляється у вигляді діаграм час-температура аустенітизації (TTA діаграми), на яких наведено температури початку аустенітного перетворення (A_{co}, кінець аустенітного перетворення (A_{co}, кінець розчинення карбіду (A_{cc}), початок однорідного аустеніту та розмір зерна аустеніту (рис. 2 та табл. 1).

Таблиця 1 — Хімічний склад сталі 20MnCr5

20MnCr5	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu
Вміст легуючих елементів (мас. %)	0,20	0,19	1,19	0,016	0,032	0,004	1,22	0,21

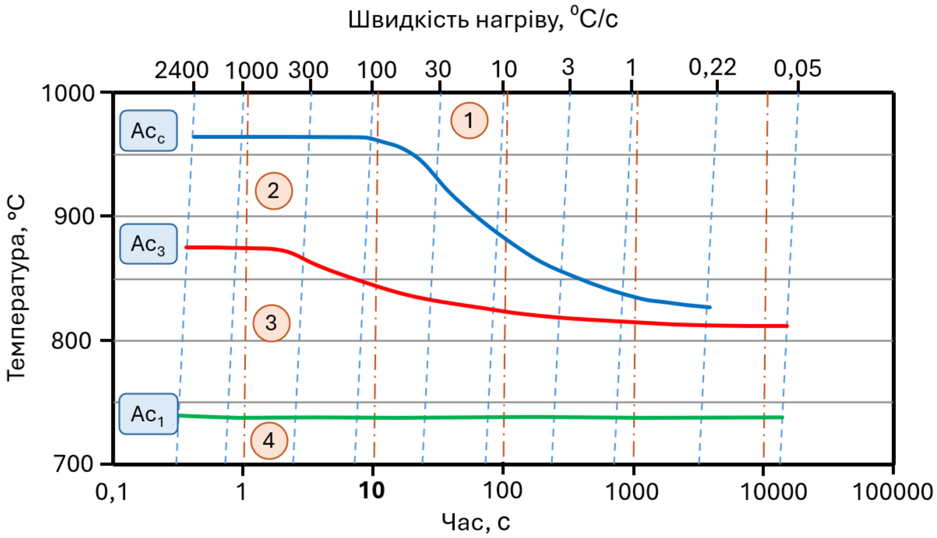


Рисунок 2 — Хімічний склад і безперервна діаграма ТТА для сталі 20MnCr5: 1 — гомогенний аустеніт; 2 — негомогенний аустеніт; 3 — ферит + аустеніт + карбіди; 4 — ферит + карбіди.

Дифузійне та бездифузійне перетворення. При термічній обробці сплави зазвичай охолоджуються швидше, ніж при визначенні структурних компонентів за діаграмою залізо-вуглець. Діаграми температурно-часового перетворення (діаграми ТТТ) показують структурні перетворення для різних процесів охолодження та швидкості, зокрема для сплаву та як функцію умов аустенізації. За допомогою цих діаграм спланувати термічну обробку сплаву. Трансформація аустеніту може бути проілюстрована ізотермічним або безперервним контролем температури (рис. 3).

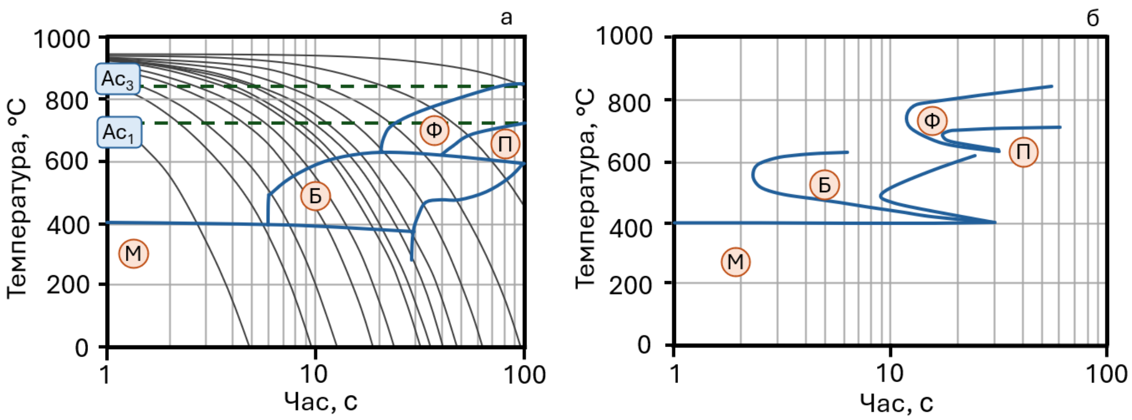


Рисунок 3 — ТТТ-діаграма сталі 22MnB5: а) безперервна; б) ізотермічна (температура аустенітизації 950 °C); Б — бейніт; М — мартенсит; П — перліт; Ф — ферит.

Порівняння безперервної та ізотермічної ТТТ-діаграм показує, що початок перетворення в безперервних діаграмах, як правило, відбувається при нижчих температурах. При охолодженні нижче Ac_3 аустеніт починає перетворюватися на вторинні структури: фериту, перліту, бейніту та мартенситу. Вони мають різні характеристики залежно від складу сплаву та умов термічної обробки.

При низькому вмісті легуючих елементів і повільній швидкості охолодження утворюються пластичні структури, такі як ферит і перліт. При високих швидкостях охолодження зерна аустеніту повністю перетворюються в об'ємний або пластинчастий мартенсит.

Приклади типових мікроструктур сталі 22MnB5, що використовується під час інтегрованої термічно-деформаційної обробки, показані на рисунку 4. Сталь 22MnB5 зазнає повного мартенситного перетворення при швидкостях охолодження 27 … 30 °C/с (рис. 5). В основному слід зазначити, що перетворення в мартенсит завершується лише тоді, коли досягається кінцева температура мартенситу M_f У випадку сталей із масовим вмістом вуглецю вищим за 0,6 % це має місце лише у випадку, коли температура нижче кімнатної. Окрім швидкості охолодження, проходження через зони трансформації є вирішальним для формування мікроструктури. Варіації хімічного складу та умов аустенізації призводять до зміни областей перетворення. Наприкінці кривої охолодження досягнута твердість вказується за Віккерсом на термокінетичній діаграмі.

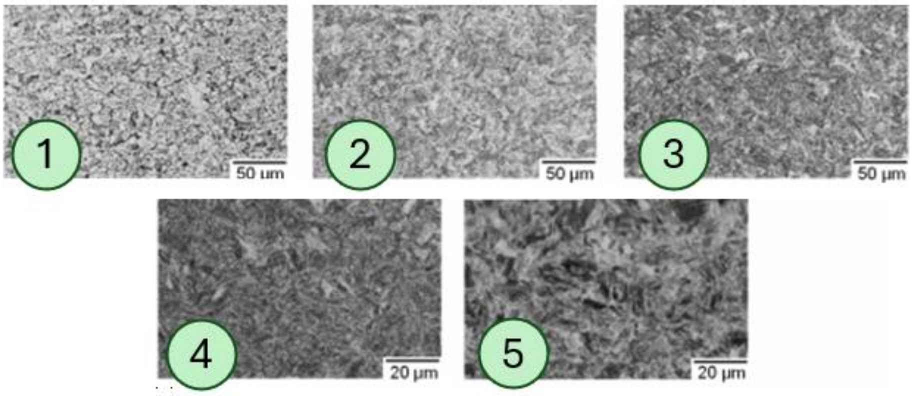


Рисунок 4 — Характерна структура загартованої сталі 22MnB5, травлення: 4% пікринової кислоти і 4% азотної кислоти; 1 — ферит + перлит + карбіди (282 HV); 2 — мартенсит + бейніт + ферит + карбіди (314 HV); 3 — мартенсит + бейніт (330 HV); 4 — мартенсит після відпустки (410 HV); 5 — мартенсит після низької відпустки (552 HV). Навантаження під час випробувань – 0,1 Н.

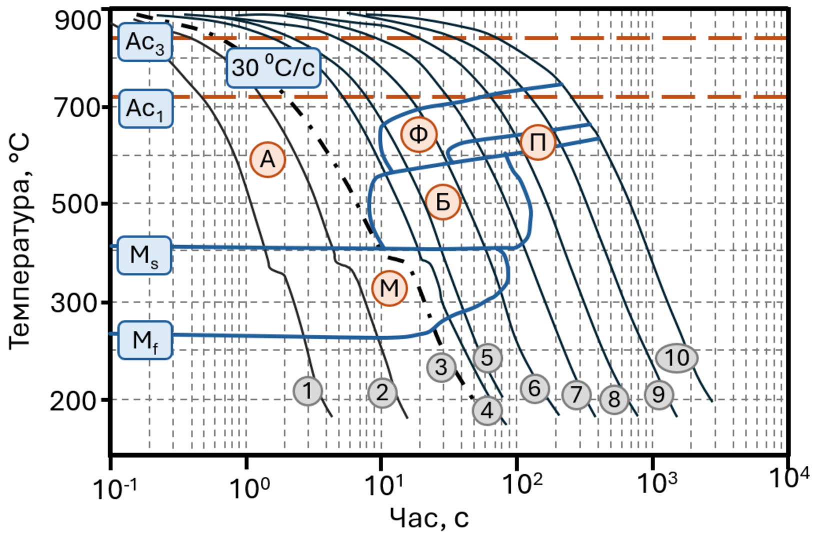


Рисунок 5 — Безперервна ТТТ-діаграма низьколегованої сталі 22MnB5 (аустенітізація при 900 ºС протягом 5 хв). А — аустеніт; Б — бейніт; М — мартенсит; П — перліт; Ф — ферит; 1 — 471 HV; 2 — 464 HV; 3 — 446 HV; 4 — 429 HV; 5 — 383 HV; 6 — 440 HV; 7 — 184 HV; 8 — 165 HV; 9 — 156 HV; 10 — 156 HV.

Моделювання структурних перетворень. Математичний опис структурних перетворень базується на теорії зародження і росту зерна. За допомогою експериментально визначених термокінетичних діаграм та встановлення математичних законів розвитку фазових перетворень, керованих дифузією. можна описати цей розвиток мікроструктури. Розрахунок мікроструктури на напівемпіричній основі часто виконується за допомогою ізотермічних діаграм. Вони містять криві з однаковими пропорціями фериту, перліту та бейніту. Мікроструктуру можна відобразити для будь-якого процесу охолодження за допомогою ізотермічних ітерацій у часі та екстраполяції за відомими експериментальними даними та методиками. Бездифузійне перетворення моделюється за рівняннями Койстінена – Марбургера, як показано у описано. Щоб перевірити реалізовані ізотермічні діаграми, можна зробити безперервні розрахунки, які порівнюються з виміряними.

Температура гартування і його тривалість визначається хімічним складом сплаву та вимогами до властивостей кінцевого продукту. Відпуск дозволяє вуглецю дифундувати з перенасиченого мартенситу. Вміст вуглецю в мартенситі зменшується і переходить у форму ε-карбіду. Міцність і в'язкість можна спеціально відкоригувати за допомогою температури і часу витримки. Температурний інтервал відпуску має певні обмеження: від 250 до 550 °С може виникнути відпускна крихкість.

Вибір умов охолодження в значній мірі залежить від сплаву, маси і форми заготовки, бажаного утворення мікроструктури. Компоненти можуть піддаватися повному або локальному індивідуальному охолодженню. Водні розчини солей або полімерів і розплави солей зазвичай використовують для зміцнення поверхневого шару твердих компонентів, але можуть використовуватися і для повного зміцнення. Охолодження також можливе в киплячому шарі, за допомогою спрейеру, на повітрі або в інертному газі. Метою охолодження під час відпуску є генерація високої швидкості охолодження та відведення якомога більшої кількості тепла від компонента через його поверхню.

Охолодження зануренням у рідке середовище забезпечує у більшості випадків найбільшу тепловіддачу у всьому діапазоні температур. Для такого охолодження використовуються охолоджуючі рідини на водній основі (вода з сольовими або полімерними добавками і без них). Охолодження відбувається шляхом занурення заготовки в рідину. Завдяки дуже високій ентальпії випаровування вода особливо підходить для цього призначення. Однак охолодження водою має різноманітні невигідні ефекти. Перший з них — локальна нерівномірність швидкостей охолодження внаслідок утворення парової оболонки.

Парові оболонки на горизонтальних компонентних зонах. Через залежні від температури фази кипіння та конвекції спостерігаються сильні коливання швидкості охолодження під час охолодження зануренням у рідинах, що випаровуються. При зануренні заготовка повністю оточена паровою оболонкою (плівка кипіння). Теплообмін в цьому випадку відбувається за рахунок теплопровідності через парову плівку, і є недостатнім.

Водо-повітряне спрейерне охолодження. Водно-повітряний спрейер відрізняється від звичайної водяної форсунки тим, що в ньому і вода і повітря подаються на поверхню, що охолоджується, з надлишковим тиском [14]. Ця технологія поєднує в собі переваги занурення і повітряного охолодження. У цьому процесі розташування двокомпонентних сопел спеціально адаптовано до геометрії профілю, який піддається охолодженню. Головною технологічною особливістю водо-повітряного спрейеру є те, що поверхня рідини значно збільшується в результаті розпилення, що забезпечує ефективність охолодження. Спрей складається з крапель різного розміру та швидкості, при чому мінімальна швидкість крапель підтримується потоком повітря, яке подається через теж саме сопло. Змінюючи об'ємні потоки води та повітря через тиск, такий спосіб охолодження є дуже гнучким [15]. Параметри розпилення можна регулювати, що означає, що в компоненті можна досягти просторово та часово визначеної кривої температура-час. Водо-повітряне спрейерне охолодження за рахунок додаткової турбулентності газового потоку, забезпечує більш високу тепловіддачу. Розвиток теплопередачі як функції температури компонента подібний до охолодження зануренням. Температура утворення парової оболонки залежить від щільності ударів та кінетичної енергії кожної краплі. Зі збільшенням тиску води коефіцієнти тепловіддачі зростають майже лінійно. Це забезпечує стабільний процес охолодження. Застосування Q&P-обробки з використанням водо-повітряного спрейеру дозволило підвищити відносне подовження при зниженні межі міцності на розрив унаслідок відпуску мартенситу. Деформаційна здатність профілів зі сталі 22MnB5, термічно оброблених за одноетапним процесом Quenching-and-Partitioning (Q&P), після докритичного нагрівання при майже однаковій міцності виявилася вищою порівняно зі станом після повної аустенізації. У порівнянні зі станами після докритичного відпалу, гартування та подальшого відпуску сталі 22MnB5, Q&P-процеси забезпечили вищу здатність до поглинання енергії. Після гартування та відпуску сталі 22MnB5 було досягнуто межу міцності на розрив у 970 МПа та відносне подовження 6 %. Натомість застосування одноетапного Q&P-процесу після докритичного відпалу при 770 °C та темперування при 270 °C дозволило отримати оптимальну комбінацію міцності та пластичності (межа текучості Rp0,2 = 512 МПа, межа міцності = 1046 МПа, відносне подовження A_{50} = 11 %). Вибір температур в процесі Q&P має вирішальне значення для співвідношення мартенситу до аустеніту. Низькі температури гартування, близькі до M_f, сприяють утворенню значної частки первинного мартенситу та залишку невеликої кількості аустеніту. Це спрощує стабілізацію залишкового аустеніту, а частка вторинного мартенситу, що утворюється на заключній стадії гартування, залишається невеликою. Матриця з відпущеного мартенситу забезпечує високу міцність, а залишковий ферит, що утворився після докритичного нагрівання, разом із залишковим аустенітом підвищує пластичність і в'язкість (рис. 6).

Вже невеликі частки фериту, близько 6 об'ємних %, збільшують здатність до поглинання енергії та коефіцієнт зміцнення. Через зниження вмісту вуглецю в первинному мартенситі відбувається підвищення пластичності, якщо не утворюються великі карбіди цементиту. Збільшення відносного подовження після процесу старіння пояснюється мікроструктурою, що складається з відпущеного мартенситу та залишкового аустеніту. Кількість відпущеного первинного мартенситу та інтенсивність його відпуску залежать від вибраних температур гартування та старіння. Сталь 22MnB5 після Q&P, отримана у цьому дослідженні, показала міцність (Rm = 1045 МПа) та подовження (A = 10,8 %) за менших вмістів легувальних елементів. Порівняно з двофазною сталлю DP980, отримана структура мала подібне відносне подовження, але вищу межу міцності на розрив.

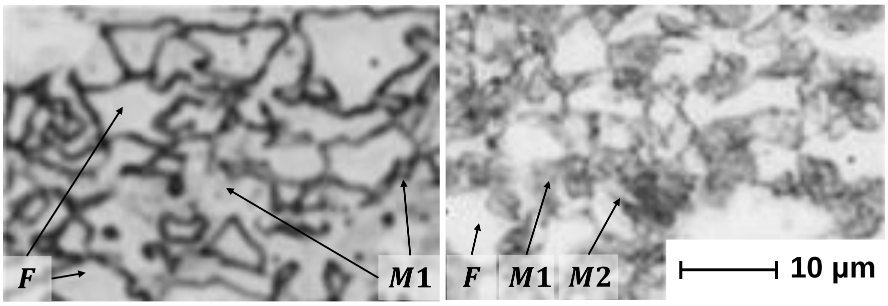


Рисунок 6 — Мікрофотографії після докритичного відпалу при 780 °C протягом 360 с та: а) гартування б) після процесу Q&P з витримкою при 290 °C протягом 240 с: F – ферит; $M1$ – первинний мартенсит, який сформувався під час швидкого охолодження; $M2$ – вторинний мартенсит, який сформувався під час остаточного охолодження.

Висновки

Одноетапний процес загартування з частковим темперуванням значно покращує механічні властивості сталі 22MnB5. Зокрема, досягнуто оптимальну комбінацію міцності (Rm = 1046 МПа) та пластичності (A50 = 11 %) порівняно зі звичайними методами термообробки.

Застосування Q&P-процесів забезпечує підвищення здатності до поглинання енергії та збереження високої деформаційної здатності навіть за зниженого вмісту легувальних елементів.

Матриця з відпущеного мартенситу сприяє досягненню високої міцності сталі, тоді як залишковий ферит і аустеніт покращують її пластичність і здатність до енергопоглинання.

Навіть незначні об'ємні частки фериту (≈6 %) позитивно впливають на механічні властивості сталі.

Сталь 22MnB5 після Q&P-обробки демонструє кращі властивості міцності й подовження у порівнянні з двофазними сталями типу DP980 та іншими високоміцними сталями за подібних умов термообробки.

Таким чином, використання процесу загартування з частковим темперуванням у поєднанні з адаптованими методами охолодження відкриває перспективи для підвищення ефективності термообробки сталей, забезпечуючи оптимальну комбінацію механічних властивостей і мікроструктури.

Бібліографічний список

1. Hwang J.-K. Thermal Behavior of a Rod during Hot Shape Rolling and Its Comparison with a Plate during Flat Rolling. *Processes*. 2020. T. 8, № 3. С. 327. URL: https://doi.org/10.3390/pr8030327 (дата звернення: 05.06.2024).
2. Hot Deformation Behavior and Dynamic Recrystallization of Ultra High Strength Steel / L. Zhong та ін. *Metals*. 2021. Т. 11, № 8. С. 1239. URL: https://doi.org/10.3390/met11081239 (дата звернення: 05.06.2024).
3. Current Challenges and Opportunities in Microstructure-Related Properties of Advanced High-Strength Steels / D. Raabe та ін. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2020. Т. 51, № 11. С. 5517–5586. URL: https://doi.org/10.1007/s11661-020-05947-2 (дата звернення: 05.06.2024).
4. Design of high-strength steels by microalloying and thermomechanical treatment / A. A. Barani та ін. *Materials Science and Engineering: A*. 2007. Т. 463, № 1-2. С. 138–146. URL: https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.08.124 (дата звернення: 05.06.2024).
5. Progress on improving strength-toughness of ultra-high strength martensitic steels for aerospace applications: A review / J. Li та ін. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023. URL: https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.12.177 (дата звернення: 05.06.2024).
6. Conductive Heating during Press Hardening by Hot Metal Gas Forming for Curved Complex Part Geometries / M. Bach та ін. *Metals*. 2020. Т. 10, № 8. С. 1104. URL: https://doi.org/10.3390/met10081104 (дата звернення: 05.06.2024).
7. Palmieri M. E., Lorusso V. D., Tricarico L. Investigation of material properties of tailored press hardening parts using numerical and physical simulation. *Procedia Manufacturing*. 2020. Т. 50. С. 104–109. URL: https://doi.org/10.1016/j.promfg.2020.08.019 (дата звернення: 05.06.2024).
8. Blankart C., Wesselmecking S., Krupp U. Influence of Quenching and Partitioning Parameters on Phase Transformations and Mechanical Properties of Medium Manganese Steel for Press-Hardening Application. *Metals*. 2021. Т. 11, № 11. С. 1879. URL: https://doi.org/10.3390/met11111879 (дата звернення: 05.06.2024).
9. Enhancing yield stress and uniform elongation in an ultrathin packaging steel via controlling dislocation density / Y. Z. Li та ін. *International Journal of Plasticity*. 2022. С. 103334. URL: https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2022.103334 (дата звернення: 05.06.2024).
10. Optimization of Metal Rolling Control Using Soft Computing Approaches: A Review / Z. Hu та ін. *Archives of Computational Methods in Engineering*. 2019. URL: https://doi.org/10.1007/s11831-019-09380-6 (дата звернення: 05.06.2024).
11. Andrews K. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures. *J. Iron Steel Inst.* 1965. С. 721–727.

12. Soleimani M., Kalhor A., Mirzadeh H. Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review. *Materials Science and Engineering: A*. 2020. Т. 795. С. 140023. URL: https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140023 (дата звернення: 10.06.2024).
13. Computer system of monitoring the residual resource of equipment of strip mill / I. Y. Prykhodko та ін. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*. 2021. № 35. С. 149–158. URL: https://doi.org/10.52150/2522-9117-2021-35-149-158 (дата звернення: 10.06.2024).
14. Spray cooling of extruded EN AW-6082 aluminium alloy sheets: spatial heat transfer coefficients / O. Golovko та ін. *Forschung im Ingenieurwesen*. 2014. Т. 78, № 3-4. С. 131–137. URL: https://doi.org/10.1007/s10010-014-0181-y (дата звернення: 10.06.2024).
15. Lee D. L. Conservation laws, gravitational waves, and mass losses in the Dicke-Brans-Jordan theory of gravity. *Physical Review D*. 1974. Т. 10, № 8. С. 2374–2383. URL: https://doi.org/10.1103/physrevd.10.2374 (дата звернення: 10.06.2024).

References

1. Hwang J.-K. Thermal Behavior of a Rod during Hot Shape Rolling and Its Comparison with a Plate during Flat Rolling. *Processes*. 2020. Vol. 8, no. 3. P. 327. URL: https://doi.org/10.3390/pr8030327 (date of access: 05.06.2024).
2. Hot Deformation Behavior and Dynamic Recrystallization of Ultra High Strength Steel / L. Zhong et al. *Metals*. 2021. Vol. 11, no. 8. P. 1239. URL: https://doi.org/10.3390/met11081239 (date of access: 05.06.2024).
3. Current Challenges and Opportunities in Microstructure-Related Properties of Advanced High-Strength Steels / D. Raabe et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2020. Vol. 51, no. 11. P. 5517–5586. URL: https://doi.org/10.1007/s11661-020-05947-2 (date of access: 05.06.2024).
4. Design of high-strength steels by microalloying and thermomechanical treatment / A. A. Barani et al. *Materials Science and Engineering: A*. 2007. Vol. 463, no. 1-2. P. 138–146. URL: https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.08.124 (date of access: 05.06.2024).
5. Progress on improving strength-toughness of ultra-high strength martensitic steels for aerospace applications: A review / J. Li et al. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023. URL: https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.12.177 (date of access: 05.06.2024).
6. Conductive Heating during Press Hardening by Hot Metal Gas Forming for Curved Complex Part Geometries / M. Bach et al. *Metals*. 2020. Vol. 10, no. 8. P. 1104. URL: https://doi.org/10.3390/met10081104 (date of access: 05.06.2024).
7. Palmieri M. E., Lorusso V. D., Tricarico L. Investigation of material properties of tailored press hardening parts using numerical and physical simulation. *Procedia Manufacturing*. 2020. Vol. 50. P. 104–109. URL: https://doi.org/10.1016/j.promfg.2020.08.019 (date of access: 05.06.2024).
8. Blankart C., Wesselmecking S., Krupp U. Influence of Quenching and Partitioning Parameters on Phase Transformations and Mechanical Properties of Medium Manganese Steel for Press-Hardening Application. *Metals*. 2021. Vol. 11, no. 11. P. 1879. URL: https://doi.org/10.3390/met11111879 (date of access: 05.06.2024).
9. Enhancing yield stress and uniform elongation in an ultrathin packaging steel via controlling dislocation density / Y. Z. Li et al. *International Journal of Plasticity*. 2022. P. 103334. URL: https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2022.103334 (date of access: 05.06.2024).
10. Optimization of Metal Rolling Control Using Soft Computing Approaches: A Review / Z. Hu et al. *Archives of Computational Methods in Engineering*. 2019. URL: https://doi.org/10.1007/s11831-019-09380-6 (date of access: 05.06.2024).
11. Andrews K. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures. *J. Iron Steel Inst.* 1965. P. 721–727.
12. Soleimani M., Kalhor A., Mirzadeh H. Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review. *Materials Science and Engineering: A*. 2020. Vol. 795. P. 140023. URL: https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140023 (date of access: 10.06.2024).
13. Computer system of monitoring the residual resource of equipment of strip mill / I. Y. Prykhodko et al. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*. 2021. No. 35. P. 149–158. URL: https://doi.org/10.52150/2522-9117-2021-35-149-158 (date of access: 10.06.2024).
14. Spray cooling of extruded EN AW-6082 aluminium alloy sheets: spatial heat transfer coefficients / O. Golovko et al. *Forschung im Ingenieurwesen*. 2014. Vol. 78, no. 3-4. P. 131–137. URL: https://doi.org/10.1007/s10010-014-0181-y (date of access: 10.06.2024).
15. Lee D. L. Conservation laws, gravitational waves, and mass losses in the Dicke-Brans-Jordan theory of gravity. *Physical Review D*. 1974. Vol. 10, no. 8. P. 2374–2383. URL: https://doi.org/10.1103/physrevd.10.2374 (date of access: 10.06.2024).

Надійшла до редколегії / Received by the editorial board: 01.12.2024
Прийнята до друку / Accepted for publication: 20.12.2024

УДК 66.041.001.2
https://doi.org/10.34185/tpm.4.2024.06

Романько Я.В., Мєшкова А.Г., Суліменко С.Є.

Дослідження теплової підготовки сталеливарних ковшів при використанні електричних нагрівачів

Romanko Y., Meshkova A., Sulimeko S.

Study of thermal preparation of steel ladles with the use of electric heaters

Об'єкт дослідження – процеси теплообміну в робочому просторі сталеливарного ковша та футирівці при його розігріванні с застосуванням електричних нагрівачів.
Мета дослідження – визначення впливу характеристик нагрівача та ковша на теплові потоки на поверхні футерівки та температурні поля на різних ділянках ковша.
В роботі представлена математична модель розігріву сталеливарного ковша з використанням електронагрівача. Для розрахунку теплообміну випромінюванням між поверхнями футерування, кришки та нагрівальними елементами застосований зональний метод. Задача визначення теплопровідності для кожної ділянки футерування вирішувалася методом кінцевих різниць. Наведено результати розрахунків розігріву сталерозливного ковша ємністю 50 тонн. Показано залежності зміни теплових потоків та температури поверхонь по висоті бічної стінки ковша, а також розподілу температури за товщиною футерування.
Ключові слова: електронагрівання, сталерозливний ківш, футерування, математичне моделювання, теплообмін.
The object of study is the process of heat exchange in the working space of a steel ladle and linings when they are heated with frozen electric heaters.
The purpose of the study is based on the influence of the heating characteristics of the ladle on the heat flows on the surface of the lining and the temperature fields on different sections of the ladle.
This study represents the mathematical model of steel teeming ladle heating using electric heater. The zone method was used to calculate the radiative heat transfer between refractory line, lid, and heating elements. Heat conductivity for each line section was calculated by finite difference method. The results of calculation of steel teeming ladle heating (up to 50 tons) are represented. The dependences of heat flux change and surface temperature upon the height of the ladle's side wall is presented. The temperature distribution over the refractory line's thickness is presented, too.
Keywords: electric heating, steel teeming ladle, refractory line, mathematical model, heat transfer.

Вступ. В даний час на металургійних підприємствах експлуатується велика кількість сталеливарних ковшів, які використовуються для транспортування, розливання рідкого металу та проведення низки технологічних процесів. Сушіння та розігрів футерування ковшів є важливим підготовчим етапом, який впливає на експлуатаційну стійкість вогнетривів та температура розплаву. Від цих факторів надалі залежить якість готової продукції - сталі, що виплавляється. Слід зазначити, що теплова підготовка футерування - ще й енергоємний процес, на який йде більша частина енерговитрат на етапі розливання сталі.

Аналіз літературних даних та постановка проблеми. Як відомо, теплова обробка футеровок сталерозливних ковшів проходить на спеціальних стендах сушіння та розігріву. Для опалення на цих установках частіше використовується теплота палива, однак останнім часом альтернативою став електронагрів [1]. У разі використання електричних стендів для теплової підготовки ковшів забезпечується високий ККД, реалізація температурного режиму будь-якої складності, зниження загазованості робочого майданчика [2]. Однак виникають проблеми з експлуатацією нагрівальних елементів та силового електричного обладнання.

На сьогоднішній день цікавить дослідження компонування електронагрівачів та їх розташування в ковші на якість розігріву та сушіння, вибір оптимальних параметрів нагріву із забезпеченням технологічності процесу та економії паливно-енергетичних ресурсів. Нижче описано математичну модель розігріву ковша при використанні електронагріву.

Для моделювання процесу розігріву сталерозливного ковша прийнято, що ківш має форму порожнистого циліндра з плоским дном та плоскою кришкою (рис. 1). Стінка циліндра має внутрішній радіус R_1 та зовнішній радіус R_2. Висота внутрішнього простору – H. Дно та кришка циліндра мають, відповідно, товщину S_1 та S_2. На кришці розташований електронагрівач, який представляє собою ряд однакових циліндрів діаметром d і висотою h, рівномірно розташованих по колу радіусом R_3 в центрі кришки.

У початковий момент часу стінки, дно і кришка ковша мають температуру t_0. Температура електронагрівача протягом процесу нагрівання залишається постійною та дорівнює T_n. Передача теплоти від нагрівача до ковша та кришки здійснюється виключно випромінюванням. При цьому всі поверхні є сірими та дифузними. Прогрів стінок ковша та кришки відбувається теплопровідністю тільки по

© Романько Я.В. к.т.н., доц. УДУНТ
Мєшкова А.Г. – УДУНТ
Суліменко С.Є. – к.т.н, доц. УДУНТ

Romanko Y. – c.t.s. docent UDUNT
Meshkova A. –UDUNT
Sulimeko S. – c.t.s. docent UDUNT

товщині футерування. З зовнішніх поверхонь ковша теплота втрачається в довкілля конвекцією та випромінюванням.

Для розрахунку теплообміну випромінюванням усередині ковша застосовується зональний метод. Внутрішня поверхня циліндричної стінки ковша умовно розбивається на N_z рівних ділянок заввишки $\Delta z = H / N_z$. На внутрішній поверхні кришки виділяється дві зони – внутрішня та зовнішня. Перша з них знаходиться всередині кола, утвореного нагрівачами радіусом R_n, а друга займає решту поверхні кришки.

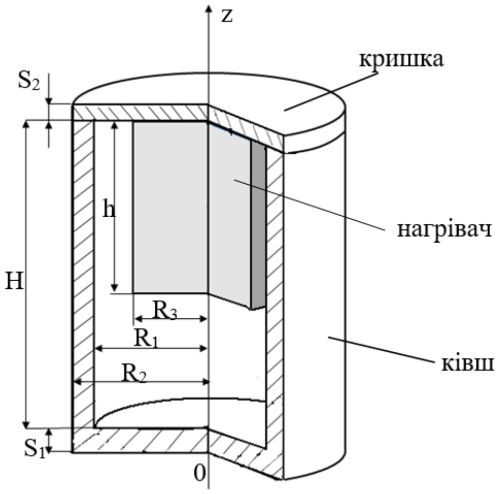


Рисунок 1 – Схема сталерозливного ковша з електричним нагрівачем

На поверхні донної частини ковша розташовуються внутрішня та зовнішня зони днища, що мають такі ж розміри, як зони кришки. Таким чином, внутрішня поверхня ковша поділена на $(N_z + 4)$ зон. До них додається зона, що представляє поверхню всіх елементів електронагрівача. Їй надається номер 0.

Щільності теплових потоків на зони системи розраховуються як:

$$q_i = \sigma_0 \varepsilon_i \sum_{j=0}^{Nz+4} \varepsilon_j f_{ij} \left(T_j^4 - T_i^4\right), \qquad i = 1,2,\dots,N_z+4, \tag{1}$$

де q_i – щільність результуючого теплового потоку випромінюванням падаючого на зону i, Вт/м²; $\sigma_0 = 5{,}67 \cdot 10^{-8}$ Вт/(м²К⁴) – коефіцієнт випромінювання чорного тіла; ε_i і ε_j – ступеня чорноти зон i і j; T_i і T_j – температури зон i і j, К; f_{ij} – дозволяючий кутовий коефіцієнт випромінювання із зони i на зону j.

Дозволяючі кутові коефіцієнти враховують багаторазові відображення променистих потоків від сірих поверхонь системи та знаходяться з вирішення наступної системи рівнянь:

$$f_{ij} = \phi_{ij} + \sum_{k=0}^{Nz+4} \phi_{ik}(1-\varepsilon_k) f_{kj}, \qquad i,j = 0,1,2,\dots,N_z+4, \tag{2}$$

де φ_{ij} – кутовий коефіцієнт випромінювання із зони i на зону j.

Кутові коефіцієнти розраховуються у системі без електронагрівача. Для цього використовуються аналітичні залежності для простих геометричних конфігурацій та властивості кутових коефіцієнтів [3, 4]. Потім приблизно знаходиться пропускальна здатність ряду елементів електронагрівача, яка дорівнює

$$p = \frac{d \cdot N_e}{2\pi R_n}, \tag{3}$$

де N_e – кількість циліндричних елементів нагрівача.

Далі розраховуються кутові коефіцієнти між зонами системи за наявності в ній електронагрівача:

$$\phi_{ij} = \phi'_{ij} - \phi_{i0}\left(1 - P_{ij}\right), \qquad i,j = 1,2,\dots,N_z+4, \tag{4}$$

де φ' – кутовий коефіцієнт випромінювання із зони i на зону j в системі без електронагрівача; P_{ij} – пропускальна здатність нагрівача між зонами i і j.

Пропускальна здатність P_{ij} приймає значення p, коли промінь проходить один ряд елементів нагрівача, і значення p^2, коли промінь проходить два ряди елементів. В решті випадків $P_{ij} = 1$. Кутові коефіцієнти випромінювання з поверхонь футерування та кришки на електронагрівач знаходяться як:

$$\phi_{i0} = 1 - \sum_{j=1}^{Nz+4} \phi_{ij}, \qquad i = 1,2,\dots,N_z+4. \tag{5}$$

Після визначення значень щільності променистих потоків за формулою (1) для кожної виділеної ділянки футерування ковша та кришки вирішується диференціальне рівняння теплопровідності протягом малого інтервалу часу $\Delta\tau$. При цьому на внутрішній поверхні футерування задаються граничні умови другого роду для кожної ділянки. Для зовнішніх поверхонь ковша в якості граничної умови задається теплообмін з навколишнім середовищем.

Для вирішення задачі теплопровідності застосовується метод кінцевих різниць. На кожній розрахунковій ділянці по товщині стінки вводиться вузлова рівномірна сітка. Після розрахунку розподілу температур у вузлах сітки протягом малого інтервалу часу виконується перерахунок променистих потоків на зони системи. Для цього спочатку задаються нові значення температур зон, які приймаються рівними значенням температур у вузлах сітки відповідних ділянок, розташованих на їх внутрішній поверхні. Після цього за формулою (1) розраховуються щільності теплових потоків і т.д.

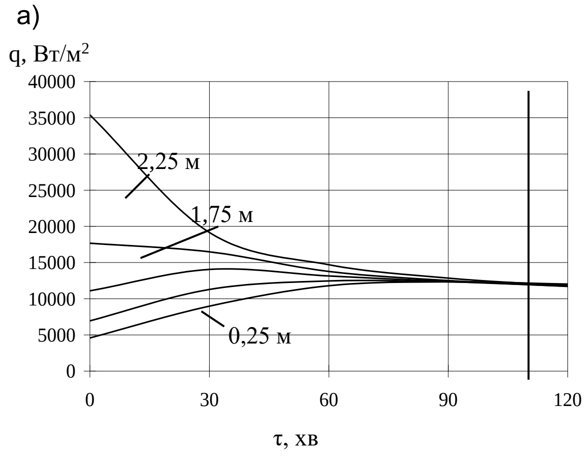
Результати дослідження. За запропонованою вище математичною моделлю було розраховано розігрів футерування сталерозливного ковша ємністю 50 тонн. При цьому були прийняті такі основні розміри ковша: середній внутрішній радіус ковша R_1 = 1,04 м; висота внутрішнього простору H = 2,5 м; товщина бічної стінки футерування та днища S=0,22 м і S_1=0,4 м відповідно; товщина кришки S_2 = 0,22. Було прийнято, що робочі поверхні ковша виконані з шамоту, а кришка футерована волокнистими вогнетривкими блоками. На кришці були встановлені 10 U-подібних карбідокремнієвих нагрівальних елементів, розташованих по колу радіусом R_3=0,5 м. Приймали, що нагрівачі мали температуру поверхні 1550 К. Розігрів тривав 2 години.

Зміна щільності теплового потоку та температури поверхні футерування на різних ділянках бічної стінки показана на рисунку 2.

Максимальне значення результуючої щільності теплового потоку на футерування має місце на початку розігріву на ділянці шлакового пояса, що пояснюється його близьким розташуванням до нагрівача та кришки стенду (див. рис. 2 а). В результаті стрімко піднімається температура поверхні у зазначеній зоні та інтенсивність променистого теплообміну знижується вдвічі за перші 30 хвилин.

Нагрів верхньої зони бічної поверхні та кришки призводить до збільшення теплового потоку на нижні ділянки за рахунок перевипромінювання теплоти. Приблизно через годину розподіл променистої енергії зони вирівнюється. Наприкінці розрахункового періоду перепад температури по висоті бічної поверхні футерування ковша становить 225 ^{0}C.

На рисунку 3 показано розподіл температури за товщиною шлакового пояса через 30, 60 і 120 хвилин від початку розігріву ковша. За перші 30 хвилин футерування прогрівається на глибину 90 мм, при цьому броня залишається холодною, температура тут починає підніматися тільки до закінчення другої години. Нижня частина бічної стінки, розташована біля днища, прогрівається гірше (див. рис. 3 б). Однак перепад температур за товщиною футерування в нижній зоні на початковому етапі більш ніж у три рази нижче, в порівнянні з зоною шлакового пояса, що говорить про меншу ймовірність руйнувань вогнетривів при розігріві.



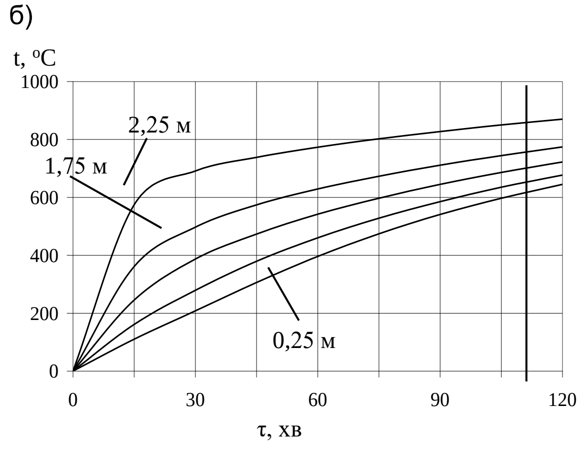


Рисунок 2 – Зміна щільності теплового потоку (а) та температури внутрішньої поверхні (б) при нагріванні футерування ковша на різних ділянках бічної стінки

Температура внутрішньої поверхні ковша досягає для шлакового пояса 870 ^oC, а для ділянки в районі днища 640 ^oC. Для подальшого підвищення температури доцільно продовжити нагрівання і підвищити температуру нагрівачів за рахунок підвищення потужності, що подається на них.

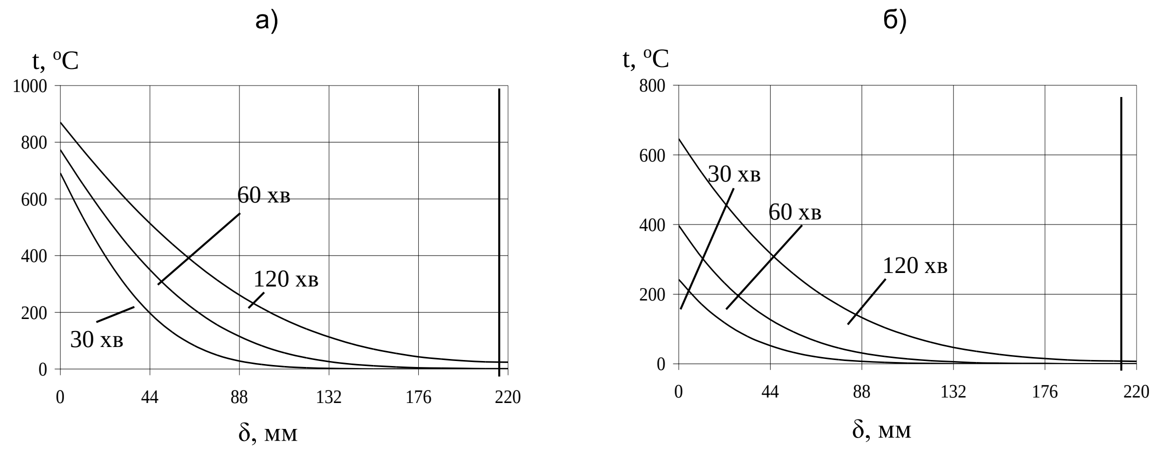


Рисунок 3 – Розподіл температур за товщиною бічної стінки ковша в районі шлакового пояса (а) та днища (б) при нагріванні ковша

Висновки. За результатами розрахунків видно, що при розігріві футерування ковша знаходиться в різних теплових умовах, що відбивається на температурному полі футерування протягом усього процесу. Розроблена математична модель ковша дозволяє враховувати вплив потужності нагрівача, його конфігурації та компонування, інших важливих факторів на нерівномірність та економічність нагріву футерування..

Список використаних джерел

1. Вихлевщук В.А. Высокотемпературный нагрев футеровки сталеразливочных ковшей / В.А. Вихлевщук, А.С. Стороженко, А.П. Шкирмонтов [и др.] // Чёрная металлургия. – 1992, №9. – С.13–21.
2. Бершицкий И.М. Энергосберегающие и экологически безопасные установки для электрической сушки и подогрева футеровки ковшей / И.М. Бершицкий, А.В. Тарарышкин // Сталь. – 2010, №2. – С. 24 – 25.
3. Блох А.Г. Теплообмен излучением. Справочник / А.Г. Блох, Ю.А. Журавлев, Л.Н. Рыжков.– М.: Энергоатомиздат, 1991.– 432 с.
4. Michael F. Modest. Radiative heat transfer.An imprint of Elsevier Science. New York. Academic Press, 2003. - 822 p.

Reference

1. Vykhlevshchuk V.A. Vysokotemperaturnыi nahrev futerovky stalerazlyvochnыkh kovshei / V.A. Vykhlevshchuk, A.S. Storozhenko, A.P. Shkyrmontov [y dr.] // Chërnaia metallurhyia. – 1992, №9. – S.13–21.
2. Bershytskyi Y.M. Эnerhosberehaiushchye y эkolohychesky bezopasnыe ustanovky dlia эlektrycheskoi sushky y podohreva futerovky kovshei / Y.M. Bershytskyi, A.V. Tararыshkyn // Stal. – 2010, №2. – S. 24 – 25.
3. Blokh A.H. Teploobmen yzluchenyem. Spravochnyk / A.H. Blokh, Yu.A. Zhuravlev, L.N. Rыzhkov.– M.: Эnerhoatomyz-dat, 1991.– 432 s.
4. Michael F. Modest. Radiative heat transfer.An imprint of Elsevier Science. New York. Academic Press, 2003. - 822 p.

Надійшла до редколегії / Received by the editorial board: 01.12.2024
Прийнята до друку / Accepted for publication: 20.12.2024

УДК 669.715
https://doi.org/10.34185/tpm.4.2024.07

Аюпова Т.А., Носко О.А., Єлагін А.С., Коваль Д.О.

Природа інтерметаліду $Al_8Si_6Mg_3Fe$ в сплаві АК7ч, мікролегованому комплексом Ti-B-Sr

Aiupova T.A., Nosko O.A., Yelagin A.S., Koval D.O.

Nature of the intermetallic $Al_8Si_6Mg_3Fe$ in the АК7ч alloy microalloyed by the Ti-B-Sr complex

Мета. Метою дослідження є визначення структури та особливостей формування залізовмісного інтерметаліду $Al_8Si_6Mg_3Fe$ в сплаві АК7ч, при комплексній дії мікролегуванння Ti-B-Sr та термочасової обробки розплаву.
Методика. Об'єктом дослідження служив сплав АК7ч, мікролегований комплексом Ti-B-Sr після термочасової обробки розплаву за різними режимами. Дослідження особливостей структуроутворення інтерметаліду $Al_8Si_6Mg_3Fe$ проводили за допомогою металографічного, локального рентгеноспектрального аналізу та методом диференційно-скануючої калориметрії.
Результати. Визначений хімічний склад залізовмісного інтерметаліду $Al_8Si_6Mg_3Fe$, вивчена його морфологія та встановлена температурна залежність його об'ємної долі в сплаві АК7ч (Ti-B-Sr) від температури термочасової обробки розплаву. Встановлена причина зменшення об'ємної долі $Al_8Si_6Mg_3Fe$.
Наукова новизна. Виявлено зменшення кількості залізовмісної інтерметалідної фази $Al_8Si_6Mg_3Fe$ в сплаві АК7ч, що містить комплекс Ti-B-Sr, після термочасової обробки при 800°С.
Практична значущість Зменшення негативного впливу заліза завдяки формуванню меншої кількості інтеметалідної сполуки $Al_8Si_6Mg_3Fe$ у структурі сплаву АК7ч, що містить комплекс Ti-B-Sr після термочасової обробки розплаву при 800°С дозволило покращити одночасно характеристики міцності і пластичності сплаву, а також його корозійну стійкість.
Ключові слова: силуміни, залізовмісні інтерметаліди, мікролегування, термочасова обробка

Objective. The aim of the study is to determine the chemical composition, structure, and peculiarities of the formation of the iron-containing intermetallic $Al_8Si_6Mg_3Fe$ in the АК7ч alloy under the combined effect of Ti-B-Sr microalloying and thermal treatment of the melt.
Methodology. The object of the study was the АК7ч alloy microalloyed with a Ti-B-Sr complex after temperature-time melt treatment under various regimes. The $Al_8Si_6Mg_3Fe$ intermetallic was studied using metallographic analysis, local X-ray spectral analysis, and differential scanning calorimetry.
Results. The chemical composition of the iron-containing intermetallic □-$Al_8Si_6Mg_3Fe$ was determined, its morphology was studied, and the temperature dependence of its volume fraction in the АК7ч (Ti-B-Sr) alloy as a function of temperature-time melt treatment was established. The reason for the reduction in the volume fraction of $Al_8Si_6Mg_3Fe$ was identified.
Scientific novelty. A reduction in the amount of the iron-containing intermetallic phase $Al_8Si_6Mg_3Fe$ in the АК7ч alloy containing the Ti-B-Sr complex was observed after temperature-time melt treatment at 800°C.
Practical significance. The reduction of the negative impact of iron due to the formation of a smaller amount of the intermetallic compound $Al_8Si_6Mg_3Fe$ in the structure of the АК7ч alloy containing the Ti-B-Sr complex, after temperature-time melt treatment at 800°C, simultaneously improved the strength, plasticity, and corrosion resistance of the alloy.
Keywords: silumins, iron-containing intermetallics, microalloying, thermal treatment

Вступ

Алюмінієві сплави широко та успішно застосовуються у багатьох галузях промисловості. Завдяки своїм гарним корозійним, конструкційним і технологічним властивостям, а також низькій питомій вазі, можна замінити ними більш важкі сплави. Однією з головних проблем силумінів є низька пластичність, обумовлена наявністю у структурі великих включень кристалів твердого кремнієвого розчину та інтерметалідів. Незважаючи на те, що структура та властивості силумінів добре вивчені, інформація, що стосується умов утворення та форм зростання залізовмісної інтерметалідної сполуки $Al_8Si_6Mg_3Fe$ обмежена. У зв'язку з цим дослідження впливу термочасової обробки сплаву АК7ч (Ti-B-Sr) у рідкому стані на формування інтерметаліду $Al_8Si_6Mg_3Fe$ є актуальною задачею.

Аналіз літературних даних та постановка проблеми

Механічні, технологічні та експлуатаційні характеристики алюмінієвих сплавів значною мірою залежать від їхньої структури, що набуває особливого значення для вторинних сплавів через підвищений вміст інтерметалідних фаз. Для алюмінієвих сплавів із вторинної сировини однією з головних шкідливих домішок є залізо, яке звичайно міститься в них в кількості до 0,6%. У процесі кристалізації воно сприяє утворенню пластинчастих вкраплень, які діють як концентратори напружень. Залізовмісні інтерметаліди ($FeAl_3$, Al_5SiFe, α-$(FeMn)_3Si_2Al_{15}$, $Al_8Si_6Mg_3Fe$) [1, 2] зазвичай мають значні розміри та слабкі когерентні зв'язки з матрицею, що негативно впливає на характеристики міцності та, особливо, пластичності матеріалу.

© Аюпова Т.А., - к.т.н., доц УДУНТ
Носко О.А., - к.т.н., доц УДУНТ
Єлагін А.С.,
Коваль Д.О.

Aiupova T.A. - c.t.s., docent USUST
Nosko O.A. – c.t.s., docent USUST
Yelagin A.S. – USUST
Koval D.O. - USUST

У роботах Мальцева М.В., Волчка І.П., Мазура В.І., Куцової В.З., Пригунової А.Г. [3-6] показано, що дієвим фактором, який визначає сприятливе структуроутворення промислових силумінів і забезпечує одночасне підвищення їх міцності та пластичності, є модифікування. При цьому Пархутіком П.А., Ганієвим І.М. та ін. [7] встановлено збільшення диференціації евтектичного кремнію під час модифікування стронцієм, що супроводжується зростанням пластичності сплаву. Однак характеристики міцності такого сплаву залишаються низькими.

Вайнік Р. Та ін. [8] продемонстрували високу ефективність модифікування доевтектичних силумінів бором і титаном одночасно. Таке модифікування дозволяє подрібнити зерно заготовки, виключити появу тріщин, а також зменшити норму витрати лігатури без зниження властивостей. У зв'язку з цим важливим є з'ясування позитивного впливу потрійної лігатури титан-бор-стронцій на структуру та властивості доевтектичних силумінів. Проте в літературі недостатньо даних щодо впливу такої лігатури в малих концентраціях на структуроутворення, фазовий склад, розподіл елементів між фазами та структурними складовими, а також властивості силуміну АК7ч.

Відомо про позитивний вплив на структуру та властивості силумінів таких методів обробки розплаву, як термочасова обробка розплаву [9], обробка електричним струмом [10], плазмовим [11], гідроциркуляційним [12] і водневим [13] методами, а також термічна обробка у твердому стані. Однак на сьогодні відсутні дані про вплив термочасової обробки розплаву силумінів у комплексі з модифікуванням потрійною лігатурою титан-бор-стронцій.

Мета і завдання досліджень

Метою дослідження є визначення особливостей формування залізовмісного інтерметаліду $Al_8Si_6Mg_3Fe$ в модифікованому комплексом Ti-B-Sr сплаві АК7ч, вивчення його складу, морфології росту та встановлення залежності його об'ємної долі від температури термочасової обробки розплаву.

Матеріали та методи дослідження

Об'єктом дослідження служив сплав АК7ч, мікролегований комплексом Ti-B-Sr після термочасової обробки розплаву за різними режимами.

Таблиця 1 – Хімічний склад дослідного сплаву АК7ч (Ti-B-Sr)

Хімічний елемент, %мас.									
Al	Si	Fe	Mg	Mn	Zn	Cu	Ti	Sr	B
Основа	7,9-8,1	0,05-0,07	1,03-1,07	0,02-0,03	0,09-0,1	0,02-0,04	0,21-0,25	0,004-0,006	0,01-0,04

Досліджувані сплави виплавляли в лабораторної печі СШОЛ-12,6/12-М3.

Суть термочасової обробки сплаву АК7ч(Ti-B-Sr) полягала в перегріві розплаву температур в інтервалі 720…900°С, перемішуванні розплаву, ізотермічній витримці протягом 30 хв та охолодженні із зазначених температур в піщаній формі.

Мікроструктуру дослідних сплавів вивчали за допомогою оптичного мікроскопа «Neophot-21» та електронного мікроскопа JSM-840 Кількісні параметри структури визначали методом Глаголєва. Ідентифікацію фаз здійснювали за допомогою електронного мікроскопа JSM-840 з системою мікроаналізу «Link-860/50». Дослідження проводили в режимі вторинних електронів (SEI) і розсіяних назад електронів (BEI). Струм пучка становив $10^{-7}…10^{-9}$ А, напруга U = 20 кВ, час аналізу становив 100 сек, діаметр пучка 1-1,5 мкм. Аналіз проводили за допомогою програми ZAF4/FLS. Теплові ефекти фазових перетворень визначали диференціально-скануючою калориметрією за допомогою приладу NETZSCH STA-449F1 з точністю вимірювання $\pm$0.1°С. Мікротвердість вимірювали на мікротвердомірі ПМТ-3 при навантаженні 20 г.

Результати дослідження та їх обговорення

Структура сплаву АК7ч(Ti-B-Sr) складається з первинних дендритів α-Al твердого розчину, бінарної евтектики α-Al+β-Si та потрійної евтектики α-Al+β-Si+Mg_2Si, сполуки Mg_2Si та інтерметалідів α-$(FeMn)_3Si_2Al_{15}$, β-$FeSiAl_5$, $Al_8Si_6Mg_3Fe$ [14].

Модифікування сплаву АК7ч вихідного складу комплексом Ti-B-Sr приводить до зміни морфології евтектичної складової – вона стає більш тонкодиференційованою, розмір, параметр форми евтектичного кремнію зменшується. Евтектична колонія в модифікованих сплавах складається з кристалів α-Al твердого розчину, β-Si твердого розчину та інтерметаліду Mg_2Si. Також присутні колонії, які утворилися внаслідок складних евтектико-перитектичних реакцій з утворенням фаз типу $Al_8Si_6Mg_3Fe$ (рисунок 1).

Одним із основних методів ідентифікації інтерметалідних фаз є кольорове травлення [15]. Як правило, для цього використовують 0.5% водний розчин HF. Використовують також ідентифікацію фаз за формою зростання кристалів. Недоліком цього методу є те, що деякі інтерметаліди можуть мати як однакові форми росту (голчасту, гранну), так і близьке забарвлення при травленні.

В наявній роботі визначали вміст легуючих елементів при ідентифікації інтерметалідної фази.

Результати локального рентгеноспектрального аналізу сплаву АК7ч(Ti-B-Sr) представлені на рисунках 2-4, вміст хімічних елементів в інтерметаліді $Al_8Si_6Mg_3Fe$ – в таблиці 2. З рисунку 2 виходить, що елементи-модифікатори Ti, B та Sr рівномірно розподіляються у фазах і структурних складових дослідного сплаву і не утворює окремих інтерметалідних фаз.

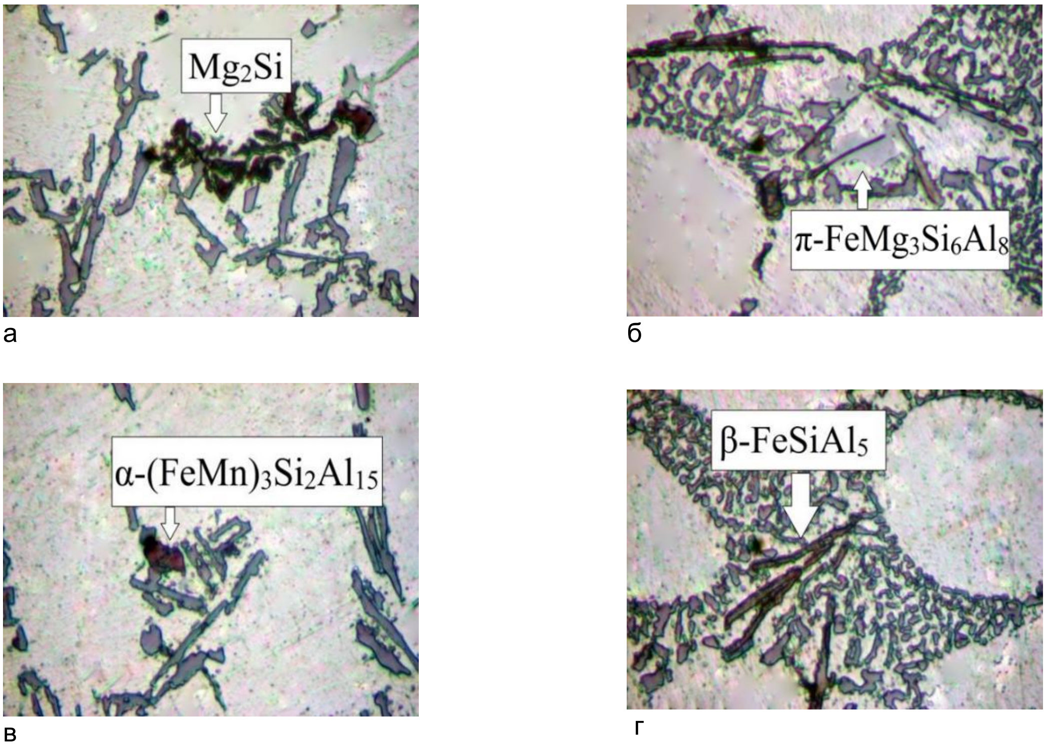


Рисунок 1 – Мікроструктура промислового сплаву АК7ч(Ti-B-Sr), ×1000

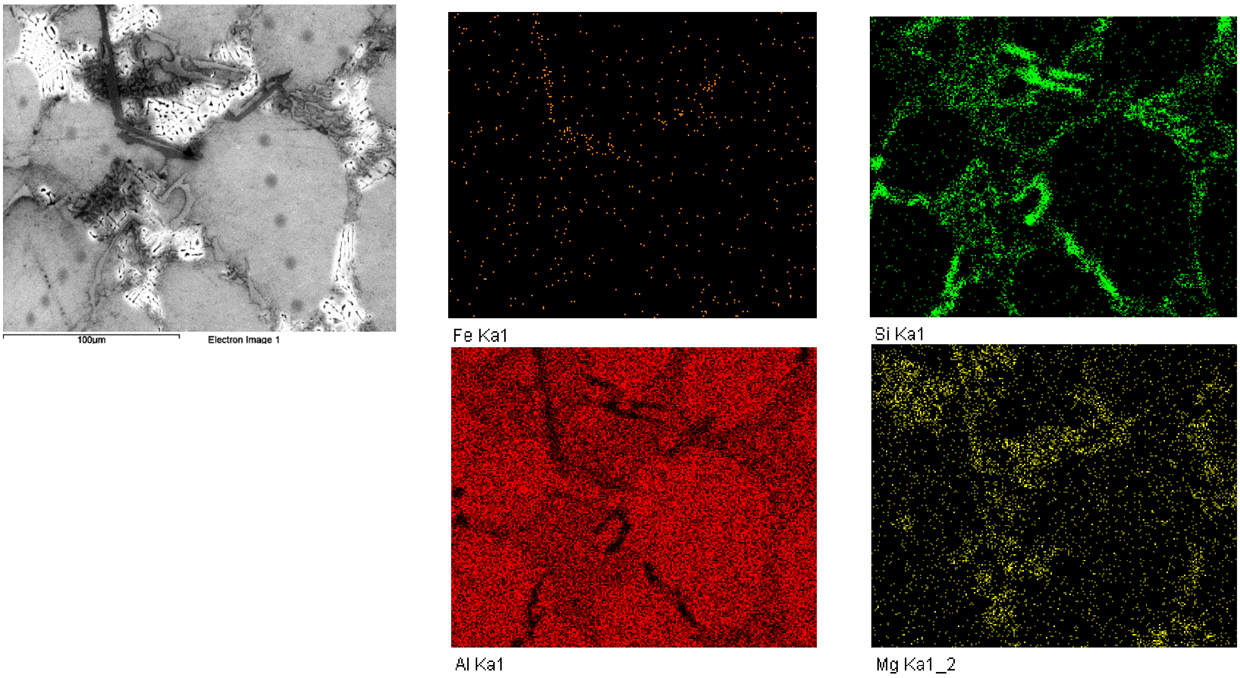
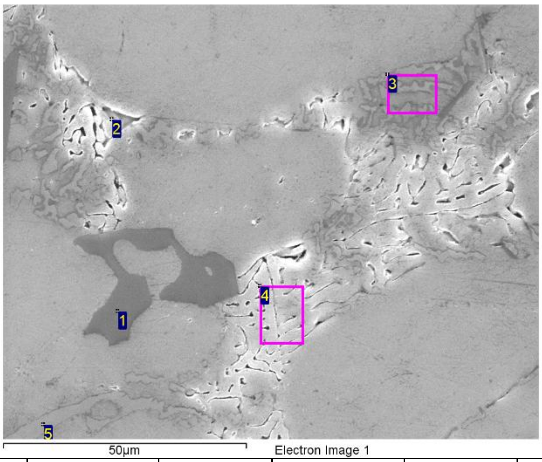


Рисунок 2 – Якісна картина розподілу елементів між структурними складовими в сплаві АК7ч(Ti-B-Sr) (ТЧО при 730°C) ×480



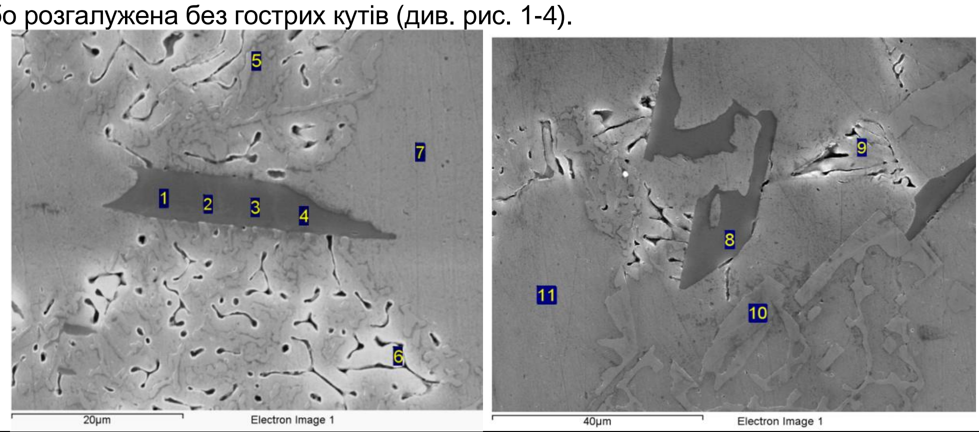
Spectrum	Mg	Al	Si	Ti	Mn	Fe	Total	Структурні складові
1	**15,01**	**46,38**	**26,73**	**0,00**	**0,00**	**11,87**	**100,00**	**$Al_8Mg_6Si_3Fe$**
2	0,00	97,78	2,22	0,00	0,00	0,00	100,00	α-Al
3	0,47	68,13	31,40	0,00	0,00	0,00	100,00	α-Al+β-Si
4	8,37	84,84	6,38	0,40	0,00	0,00	100,00	α-Al+Mg_2Si
5	0,23	44,57	54,91	0,29	0,00	0,00	100,00	α-Al+β-Si

Рисунок 3 - Розподіл хімічних елементів (мас %) у фазах та структурних складових сплаву АК7ч(Ti-B-Sr) ТЧО 720°С

За вмістом легуючих елементів у кристалах інтерметаліду світло-сірого кольору методом локального рентгеноспектрального аналізу він ідентифікований як $Al_8Si_6Mg_3Fe$.

Форма включень $Al_8Mg_6Si_3Fe$ гранна, *Н*-подібна або розгалужена без гострих кутів (див. рис. 1-4).

Методом кількісної металографії визначено об'ємну долю інтерметаліду $Al_8Si_6Mg_3Fe$ в залежності від температури розплаву підчас термочасової обробки (температури змінювалися в діапазоні 720 - 900°С, витримка складала 30 хвилин) (рисунок 5).



Spectrum	Mg	Al	Si	Ti	Mn	Fe	Zn	Total	Структурні складові
1	**15,37**	**45,38**	**26,55**	**0,00**	**0,39**	**12,32**	**0,00**	**100,00**	**$Al_8Mg_6Si_3Fe$**
2	**14,90**	**45,66**	**27,91**	**0,00**	**0,50**	**11,02**	**0,00**	**100,00**	**$Al_8Mg_6Si_3Fe$**
3	**15,41**	**46,15**	**26,17**	**0,00**	**0,28**	**11,35**	**0,65**	**100,00**	**$Al_8Mg_6Si_3Fe$**
4	**14,17**	**47,71**	**26,42**	**0,30**	**0,72**	**10,14**	**0,54**	**100,00**	**$Al_8Mg_6Si_3Fe$**
5	1,55	70,01	27,95	0,00	0,00	0,00	0,49	100,00	α-Al+β-Si
6	6,13	88,62	5,00	0,00	0,25	0,00	0,00	100,00	α-Al+Mg_2Si
7	0,42	98,70	0,88	0,00	0,00	0,00	0,00	100,00	α-Al
8	**15,24**	**46,47**	**28,09**	0,00	**0,00**	**10,21**	0,00	**100,00**	**$Al_8Mg_6Si_3Fe$**
9	4,32	91,42	4,03	0,00	0,23	0,00	0,00	100,00	α-Al+Mg_2Si
10	0,20	9,45	90,01	0,00	0,00	0,34	0,00	100,00	β-Si + α-Al
11	0,33	97,60	2,07	0,00	0,00	0,00	0,00	100,00	α-Al

Рисунок 4 - Розподіл хімічних елементів (мас%) у фазах та структурних складових сплаву АК7ч(Ti-B-Sr) ТЧО 800°С

Таблиця 2 – Вміст хімічних елементів в інтерметаліді $Al_8Si_6Mg_3Fe$, %мас

Mg	Si	Ti	Mn	Fe	Zn	Al
13.60-15.04	25.61-28.39	0.024-0.026	0.41-0.45	10.10-11.16	0.19-0.21	45.35-50.12

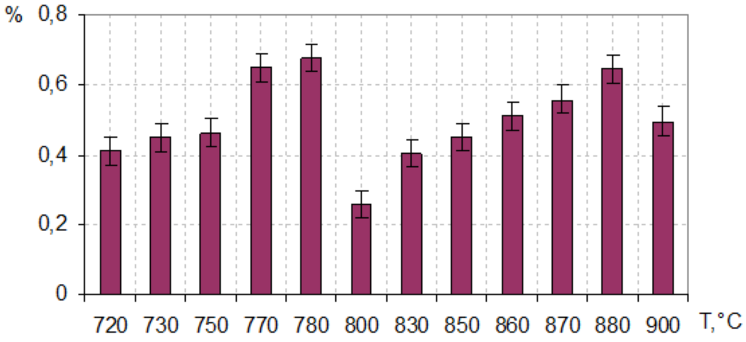


Рисунок 5 - Температурна залежність об’ємної долі інтерметаліду $Al_8Mg_6Si_3Fe$ в сплаві АК7ч (Ti-B-Sr)

При охолодженні з температури 800°C у сплаві АК7ч (Ti-B-Sr) спостерігається найменша об'ємна частка $Al_8Mg_6Si_3Fe$ – 0,26%, при температурі перегріву розплаву 780°C – 0,68%, а при 880°C – 0,65%.

Враховуючи, що ці інтерметаліди є концентраторами напружень і сприяють покрихченню виробу загалом, зменшення їх кількості позитивно впливатиме на структуру сплаву.

Навпаки при температурі 880°C спостерігається найбільша об’ємна частка $Al_8Mg_6Si_3Fe$, що може несприятливо позначитися на властивостях сплаву.

Температурна залежність мікротвердості кристалів α-Al твердого розчину та евтектичної складової сплаву АК7ч(Ti-B-Sr) після термочасової обробки розплаву, корелює з даними залежності об’ємної частки $Al_8Mg_6Si_3Fe$ від температури термочасової обробки (рисунок 6).

Методом локального рентгеноспектрального аналізу встановлено, що при температурі перегріву розплаву 800°C спостерігається підвищення вмісту легуючих елементів у кристалах надлишкового α-Al твердого розчину, що зумовлює зниження об'ємної частки $Al_8Mg_6Si_3Fe$ (рисунок 7).

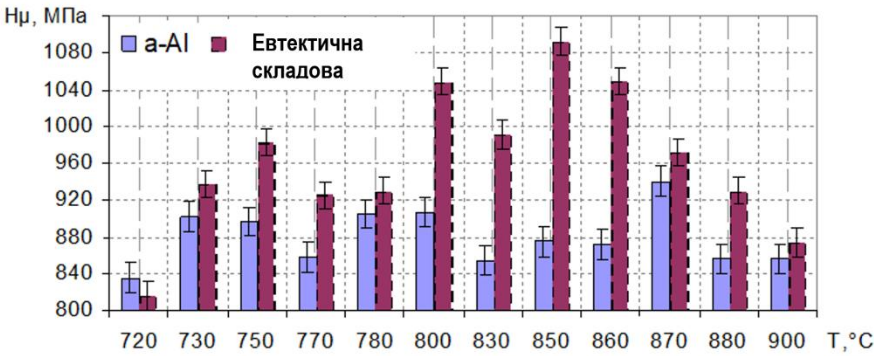


Рисунок 6 – Температурна залежність мікротвердості евтектичної складової та α-Al твердого розчину в сплаві АК7ч (Ti-B-Sr)

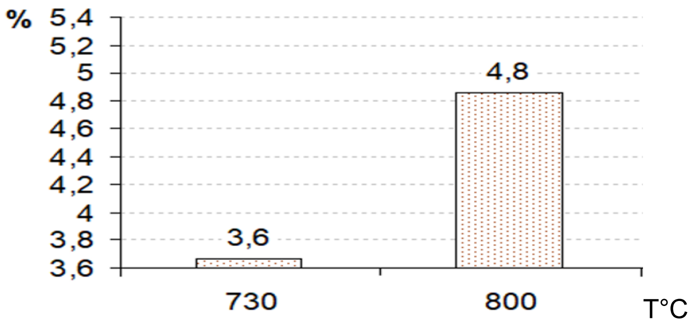


Рисунок 7 – Сумарний вміст легуючих елементів в α-Al залежно від температури термочасової обробки

Відомо, що температура 800°С є температурою структурного перетворення у мікроугрупованнях атомів а-Al (ГЦК↔ОЦК) у розплаві [16]. Очевидно, цей перехід призводить до перерозподілу легуючих елементів між фазами та структурними складовими у сплаві у твердому стані. Можна очікувати, що зниження об'ємної частки інтерметалідів і утворення кристалів більш компактної форми відіграє сприятливу роль при формуванні властивостей сплаву, внаслідок зниження кількості концентраторів напружень.

Розглянутий інтерметалід може формуватися внаслідок низки каскаду реакцій, що реалізуються в дослідному сплаві [17]. Для встановлення цих реакцій сплав досліджували методом диференціальної скануючої калориметрії. На кривій теплового ефекту сплаву АК7ч(Ti-B-Sr) при температурі перегріву розплаву 800°С та швидкості охолодження/нагріву 10 К/хв присутні два додаткові піки (рисунок 8), які відповідають утворенню інтерметалідних фаз Mg_2Si та $Al_8Mg_6Si_3Fe$ за наступними реакціями:

Р→Al+Si+Mg_2Si+ $Al_8Mg_6Si_3Fe$ (554°С);

Ж→Al+Si+Mg_2Si (555°С);

Ж→Al+Si (577°С).

Модифікування комплексом Ti-B-Sr призводить до зсуву температур початку та кінця кристалізації та температур реакцій 1-3. Реакції 1 та 2 реалізуються за дуже близьких температур і ефект на кривій проявляється тільки при зйомці зі швидкістю охолодження 10 К/хв. Оскільки площа піку мала, очевидно, що в інших умовах зйомки (при швидкостях 2 і 20 к/хв) при нагріванні або охолодженні тепловий ефект поглинається або зливається іншими, сильнішими реакціями, що мають дуже близькі температури їх реалізації.

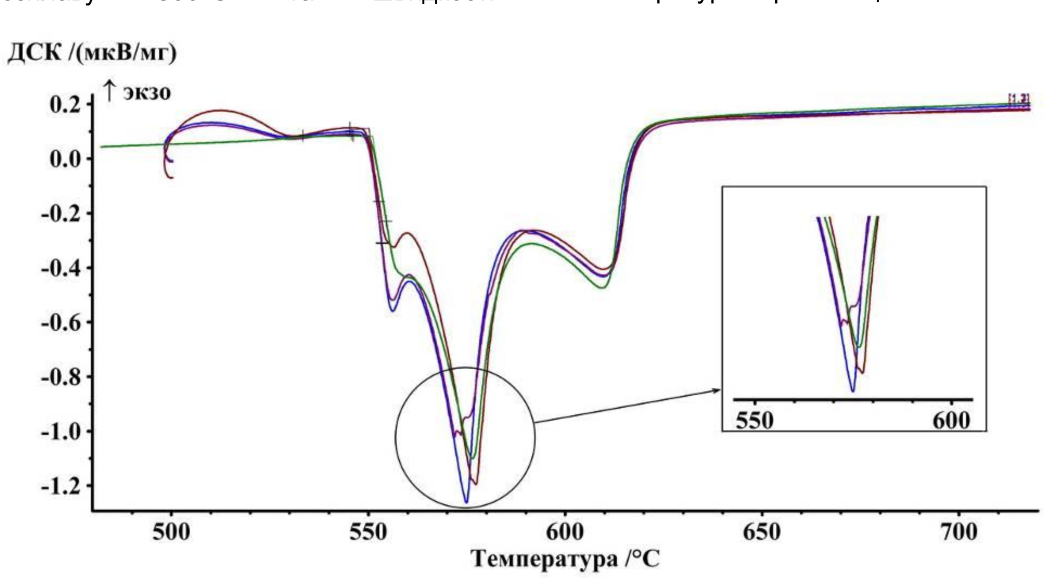


Рисунок 8 - Крива теплового ефекту сплаву АК7ч(Ti-B-Sr), швидкість плавлення 10° С/хв

Висновки

Вивчено хімічний склад, морфологію та особливості утворення залізовмісного інтерметаліду $Al_8Mg_6Si_3Fe$ в сплаві АК7ч (Ti-B-Sr).

$Al_8Mg_6Si_3Fe$ може мати гранну, *Н*-подібну або розгалужену без гострих кутів форми росту, містить близько 14,32% Mg, 26.961%Si, 10,629% Fe та алюміній. Методом диференціальної скануючої калориметрії визначено температуру та реакцію, у відповідності до якої утворюється $Al_8Mg_6Si_3Fe$ в сплаві АК7ч (Ti-B-Sr)

Побудована температурна залежність об'ємної долі інтерметаліду $Al_8Mg_6Si_3Fe$ в сплаві АК7ч (Ti-B-Sr) від температури перегріву підчас термочасової обробки. Визначене значення температури обробки, при якому виявляється мінімальна об'ємна доля $Al_8Mg_6Si_3Fe$: при перегріві розплаву до 800°С об'ємна частка інтерметаліду $Al_8Mg_6Si_3Fe$ зменшується у 2,5 рази (0,25% при 800°С у порівнянні з 0,65…0,68% при 780…880°С).

Встановлене підвищення вмісту легуючих елементів в α-Al в результаті термочасової обробки при 800°С у 1,33 рази у порівнянні з термочасовою обробкою при 720°С (з 3,6% до 4,8%). Це явище підвищення розчинності легуючих елементів в α-Al в результаті обробки при 800°С ймовірно зумовлює зменшення об'ємної долі $Al_8Mg_6Si_3Fe$.

Зменшення об'ємної долі залізовмісного інтерметалідів $Al_8Mg_6Si_3Fe$, які є концентраторами напруги, яке супроводжується підвищенням легованості α-Al твердого розчину, дає змогу прогнозувати одночасне підвищення твердості, міцності та пластичності дослідного сплаву.

Бібліографічний опис

1. Пригунова А. Г. Роль марганцю і рідкофазного оброблення електричним струмом на формування залізовмісних фаз у доевтектичних сплавах системи Al-Si-Fe-Mn // Процеси лиття. 2020. № 3 (141). С. 13-25. ISSN 0235-5884.

2. Островская А.Е., Волчок И.П. Влияние интерметаллидных фаз на сопротивление разрушению алюминиевых сплавов // Наука и прогресс транспорта. Вестник Днепропетр. нац. ун-та ж/д транспорта. – 2010. – № 34. – С 211–214.
3. Мальцев М. В. Модифицирование структуры металлов и сплавов / Мальцев М. В. - М.: Металлургия, 1964. - 213 с.
4. Комплексное модифицирование вторичных силуминов / А.А. Митяев, И.П. Волчок, Р.А. Фролов, К.Н. Лоза, О.В. Гнатенко, В.В. Лукинов // Вестн. Днепропетр. нац. ун-та железнодорож. транспорта. –2010. – Вып. № 34. – С. 87–96
5. Мазур В.И. К феноменологической теории модифицирования силуминов / В. И. Мазур // «Закономерности формирования структуры сплавов эвтектического типа: II Всез. Конф». - Днепропетровск, 1982. - С. 20 - 23.
6. Куцова В.З., Аюпова Т.А., Амбражей М.Ю. Влияние микролегирования Sr и Sc на фазовый состав и свойства АК7ч / Строительство, материаловедение, машиностроение // Сб. научн. тр. – Вып. 41, ч.1. – Днепропетровск, ПГАСА. – 2007. – С.18–30
7. Модифицирование силуминов стронцием / И.Н. Ганиев, П. А. Пархутик, А.В. Вахобов, И. Ю. Куприянова. - Минск: Наука и техника, 1985. - 143с.
8. Opticast - A method for optimized aluminum grain refinement. 2004. TMS Light Metals. Lennart Backerud, Holm Boettcher, John Courtenay, Rein Vainik. https://www.researchgate.net/publication/265876124
9. Мазур, В. И. Управление качеством силуминового литья с помощью термовременной обработки расплава / Мазур, В. И., Капустникова, С. В., Шпортько, А. Ю., Бондарев, С. В. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні, 2012 (2), С. 47-49.ISSN 1607-6885/
10. Prigunova AG, Koshelev MV, Borisov AG. Effect of unipolar pulsed electric current treatment of the melt of Al – 8 Wt-% Si – 0.7 Wt-% Fe alloy on iron-containing phases formation and mechanical properties of castings. Mater Sci Tech 2022; 38: 246–253. https://doi.org/10.1080/02670836.2022.2037059
11. Наривский А. В. Влияние вакуумно-плазменного рафинирования расплава на качество деформируемых алюминиевых сплавов / Наривский А.В., Найдек В.Л., Пионтковская Н. С. // Процессы литья. 2011. №3 (87). С. 3-9. ISSN 0235-5884.
12. Исследование эффективности гидроциркуляционной обработки Al-Si расплавов/ Борисов Г.П., Костюк А.И., Семенченко А.И. и др. // Производство стали в XXI веке, прогноз, процессы, технология, экология. -Киев- Днепродзержинск, 2000. С. 12-18.
13. Водородное рафинирование алюминиевых сплавов от твердых неметаллических включений / Ф. М. Котлярский, Г. П. Борисов, В. И. Белик и др. // Процессы литья. − 2008. − № 4. − С. 48-55.
14. Куцова В.З. Вплив модифікування сплаву АК7ч на параметри структури та механічні властивості / В.З. Куцова, А.С. Елагин // «IX Міжнародна науково-пратична конференція.: тези доповідей» – Дніпропетровськ. – 2009. – С. 537.
15. Баранова Л.В., Демина Е.Л. Металлографическое травление металлов и сплавов: справочник. М.: Металлургия, 1986. 256 с.
16. Баум Б.А. Металлические жидкости. М.:Наука, 1979. 120 с.
17. Mondolfo, L.F. (1976) Aluminum Alloys: Structure and Properties. Butterworths and Co., Ltd., London, 806. http://dx.doi.org/10.1016/B978-0-408-70932-3.50404-6.

References

1. Pryhunova A. H. Rol marhantsiu i ridkofaznoho obroblennia elektrychnym strumom na formuvannia zalizovmisnykh faz u doevtektychnykh splavakh systemy Al-Si-Fe-Mn [The role of manganese and liquid-phase electric current treatment on the formation of iron-containing phases in pre-eutectic alloys of the Al-Si-Fe-Mn system]// Protsesy lyttia. 2020. № 3 (141). С. 13-25. ISSN 0235-5884.
2. Ostrovskaia A.Ie., Volchok I.P. Vlyianye yntermetallydnыkh faz na soprotyvlenye razrushenyiu aliumynyevыkh splavov [The influence of intermetallic phases on the fracture resistance of aluminum alloys]// Nauka y prohress transporta. Vestnyk Dnepropetr. nats. un-ta zh/d transporta. – 2010. – № 34. – S 211–214.
3. Maltsev M. V. Modyfytsyrovanye struktury metallov y splavov [Modification of the structure of metals and alloys] / Maltsev M. V. - M.: Metallurhyia, 1964. - 213 s.
4. Kompleksnoe modyfytsyrovanye vtorychnykh sylumynov [Complex modification of secondary silumins]/ A.A. Mytiaev, Y.P. Volchok, R.A. Frolov, K.N. Loza, O.V. Hnatenko, V.V. Lukynov // Vestn. Dnepropetr. nats. un-ta zheleznodorozh. transporta. –2010. – Vyp. № 34. – S. 87–96
5. Mazur V.Y. K fenomenolohycheskoi teoryy modyfytsyrovanyia sylumynov [On the phenomenological theory of modification of silumins]/ V. Y. Mazur // «Zakonomernosty formyrovanyia struktury splavov эvtektycheskoho typa: II Vsez. Konf». - Dnepropetrovsk, 1982. - S. 20 - 23.
6. Kutsova V.Z., Aiupova T.A., Ambrazhei M.Iu. Vlyianye mykrolehyrovanyia Sr y Sc na fazovyi sostav y svoistva AK7ch [Influence of Sr and Sc microalloying on the phase composition and properties of AK7ch]/ Stroytelstvo, materyalovedenye, mashynostroenye // Sb. nauchn. tr. – Vyp. 41, ch.1. – Dnepropetrovsk, PHASA. – 2007. – S.18–30
7. Modyfytsyrovanye sylumynov strontsyem [Modification of silumins with strontium]/ Y.N. Hanyev, P. A. Parkhutyk, A.V. Vakhobov, Y. Yu. Kupryianova. - Mynsk: Nauka y tekhnyka, 1985. - 143s.
8. L. Backernd and R. Vainik, Method for Optimized Aluminum Grain Refinement, Light Metals 2001, 951–954.
9. Mazur, V. Y. Upravlenye kachestvom sylumynovoho lytia s pomoshchiu termovremennoi obrabotky rasplava [Quality control of silumin casting using thermal treatment of the melt]/ Mazur, V. Y., Kapustnykova, S. V.,

Shportko, A. Yu., Bondarev, S. V. // Novi materialy i tekhnolohii v metalurhii ta mashynobuduvanni, 2012 (2), S. 47-49.ISSN 1607-6885
10. Prigunova AG, Koshelev MV, Borisov AG. Effect of unipolar pulsed electric current treatment of the melt of Al – 8 Wt-% Si – 0.7 Wt-% Fe alloy on iron-containing phases formation and mechanical properties of castings. Mater Sci Tech 2022; 38: 246–253.
11. Naryvskyi A. V. Vlyianye vakuumno-plazmennoho rafynyrovanyia rasplava na kachestvo deformyruemykh aliumynyevykh splavov [The influence of vacuum-plasma melt refining on the quality of deformable aluminum alloys]/ Naryvskyi A.V., Naidek V.L., Pyontkovskaia N. S. // Protsessy lytia. 2011. №3 (87). S. 3-9. ISSN 0235-5884.
12. Yssledovanye effektyvnosty hydrotsyrkuliatsyonnoi obrabotky Al-Si rasplavov [Study of the effectiveness of hydrocirculation processing of Al-Si melts]/ Borysov H.P., Kostiuk A.Y., Semenchenko A.Y. y dr. // Proyzvodstvo staly v XXI veke, prohnoz, protsessy, tekhnolohyia, ekolohyia. -Kyev- Dneprodzerzhynsk, 2000. S. 12-18.
13. Vodorodnoe rafynyrovanye aliumynyevykh splavov ot tverdykh nemetallycheskykh vkliuchenii [Hydrogen refining of aluminum alloys from solid non-metallic inclusions]/ F. M. Kotliarskyi, H. P. Borysov, V. Y. Belyk y dr. // Protsessy lytia. − 2008. − № 4. − S. 48-55.
14. Kutsova V.Z. Vplyv modyfikuvannia splavu AK7ch na parametry struktury ta mekhanichni vlastyvosti [Effect of AK7h alloy modification on structural parameters and mechanical properties]/ V.Z. Kutsova, A.S. Elahyn // «IX Mizhnarodna naukovo-pratychna konferentsiia.: tezy dopovidei» – Dnipropetrovsk. – 2009. – S. 537.
15. Baranova L.V., Demyna E.L. Metallohrafycheskoe travlenye metallov y splavov: spravochnyk [Metallographic etching of metals and alloys: reference book]. M.: Metallurhyia, 1986. 256 s.
16. Baum B.A.Metallycheskye zhydkosty [Metallic liquids].M.:Nauka, 1979. 120 s.
17. Mondolfo, L.F. (1976) Aluminum Alloys: Structure and Properties. Butterworths and Co., Ltd., London, 806. http://dx.doi.org/10.1016/B978-0-408-70932-3.50404-6

Надійшла до редколегії / Received by the editorial board: 01.12.2024
Прийнята до друку / Accepted for publication: 20.12.2024

УДК 621.1.016 : 669.183.213.2
https://doi.org/10.34185/tpm.4.2024.08

Баранова Т.Є., Саввін О.В., Суліменко С.Є., Єрьомін О.О.

Розв’язання задачі нагріву (охолодження) нерухомого пористого шару матеріалу методом елементарних балансів

Baranova T.Ie , Savvin A.V, Sulimenko S.Ie., Yeromin O.O.

Solving the problem of heating (cooling) a fixed porous layer of material by the method of elementary balances

Анотація. *У статті розглядається питання неформального виведення системи скінченно-різницевих рівнянь для нагріву (охолодження) нерухомого шару матеріалу з ідеальною теплопровідністю на основі аналізу рівнянь, складених методом елементарних теплових балансів. Показано фізичну сутність різних розрахункових схем і запропоновано вдосконалену методику розрахунку нагріву (охолодження) нерухомого шару матеріалу. Проведено порівняльний аналіз результатів розрахунку нагріву (охолодження) нерухомого шару матеріалу за аналітичним рішенням, за неявною схемою з формальним наближенням диференціальних рівнянь та за запропонованою методикою.*

Ключові слова: *нерухомий шар матеріалу, нагрів, охолодження, метод елементарних теплових балансів, методика розрахунку.*

Abstract. *The article considers the issue of informal derivation of a system of finite-difference equations for heating (cooling) a fixed layer of material with ideal thermal conductivity based on the analysis of equations made by the method of elementary heat balances. The physical essence of various calculation schemes is shown and an improved method for calculating the heating (cooling) of a fixed layer of material is proposed. A comparative analysis of the results of calculating the heating (cooling) of a fixed layer of material according to an analytical solution, according to an implicit scheme with a formal approximation of differential equations and according to the proposed method was carried out.*

Keywords: *fixed layer of material, heating, cooling, method of elementary heat balances, calculation method.*

Вступ. Задачі нагріву (охолодження) насипного або організованого пористого шару матеріалу дуже поширені в теплотехнічній практиці. В даний час рішення цих задач, в переважній більшості випадків, здійснюється за допомогою програмованої комп'ютерної техніки, тому диференціальні рівняння для нагріву (охолодження) нерухомого пористого шару представлені або в кінцево-різницевому вигляді [1, 2], або в перетвореному виді, зручному для застосування будь-якого чисельного методу [3].

Аналіз літературних даних та постановка проблеми. Для рішення задач нагріву та охолодження нерухомого пористого шару матеріалів переважно використовується метод скінченних різниць. Зазвичай початкові диференціальні рівняння формально представляють у вигляді кінцевих різниць, замінюючи відповідні похідні їх скінченно-різницевими аналогами. Наприклад, в класичній задачі нагріву (охолодження) нерухомого шару кускового матеріалу, що складається з тіл ідеальної теплопровідності, початкові диференціальні рівняння [4] мають вид

$$C_\text{г} \cdot \varepsilon \cdot \frac{\partial t_\text{г}}{\partial \tau} - C_\text{г} \cdot W_\text{г} \cdot \frac{\partial t_\text{г}}{\partial h} = -\alpha_v (t_\text{г} - t_\text{м}); \quad (1)$$

$$\rho_\text{м} \cdot C_\text{м} \cdot (1-\varepsilon) \cdot \frac{\partial t_\text{м}}{\partial \tau} = \alpha_v (t_\text{г} - t_\text{м}). \quad (2)$$

Їх приводять до алгебраїчних рівнянь виду

$$C_\text{г} \cdot \varepsilon \cdot \left(\frac{t_{\text{г}_i}^{k+1} - t_{\text{г}_i}^{k}}{\Delta\tau}\right) + C_\text{г} W_\text{г} \left(\frac{t_{\text{г}_i}^{k+1} - t_{\text{г}_{i-1}}^{k+1}}{\Delta h}\right) = -\alpha_v (t_{\text{г}_i}^{k+1} - t_{\text{м}_i}^{k+1}); \quad (3)$$

$$\rho_\text{м} \cdot C_\text{м} \cdot (1-\varepsilon) \cdot \left(\frac{t_{\text{м}_i}^{k+1} - t_{\text{м}_i}^{k}}{\Delta\tau}\right) = \alpha_v (t_{\text{г}_i}^{k+1} - t_{\text{м}_i}^{k+1}). \quad (4)$$

У рівняннях (1) – (4)

$t_\text{г}$, $t_\text{м}$ – поточні (за висотою і часом) температури газу і матеріалу в шарі відповідно, °С; $C_\text{г}$, $C_\text{м}$ – питомі середні теплоємності газу і матеріалу відповідно, $\frac{\text{Дж}}{\text{м}^3 \cdot \text{К}}, \frac{\text{Дж}}{\text{кг} \cdot \text{К}}$; $\rho_\text{м}$ – густина матеріалу, $\frac{\text{кг}}{\text{м}^3}$; ε – пористість шару, $\frac{\text{м}^3}{\text{м}^3}$; $W_\text{г}$ – швидкість руху газу в шарі, що пов'язана з вільним перетином шахти, м/с, яка дорівнює $W_\text{г} = W_\text{ж} \cdot \varepsilon$, $W_\text{ж}$ – фактична швидкість руху газу в шахті, м/с; α_v – об'ємний коефіцієнт теплопередачі від газу до матеріалу, $\frac{\text{Вт}}{\text{м}^3 \cdot \text{К}}$; ∂h – елементарний приріст поточної висоти шару в напрямку руху газу, м; $\partial \tau$ – елементарний приріст поточного часу, с; Δh, $\Delta \tau$ – крок за висотою і за часом відповідно, замість ∂h і $\partial \tau$ при наближенні похідних у рівняннях (1) і (2), м, с; i – номер малого шару Δh за висотою шару; k – номер інтервалу за часом $\Delta \tau$ в процесі нагріву.

Теоретичні аспекти такого наближення, питання точності і стабільності одержуваних рішень досить докладно розглядаються в літературі [5 – 11].

Мета і завдання досліджень. Формальне перетворення диференціальних рівнянь в алгебраїчні

© Баранова Т.Є. - УДУНТ
Саввін О.В. – к.т.н., доц, УДУНТ
Суліменко С.Є. – к.т.н., доц. УДУНТ
Єрьомін О.О. – д.т.н., проф. УДУНТ

Baranova T. - USUST
Savvin A. – c.t.s., docent USUST
Sulimenko S. – c.t.s., docent USUST
Yeromin O.O. – d.t.s., prof USUST

має принциповий недолік: воно не дозволяє фізично покращити математичний опис розглянутого процесу. Крім того, можуть бути опущені деякі, часто принципово важливі, фізичні передумови і умови, які мали місце при складанні диференціального рівняння. Зрозуміло, що відображення поглибленої постановки фізичної задачі у формальній чисельній реалізації скінченно-різницевих рівнянь вимагає складання нових диференціальних рівнянь. Потреба в цьому відпадає, якщо фізичний аналіз процесу супроводжується складанням скінченно-різницевих рівнянь, в яких об'єкт умовно ділиться на кінцеві об'єми або поверхні. Для таких елементів об'єкту можна скласти рівняння теплового балансу і переносу речовини, з яких випливають кінцево-різницеві рівняння. Власне кажучи, цей підхід не новий і використовувався науковцями диференціального та інтегрального числення.

Для процесів теплопровідності цей підхід був використаний в [6, 9] і названий в [9] методом елементарних балансів. Завдяки цьому в [6] була розкрита фізична сутність формальних чотириточкових явних і неявних схем і неявної шести-точкової схеми розрахунку процесу теплопровідності методом кінцевих різниць.

Матеріали та методи дослідження. Складемо скінченно-різницеві рівняння за допомогою методу елементарних теплових балансів для розрахунку нагріву стаціонарного шару кускового матеріалу з ідеальною теплопровідністю ($\lambda \to \infty$).

Розглянемо шахту, яка заповнена кусковим матеріалом, що утворює шар з пористістю $\Delta\tau$. Газ, що має температуру $t_{\text{г}_0}$ на вході в шар, проникає в нього, проходячи знизу вгору.

Припустимо, що втрат теплоти через стінки камери немає. Позначимо площу поперечного перерізу камери як $S_{ш}$, а загальну висоту шару як H. Поділимо шар по висоті на n малих шарів з однаковою висотою кожного Δh і складемо рівняння теплового балансу для i-ого шару (див. рисунок) за інтервал часу $\Delta\tau$.

Для складання теплового балансу i-ого шару теплообмін між газом і матеріалом можна представити таким чином:

– або газ на початку інтервалу за часом $\Delta\tau$ потрапляє в i-ий шар і залишається в ньому деякий час $\Delta\tau$, а в кінці $\Delta\tau$ миттєво переходить в наступний шар;

– або проходить всю висоту i-ого шару Δh протягом часового інтервалу $\Delta\tau$, а протягом наступного часового інтервалу $\Delta\tau$ проходить наступний i+1-ий шар висотою Δh і так далі.

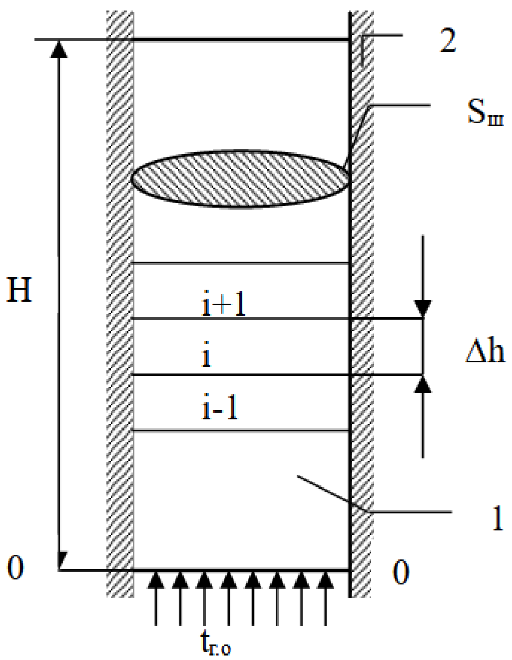


Рисунок — Схема розрахунку: 1 - шар матеріалу, 2 - шахта (камера).

Так як шар кускового матеріалу нерухомий, то температура газу в кожному i-ому шарі і у всьому шарі змінюється як за часом, так і по висоті. Припустимо, що температура матеріалу в i-ому шарі змінюється тільки в часі і вона є середньою в цьому шарі. Нехай в певний момент часу $\tau = k \cdot \Delta\tau$ газ з температурою $t^k_{\text{г}_{i-1}}$, входить в i-ий шар і приносить з собою певну кількість теплоти $Q^k_{\text{пр}_i.\tau}$. За час $\Delta\tau$ температура газу на вході в i-ий шар зміниться і прийме значення $t^{k+1}_{\text{г}_{i-1}}$, при цьому кількість теплоти, що приходить в i-ий шар, стане $Q^{k+1}_{\text{пр}_i.\tau}$. Так як $\Delta\tau$ невеликий, то можна припустити, що газ в середньому приносить в i- ий шар таку саму кількість теплоти

$\overline{Q}_{\text{пр}_i.\tau} = \frac{Q^k_{\text{пр}_i.\tau} + Q^{k+1}_{\text{пр}_i.\tau}}{2}$, [Дж]. (5)

Аналогічно запишемо формулу для визначення середньої кількості теплоти, яку газ уносить з i-ого шару

$\overline{Q}_{\text{ух}_i.\tau} = \frac{Q^k_{\text{ух}_i.\tau} + Q^{k+1}_{\text{ух}_i.\tau}}{2}$, [Дж]. (6)

Кількість теплоти, що залишається в i-ому шарі і використовується для нагріву матеріалу шару, дорівнює

$\Delta I_i = \overline{Q}_{\text{пр}_i.\tau} - \overline{Q}_{\text{ух}_i.\tau} = \frac{Q^k_{\text{пр}_i.\tau} + Q^{k+1}_{\text{пр}_i.\tau}}{2} - \frac{Q^k_{\text{ух}_i.\tau} + Q^{k+1}_{\text{ух}_i.\tau}}{2}$, [Дж] (7)

або

$\Delta I_i = \frac{Q^k_{\text{пр}_i.\tau} - Q^k_{\text{ух}_i.\tau}}{2} + \frac{Q^{k+1}_{\text{пр}_i.\tau} - Q^{k+1}_{\text{ух}_i.\tau}}{2}$, [Дж]. (8)

Матеріал в i-ому шарі поглинає кількість теплоти ΔI_i за законами теплопередачі.

Запишемо теплові потоки від газу до матеріалу

– в k-ий момент часу на вході в i-ий шар

$Q^k_{\text{т}_{i-1}} = q^k_{i-1}\Delta S_{\text{н}}$, [Вт]; (9)

– в k-ий момент часу на виході з i-ого шару

$Q^k_{\text{т}_i} = q^k_i \Delta S_{\text{н}}$, [Вт]; (10)

– в k+1-ий момент часу на вході в i-ий шар

$Q^{k+1}_{\text{т}_{i-1}} = q^{k+1}_{i-1}\Delta S_{\text{н}}$, [Вт]; (11)

– в k+1-ий момент часу на виході з i-ого шару

$Q^{k+1}_{\text{т}_i} = q^{k+1}_i \Delta S_{\text{н}}$, [Вт]. (12)

У формулах (9) – (12)

$\Delta S_{\text{н}}$ – поверхня нагріву матеріалу в малому шарі, м^2;

q^k_{i-1} и q^{k+1}_{i-1} – густина теплового потоку від газу до матеріалу на вході в i-ий шар на початку і в кінці малого проміжку часу $\Delta\tau$, $\frac{\text{Вт}}{\text{м}^2}$;

q^k_i и q^{k+1}_i – густина теплового потоку від газу до матеріалу на виході з i-ого шару на початку і в кінці $\Delta\tau$, $\frac{\text{Вт}}{\text{м}^2}$.

Середній тепловий потік від газу до матеріалу на висоту шару Δh і час $\Delta\tau$

$\overline{Q}_i = 0{,}5 \cdot \left[0{,}5 \cdot (Q^k_{\text{т}_{i-1}} - Q^k_{\text{т}_i}) + 0{,}5 \cdot (Q^{k+1}_{\text{т}_{i-1}} - Q^{k+1}_{\text{т}_i})\right]$, [Вт]; (13)

або

$\overline{Q}_i = 0{,}25 \cdot \Delta S_{\text{н}} \cdot \left[(q^k_{i-1} - q^k_i) + (q^{k+1}_{i-1} - q^{k+1}_i)\right] = 0{,}5 \cdot \Delta S_{\text{н}} \cdot \left[\overline{q^k_{\Delta h}} + \overline{q^{k+1}_{\Delta h}}\right] = \Delta S_{\text{н}} \cdot \overline{q^{\Delta\tau}_{\Delta h}}$. (14)

За проміжок часу $\Delta\tau$ i-ий шар отримує таку кількість теплоти

$\Delta I_{\text{м}_i} = \overline{Q_i}\Delta\tau$, [Дж]. (15)

Ця кількість теплоти буде витрачено на приріст ентальпії i-ого шару.

Зміна ентальпії матеріалу в i-ому шарі в k+1 момент часу можна визначити наступним чином

$\Delta I_{\text{м}_i} = \Delta m_{\text{м}_i}(i^{k+1}_{\text{м}_i} - i^k_{\text{м}_i}) = \Delta m_{\text{м}_i} C^k_{\text{м}_i}(t^{k+1}_{\text{м}_i} - t^k_{\text{м}_i})$;(16)

де $\Delta m_{\text{м}_i}$ – маса матеріалу i-го шару, кг;

$i^{k+1}_{\text{м}_i}$, $i^k_{\text{м}_i}$ – питома ентальпія матеріалу i-ого шару в k+1 і k моменти часу, $\frac{\text{Дж}}{\text{кг}}$;

$t^{k+1}_{\text{м}_i}$, $t^k_{\text{м}_i}$ – середня температура матеріалу в i-ому шарі в k+1 и k моменти часу, °С.

Нагрів матеріалу в i-ому шарі відбувається за рахунок охолодження газу, що прийшов в цей шар, тому приріст ентальпії газу в k+1 момент часу можна визначити з рівняння

$\Delta I_{\text{г}_i} = -\overline{Q}_i\Delta\tau = \Delta V_{\text{г}_i}(i^{k+1}_{\text{г}_{i-1}} - i^{k+1}_{\text{г}_i})$, [Дж]; (17)

де $\Delta V_{\text{г}_i}$ – об'єм газу в стані теплообміну з матеріалом на протязі часу $\Delta\tau$, м^3;

$i^{k+1}_{\text{г}_{i-1}}$, $i^{k+1}_{\text{г}_i}$ – питома ентальпія газу i–1-ого і i-ого шарів в k+1 момент часу відповідно, $\frac{\text{Дж}}{\text{м}^3}$.

Рівняння (15), (16) і (17) дають ще одне рівняння теплового балансу

$\Delta V_{\text{г}_i} \cdot (i^{k+1}_{\text{г}_{i-1}} - i^{k+1}_{\text{г}_i}) = \Delta m_{\text{м}_i}(i^{k+1}_{\text{м}_i} - i^k_{\text{м}_i})$, [Дж]. (18)

Враховуючи, що

$\Delta V_{\text{г}_i} = V_{\text{г}}\Delta\tau = W_{\text{г}} S_{\text{ш}}\Delta\tau = W_{\text{ж}}\varepsilon \cdot S_{\text{ш}}\Delta\tau = \Delta h_i \varepsilon \cdot S_{\text{ш}}$; (19)

$\Delta m_{\text{м}_i} = \Delta h_i \cdot S_{\text{ш}} \cdot \rho_{\text{нас}} = \Delta h_i \cdot S_{\text{ш}} \cdot (1 - \varepsilon) \cdot \rho_{\text{м}}$; (20)

де $V_{\text{г}}$ – витрата газу, $\frac{\text{м}^3}{\text{с}}$;

Δh_i – висота i-ого шару, що відповідає дійсній швидкості руху газу, м;

$\rho_{\text{нас}}$ – насипна густина шару, $\frac{\text{кг}}{\text{м}^3}$.

Рівняння (18) можна записати так

$i^{k+1}_{\text{г}_{i-1}} - i^{k+1}_{\text{г}_i} = \frac{(1-\varepsilon)}{\varepsilon} \cdot \rho_{\text{м}}(i^{k+1}_{\text{м}_i} - i^k_{\text{м}_i})$. (21)

З наведених вище рівнянь видно, що при розрахунках необхідно витримувати наступне співвідношення:

$\Delta h_i = W_{\text{ж}} \cdot \Delta\tau_i$. (22)

Конкретні величини Δh і $\Delta\tau$ визначаються фізичним станом задачі.

Тепловий потік від газу до поверхні матеріалу можна знайти за законом Ньютона-Ріхмана

$Q^k_i = \alpha_s \cdot (t_{\text{г}} - t_{\text{п}}) \cdot \Delta S_{\text{н}}$;

і записати для розглянутого випадку так

$Q^k_{\text{Т}_i} = \alpha_s(t_{\text{г}} - t_{\text{м}}) \cdot \Delta S_{\text{н}} = q \cdot \Delta S_{\text{н}}$, [Вт], (23)

де α_s – поверхневий коефіцієнт теплопередачі від газу до матеріалу, $\frac{\text{Вт}}{\text{м}^2 \cdot \text{К}}$;

$t_{\text{п}}$ – температура поверхні матеріалу, °С.

Маючи на увазі, що $\Delta S_{\text{н}} = f \cdot \Delta V_i = f \cdot \Delta h_i \cdot S_{\text{ш}}$

$\alpha_v = \alpha_s \cdot f$. (24)

де f – питома поверхня нагріву, $\frac{\text{м}^2}{\text{м}^3}$;

ΔV_i – об'єм i-го шару матеріалу, м^3;

отримуємо вираз для тепловіддачі від газу до матеріалу, наприклад, для координат сітки i, k

$Q^k_{\text{Т}_i} = \alpha_s(t^k_{\text{г}_i} - t^k_{\text{м}_i}) \cdot f \cdot \Delta h_i S_{\text{ш}} = \alpha_v(t^k_{\text{г}_i} - t^k_{\text{м}_i}) \cdot \Delta h_i S_{\text{ш}}$; [Вт]. (25)

Якщо для рівняння (14) припустимо, що $\overline{q^k_{\Delta h}} = q^k_{i-1}$, а $\overline{q^{k+1}_{\Delta h}} = q^{k+1}_{i-1}$, тоді

$\overline{Q}_i = 0{,}5 \cdot \Delta S_{\text{н}} \cdot \left[q^k_{i-1} + q^{k+1}_{i-1}\right]$; [Вт], (26)

врахуємо цей результат за допомогою формул (17) і (25), отримаємо для газу за умови, що $C_{\text{г}} = const$ і $\alpha_v = const$ таку рівність

$\varepsilon \cdot C_{\text{г}} \cdot (t^{k+1}_{\text{г}_{i-1}} - t^{k+1}_{\text{г}_i}) = \alpha_v\left[0{,}5 \cdot (t^k_{\text{г}_{i-1}} + t^{k+1}_{\text{г}_{i-1}}) - 0{,}5 \cdot (t^k_{\text{м}_{i-1}} + t^{k+1}_{\text{м}_{i-1}})\right] \cdot \Delta\tau$. (27)

Для матеріалу об'єднання формул (16), (25) і (26), для умов $C_м = const$ і $\alpha_v = const$ дає таку рівність

$$C_м \cdot (1-\varepsilon) \cdot \rho_м \cdot (t_{м_i}^{k+1} - t_{м_i}^{k}) = \alpha_v \left[0{,}5 \cdot (t_{г_{i-1}}^{k} + t_{г_{i-1}}^{k+1}) - 0{,}5 \cdot (t_{м_{i-1}}^{k} + t_{м_{i-1}}^{k+1})\right] \cdot \Delta\tau. \quad (28)$$

Якщо для формули (14) припустимо, що $\overline{q_{\Delta h}^{k}} = q_i^k$, а $\overline{q_{\Delta h}^{k+1}} = q_i^{k+1}$, тоді отримаємо

– для газу

$$\varepsilon \cdot C_г \cdot (t_{г_{i-1}}^{k+1} - t_{г_i}^{k+1}) = \alpha_v \left[0{,}5 \cdot (t_{г_i}^{k} + t_{г_i}^{k+1}) - 0{,}5 \cdot (t_{м_i}^{k} + t_{м_i}^{k+1})\right] \cdot \Delta\tau; \quad (29)$$

– для матеріалу

$$C_м \cdot (1-\varepsilon) \cdot \rho_м \cdot (t_{м_i}^{k+1} - t_{м_i}^{k}) = \alpha_v \left[0{,}5 \cdot (t_{г_i}^{k} + t_{г_i}^{k+1}) - 0{,}5 \cdot (t_{м_i}^{k} + t_{м_i}^{k+1})\right] \cdot \Delta\tau. \quad (30)$$

Рівняння (27)-(30) показують, що передача теплоти від газу до матеріалу визначається через середні за часом температури газу і матеріалу. Рівняння (27) і (28) слід використовувати на початку розрахунку прогріву нерухомого шару матеріалу на першому кроці за часом, коли задано рівномірний розподіл температури за висотою шару.

Якщо припустити, що $\overline{q_{\Delta h}^{k}} = \overline{q_{\Delta h}^{k+1}} = q_i^{k+1}$, тоді отримаємо

– для газу

$$\varepsilon \cdot C_г \cdot (t_{г_{i-1}}^{k+1} - t_{г_i}^{k+1}) = \alpha_v \left[t_{г_i}^{k+1} - t_{м_i}^{k+1}\right] \Delta\tau; \quad (31)$$

– для матеріалу

$$C_м \cdot (1-\varepsilon) \cdot \rho_м \cdot (t_{м_i}^{k+1} - t_{м_i}^{k}) = \alpha_v \left[t_{г_i}^{k+1} - t_{м_i}^{k+1}\right] \Delta\tau. \quad (32)$$

Рівняння (31) і (32) найчастіше використовуються в обчислювальній практиці і їх відносять до неявної схеми розрахунку.

Якщо припустити, що $\overline{q_{\Delta h}^{k}} = \overline{q_{\Delta h}^{k+1}} = q_i^{k}$, тоді отримаємо

– для газу

$$\varepsilon \cdot C_г \cdot (t_{г_{i-1}}^{k+1} - t_{г_i}^{k+1}) = \alpha_v \left[t_{г_i}^{k} - t_{м_i}^{k}\right] \Delta\tau; \quad (33)$$

– для матеріалу

$$C_м \cdot (1-\varepsilon) \cdot \rho_м \cdot (t_{м_i}^{k+1} - t_{м_i}^{k}) = \alpha_v \left[t_{г_i}^{k} - t_{м_i}^{k}\right] \Delta\tau. \quad (34)$$

Схема розрахунку з використанням рівнянь (33) і (34) повинна бути нестійкою. Межу стійкості цієї схеми слід очікувати, якщо виконується умова $\Delta h_i \leq W_ж \cdot \Delta\tau$, яка аналогічна умові, встановленої для хвильового рівняння [8].

Для цього потрібна експериментальна розрахункова перевірка. Схему розрахунку, в основі якої є рівняння (33) і (34), слід віднести до явних.

При розгляді та аналізі рівнянь (27)–(32) була запропонована більш точна, на наш погляд, схема розрахунку на кожному кроці за часом $\Delta\tau$:

– встановлюються кроками Δh і $\Delta\tau$ таким чином, щоб співвідношення $\Delta h = W_ж \cdot \Delta\tau$ зберігалося;

– за рівняннями (31), (32) або (31), (18) обчислюють температури газу і матеріалу в k+1 момент часу;

– розраховуються середні температури газу і матеріалу за проміжок часу $\Delta\tau$;

– знову за рівняннями (31), (32) або (31), (18) уточнюються температури матеріалу і газу в k+1 момент часу;

– здійснюється перехід до i+1-ого шару.

Результати дослідження. Щоб оцінити точність запропонованого методу розрахунку проведено порівняльний аналіз результатів розрахунків для нагріву нерухомого шару матеріалу за аналітичним рішенням [1], за неявною схемою з формальним апроксимацією (наближенням) диференціальних рівнянь (1), (2) та за вище наведеною методикою.

Розрахунки проводилися при однакових умовах, для цього використовували наступні вихідні дані: висота шару 0,5 м, час нагріву шару 50 с, $t_{г_0}$ = 1200 °C, початкова температура матеріалу $t_{м_н}$ = 0 °C, $C_м$ = 1000 $\frac{Дж}{кг \cdot град}$, ε = 0,4766 $\frac{м^3}{м^3}$, $\rho_м$ = 3800 $\frac{кг}{м^3}$, $C_г$ = 1400 $\frac{Дж}{м^3 \cdot град}$, α_v = 5000 $\frac{Вт}{м^3 \cdot град}$, ($\Delta h = W_ж \cdot \Delta\tau$), $W_ж$ = 1 м/с, Δh = 0,025 м, $\Delta\tau$ = 0,025 с.

Результати розрахунків представлені в таблицях 1 – 3. З цих таблиць видно, що запропонований метод розрахунку при рівних умовах дає результати, ближчі до аналітичних, ніж, наприклад, неявна схема при формальному наближенні диференціальних рівнянь.

Таблиця 1 – Результати розрахунку для нагріву нерухомого шару матеріалу за аналітичним розв'язанням [1].

Час нагріву, с	Висота насадки, м									
	0,1		0,2		0,3		0,4		0,5	
	$t_г$	$t_м$	$t_г$	$t_м$	$t_г$	$t_м$	$t_г$	$t_м$	$t_г$	$t_м$
10	577,8	14,2	278,2	6,8	133,9	3,2	64,4	1,5	31,0	0,7
20	588,2	28,3	288,2	13,6	141,1	6,6	69,0	3,2	33,8	1,5
30	598,5	42,4	298,1	20,6	148,3	10,0	73,7	4,9	36,6	2,4
40	608,6	56,3	308,0	27,6	155,5	13,5	78,4	6,6	39,4	3,2
50	618,6	70,1	317,8	34,7	162,8	17,1	83,1	8,5	42,4	4,2

Таблиця 2 – Результати розрахунку нагріву нерухомого шару матеріалу за неявною схемою з формальною апроксимацією диференціальних рівнянь (1), (2).

Час нагріву, с	Висота насадки, м									
	0,1		0,2		0,3		0,4		0,5	
	$t_г$	$t_м$	$t_г$	$t_м$	$t_г$	$t_м$	$t_г$	$t_м$	$t_г$	$t_м$
10	613,2	15,0	313,2	7,5	159,9	3,8	81,6	1,9	41,7	1,0
20	622,6	29,9	322,8	15,2	167,2	7,8	86,6	3,9	44,8	2,0
30	631,8	44,8	332,2	23,0	174,5	11,8	91,6	6,1	48,0	3,1
40	640,9	59,5	341,6	30,8	181,8	15,9	96,6	8,2	51,2	4,3
50	649,8	74,0	350,9	38,6	189,1	20,1	101,6	10,5	54,5	5,5

Таблиця 3 – Результати розрахунку для нагріву нерухомого шару матеріалів за запропонованою методикою.

Час нагріву, с	Висота насадки, м									
	0,1		0,2		0,3		0,4		0,5	
	$t_г$	$t_м$	$t_г$	$t_м$	$t_г$	$t_м$	$t_г$	$t_м$	$t_г$	$t_м$
10	573,3	15,7	273,8	7,4	130,8	3,5	62,4	1,7	29,8	0,8
20	583,9	31,2	283,9	14,9	138,0	7,1	67,0	3,4	32,5	1,6
30	594,3	46,6	293,9	22,5	145,2	10,8	71,6	5,2	35,3	2,5
40	604,6	61,9	303,9	30,1	152,4	14,6	76,3	7,1	38,1	3,5
50	614,7	77,0	313,8	37,8	159,7	18,5	81,0	9,1	41,0	4,5

Обговорення результатів. Зауважимо, що у співвідношення (22) при нагріві нерухомого шару матеріалу газ охолоджується і його дійсна швидкість зменшується $W_ж$. Тому, якщо прийняти крок висоти шару Δh незмінним, то $\Delta\tau$для кожного шару буде змінним і буде змінюватися у стільки разів, у скільки змінюється дійсна швидкість, але в зворотному напрямку.

Висновки. Показано недоліки формальної апроксимації системи диференціальних рівнянь для нагріву нерухомого шару матеріалу системою скінченно-різницевих рівнянь.

Отримані скінченно-різницеві рівняння для процесу нагріву нерухомого шару матеріалу на основі аналізу рівнянь, які складені методом елементарних теплових балансів.

Показана фізична сутність формально отриманих скінченно-різницевих рівнянь для нагріву нерухомого шару матеріалу.

Запропоновано уточнений метод розрахунку нагріву нерухомого шару матеріалу з ідеальною теплопровідністю.

Показано, що при однакових умовах розрахункова схема нагріву стаціонарного шару кускового матеріалу, яка запропонована, дає більш точні результати, близькі до аналітичного розв'язання.

Бібліографічний опис

1. Китаев Б.И., Тимофеев В.Н., Боковиков Б.А., Малкин В.М. и др. Тепло- и массообмен в плотном слое. – М.: Металлургия, 1972, 432 с.
2. Шевченко Г.Л., Губинский М.В. Моделирование тепловых процессов в компактной насадке шарикового регенератора. // Металлургическая теплотехника. Сб. науч. тр. Т.4. – Днепропетровск, НМетАУ, 2001, с.140 – 144.
3. Губинский В.И. Теория пламенных печей. – М.: Машиностроение, 1995, 256 с.
4. Китаев Б.И., Ярошенко Ю.Г., Сучков В.Д. Теплообмен в шахтных печах. – Свердловск, 1957, 280 с.
5. Демидович Б.П., Марон И.А., Шувалова Э.З. Численные методы анализа. - М.: Физматгиз, 1963, - 400 с.
6. Свинолобов Н.П., Абраменков Ю.Я. Методы численного решения и математического моделирования процессов теплопроводности. Ч. 1. – Днепропетровск: ДМетИ, 1974, - 77 с.
7. Дульнев Г.Н., Парфенов В.Г., Сигалов А.В. Применение ЭВМ для решения задач теплообмена. – М.: Высшая школа, 1990, - 208 с.
8. Андерсон Д., Таннехилл Дж., Плетчер Р. Вычислительная гидромеханика и теплообмен. Т. 1. – М.: Мир, 1990, - 384 с.
9. Ваничев А.П. Приближенный метод решения задач теплопроводности при переменных константах. Изв. АН СССР, ОТН, 1946, № 12, с 1767 – 1774.
10. Павленко П.М., Філоненко С.Ф., Чередніков О.М., Трейтяк В.В. Математичне моделювання систем і процесів: навч. посіб. – К. : НАУ, 2017. – 392 с.
11. Задачин В. М. Моделювання систем : конспект лекцій / В. М. Задачин, І. Г. Конюшенко. – Харків : Вид. ХНЕУ, 2010. – 268 с.

References

1. Kytaev B.Y., Tymofeev V.N., Bokovykov B.A., Malkyn V.M. y dr. Teplo- y massoobmen v plotnom sloe. – M.: Metallurhyia, 1972, 432 s.
2. Shevchenko H.L., Hubynskyi M.V. Modelyrovanye teplovykh protsessov v kompaktnoi nasadke sharykovoho reheneratora. // Metallurhycheskaia teplotekhnyka. Sb. nauch. tr. T.4. – Dnepropetrovsk, NMetAU, 2001, s.140 – 144.

3. Hubynskyi V.Y. Teoryia plamennykh pechei. – M.: Mashynostroenye, 1995, 256 s.
4. Kytaev B.Y., Yaroshenko Yu.H., Suchkov V.D. Teploobmen v shakhtnykh pechakh. – Sverdlovsk, 1957, 280 s.
5. Demydovych B.P., Maron Y.A., Shuvalova Э.Z. Chyslennye metody analyza. - M.: Fyzmathyz, 1963, - 400 s.
6. Svynolobov N.P., Abramenkov Yu.Ia. Metody chyslennoho reshenyia y matematycheskoho modelyrovanyia protsessov teploprovodnosty. Ch. 1. – Dnepropetrovsk: DMetY, 1974, - 77 s.
7. Dulnev H.N., Parfenov V.H., Syhalov A.V. Prymenenye EVM dlia reshenyia zadach teploobmena. – M.: Vysshaia shkola, 1990, - 208 s.
8. Anderson D., Tannekhyll Dzh., Pletcher R. Vychyslytelnaia hydromekhanyka y teploobmen. T. 1. – M.: Myr, 1990, - 384 s.
9. Vanychev A.P. Pryblyzhennyi metod reshenyia zadach teploprovodnosty pry peremennykh konstantakh. Yzv. AN SSSR, OTN, 1946, № 12, s 1767 – 1774.
10. Pavlenko P.M., Filonenko S.F., Cherednikov O.M., Treitiak V.V. Matematychne modeliuvannia system i protsesiv: navch. posib. – K. : NAU, 2017. – 392 s.
11. Zadachyn V. M. Modeliuvannia system: konspekt lektsii / V. M. Zadachyn, I. H. Koniushenko. – Kharkiv : Vyd. KhNEU, 2010. – 268 s.

Надійшла до редколегії / Received by the editorial board: 01.12.2024
Прийнята до друку / Accepted for publication: 20.12.2024

УДК 662.741.002.33(043)
https://doi.org/10.34185/tpm.4.2024.09

Каширная Н.О., Коренєв О.В., Сорокін Є.Л. Старовойт А.Г., Малий Є.І., Старовойт М.А.

Аналіз процесів та методів розширення сировинної бази коксування
Повідомлення 2. Сучасні уявлення щодо розширення сировинної бази коксування

Kashirnaya N.O., Korenev O.V., Sorokin E.L. Starovoit A.G., Maly E.I., Starovoit M.A.

Analysis of processes and methods for expanding the raw material base of coking
Message 2. Modern ideas on expanding the raw material base of coking

Мета. *Аналіз постсучасних методів, що дозволяють розширяти сировинну базу коксування задля ефективного використання викопних природних ресурсів країни.*
Методика. *Аналіз надсучасних та сучасних методів і технологій, що стосуються методології розширення сировинної бази коксування.*
Результати. *Аналіз сучасних методів, що стосуються розширенню сировинної бази коксування дозволив визначити пріоритетні напрями які дозволять суттєво знизити навантаження на природні ресурси та їх збереження.*
Наукова новизна. *Набуті знання, з наведеного аналізу дозволять спонукати до визначення та отримання нових уявлень щодо будови горючих копалин, а саме викопного вугілля.*
Практична значимість. *Вивчення питання щодо розширення сировинної бази коксування дозволило встановити недостатність знань та наукових положень про структуру спікливого вугілля та його властивості, що спонукає в дослідженнях його будови та властивостей.*
Ключові слова. *Сировинна база коксування, термічна підготовка вугільної шихти, властивості вугілля, фуси, модифікація властивостей вугілля, склад вугілля, будова вугілля, термодинамічні властивості.*

Purpose*. Analysis of postmodern methods that allow expanding the raw material base of coking for the effective use of the country's fossil natural resources.*
Methodology*. Analysis of ultramodern and modern methods and technologies related to the methodology for expanding the raw material base of coking.*
Results*. Analysis of modern methods related to expanding the raw material base of coking made it possible to identify priority areas that will significantly reduce the load on natural resources and their conservation.*
Scientific novelty*. The knowledge acquired from the above analysis will allow to encourage the definition and obtaining of new ideas about the structure of combustible minerals, namely fossil coal.*
Practical significance. Studying the issue of expanding the raw material base of coking made it possible to establish the insufficiency of knowledge and scientific provisions about the structure of sintering coal and its properties, which encourages research into its structure and properties.
Keywords. *Coking raw material base, thermal preparation of coal charge, coal properties, slag, modification of coal properties, coal composition, coal structure, thermodynamic properties.*

Відновлення країни під час бойових дій та після перемоги потребує відновлення металургійної промисловості. Сучасні умови відбиваються на підвищенні проблем пов'язаних з нестачею сировини. Особливо гострою є питання з сировинною базою коксування, що є наслідком окупації територій нашої країни на яких знаходяться основні запаси добреспікливого вугілля. Таким чином, вивчення технологій та методів розширення сировинної бази коксування є вельми актуальною проблемою сьогодення.

Наявні методи щодо розширення сировинної бази коксування в сучасних умовах, є малоефективними або економічно недоцільними, а також потребують чималих капіталовкладень. Проте у наш час набуває популярності група методів, націлена на регулювання властивостей спікливого вугілля шляхом спрямованого впливу на природу вугілля.

Отже, група методів, що ґрунтується на цілеспрямованому впливі на природу вугілля шляхом перерозподілу компонентного складу, тобто на спрямованому регулюванні властивостей, є найбільш перспективною. Ця група характеризується тим, що

© Каширная Н.О. – аспірант УДУНТ
Коренєв О.В. – аспірант УДУНТ
Сорокін Є.Л. – д.т.н., УДУНТ
Старовойт А.Г. – д.т.н., проф. УДУНТ
Малий Є.І. – д.т.н., проф. УДУНТ
Старовойт М.А. – к.т.н., УДУНТ

Kashirnaya N. - PhD student at USUST
Korenev O.V. - PhD student at USUST
Sorokin E.L. – d.t.s., USUST
Starovoit A.G. – d.t.s., prof. USUST
Maly E.I., – d.t.s., prof. USUST
Starovoit M.A. – c.t.s., USUST

розширення сировинної бази коксування відбувається через залучення до складу вугільної шихти вугілля, використовуваного в енергетиці. Тут необхідно зазначити, що використання енергетичного вугілля під час виробництва металургійного коксу без зміни його технологічних властивостей призводить до зниження якості отримуваного вуглецевого відновника. Тому для використання зазначеного методу необхідне детальне вивчення можливості зміни властивостей низькометаморфізованого вугілля, а також структури і властивостей спікливого вугілля.

Поширений метод розширення сировинної бази коксування полягає у використанні спікливої зв'язуючої речовини в шихті для коксування як спікливої домішки [1 - 4] та утилізації відходів коксохімічного підприємства. Коксохімічне підприємство має значну кількість відходів, до складу яких входить вуглець – це фуси (67%), кисла смолка (30%), полімери (3%) тощо. Утилізацію цих відходів здійснюють шляхом додавання їх до вугільної шихти та подальшого коксування або використовують їх як зв'язуючу речовину в процесі виробництва брикетів для додавання до вугільної шихти.

Використання рідких відходів дозволяє покращити показники коксу (CRI і CSR) та зменшити вміст спікливого вугілля марок К і Ж у шихті для коксування, замінивши його на низькометаморфізоване вугілля [5].

Проте використання зазначеної технології ще потребує додаткових досліджень, зокрема вивчення фізико-хімічних характеристик вуглецевих відходів для раціонального їх використання. До складу вуглецевмісних відходів входить значна кількість води, яка є непостійною, також вони містять значну кількість сірки, сірчистої кислоти та сульфатів, що негативно впливає на якість коксу [2, 6, 7].

Використання цих речовин як зв'язуючих для брикетування в чистому природному вигляді, без переробки, досить проблематичне, тому що неможливо контролювати показники якості брикетів зі зміною складу відходів, отриманих у різний час технологічного процесу.

Склад вугільної шихти також впливає на якість брикетів, тому що зі зміною стадії метаморфізму змінюються і процеси взаємодії з відходами коксохімічного виробництва, зокрема змінюється процес склеювання вугільних часток, що впливає на міцність брикетів.

Але встановлено [2], якщо контролювати процес виготовлення брикетів, зокрема тиск пресування, склад і кількість зв'язуючої речовини, марочний склад вугільної шихти та ступінь метаморфізму вугілля, то можна таким чином вирішити питання сировинної бази коксування, проте процес є досить складним.

Досить ефективним методом є термічна підготовка шихти для коксування. Термічна підготовка передбачає два процеси [8]:

1. Глибоку сушку шихти з доведенням її вологості до 0,5% (як правило, завод отримує вугілля з вологістю 8-10%).

2. Попереднє нагрівання шихти поза камерою коксування до 150- 200^{o}С.

Глибока сушка при 100^{o}С супроводжується повним видаленням навіть гігроскопічної вологи (волога, що утворюється при синтезі H_2 і O_2 у камері коксування при високій температурі).

Коксування термічно підготовленої вугільної шихти має такі переваги [8-12]:

– покращується якість коксу (міцність, рівномірність за розміром);

– розширюється сировинна база коксування за рахунок збільшення в шихті частки слабкоспікливого і газового вугілля;

– підвищується продуктивність коксових печей на 25-40%;

– зменшується кількість стічних вод.

У процесі термопідготовки позитивним є також збільшення насипної густини вугільного завантаження в камері коксування. Це призводить до того, що спікливість вугільного завантаження підвищується за рахунок підвищення щільності поверхневого контакту зерен вугілля, збільшується швидкість нагрівання у стадіях, що передують переходу в напівкокс, зменшується тріщинуватість коксу за рахунок зниження перепаду температур у завантаженні й зменшення градієнта швидкостей усадки суміжних шарів напівкоксу, є тенденція до зниження сірчистості коксу [13- 15].

Технологія використання термічно підготовленої вугільної шихти перед коксуванням має свої позитивні та негативні сторони. Проте технологія «Прекарбон» досить успішно використовується на коксохімічних підприємствах впродовж багатьох років, а також, як зазначено в дослідженнях [16 - 21], є перспектива отримання високоякісного коксу в умовах погіршення сировинної бази коксування.

Механічна міцність термічно підготовленої шихти значно більша і в процесі збільшення кількості слабкоспікливого вугілля незмінна, тобто як стверджують автори, термічно підготовлена шихта дозволяє отримати рівномірний та якісний кокс при коливанні якості вугільної шихти [22]. Дослідження [23], що проводили в доменних печах з використанням коксу, до складу якого входило вугілля з вмістом 40% газового слабкоспікливого вугілля, показали досить ефективні результати: CSR – 44,9 % і CRI – 42,3 %.

Подібні дослідження проводили і на ВАТ «Ясиноватському коксохімічному заводі» [24], у роботі висвітлено результати досліджень високо реакційного коксу з термічно підготовленої шихти у феросплавній промисловості.

Одним з методів розширення сировинної бази коксування є термічна підготовка вугілля в електромагнітному полі, що дає можливість використовувати низькометаморфізоване вугілля в шихті для коксування без погіршення його якісних показників [25 - 27]. Підготовка слабкоспікливого вугілля за допомогою електромагнітної енергії допомагає отримати глибокі внутрішньомолекулярні зміни за рахунок процесу гідрогенізації. З результатів дослідження видно, що вугільна шихта, до складу якої входить термічно підготовлене слабкоспікливе вугілля марки Г, має більшу насипну масу, збільшується швидкість коксування, зміна, що відбувається на молекулярному рівні в органічній масі термічно підготовленого вугілля призводить до зміни в реакціях розкладення в процесі коксування.

Проте враховуючи всі позитивні впливи термічної підготовки вугільної шихти або окремих марок вугілля, варто зазначити і недоліки, які не дають повною мірою користуватися цією технологію на коксохімічних підприємствах [28].

Додавання органічних домішок до вугілля характеризується великою різноманітністю властивостей і можуть бути класифіковані за ознаками: отримані під час переробки вугілля або нафти; термодеструктивного та іншого походження; зв'язувальні та спікливі; мезогенні та немезогенні; вуглеводні та складні технічні суміші. Гідрогенізація як метод надає великі можливості щодо отримання з вугілля різноманітних напівпродуктів від простих вуглеводнів до складних органічних сполук, що містять кисень, сірку та азот.

Перспективним напрямом є гідрування слабкоспікливого вугілля для підвищення його технологічних властивостей за рахунок приєднання невеликої кількості гідрогену. Існують методи з використанням фусів кам'яновугільних, що використовують в'язкоплинні або твердов'язкі.

Домішки фусів покращують якість коксу і не є затратними. На цей час органічні домішки, як модифікатори конкретної марки вугілля для отримання якісного доменного коксу, практично не застосовуються через велику різноманітність властивостей як домішок, так і вугілля [29 - 35].

Використання мінеральних компонентів як домішок у процесі отримання коксу [36, 37] (наприклад, шлам, шлак тощо) також не є досить поширеним. Ця технологія спрямована на отримання спеціальних видів коксу. Всі мінеральні складові вугілля і штучно додані до нього неорганічні домішки вивчалися з погляду їх впливу на реакційну здатність коксу [23, 5]. Домішки в кількості від 0,5 до 2,5% таких речовин як залізняк, оксид кальцію, крейда, виявляють себе активаторами реакційної здатності, а такі речовини як бор, кремнезем, глинозем і сірка є інгібіторами цієї властивості коксу.

З результатів досліджень, висвітлених у роботах [37 - 46] встановлено, що мінеральна домішка червоного шламу не інертний компонент вугільної шихти, а активна домішка. Доведено, що використання червоного шламу в кількості 0,5% з газовим вугіллям позитивно впливає на рівні в'язкості пластичної маси у період найбільшого газовиділення, що призводить до зниження газопроникності вугільного завантаження, а також збільшує процес спучування. Оцінку впливу цього фактору визначали за допомогою показника виходу коксового залишку, що дозволило розкласти складну дисперсію на складові та оцінити за певними критеріями, які показали суттєвий вплив червоного шламу на вихід коксового залишку.

Дослідження, в яких висвітлено результати стосовно взаємодії мінеральних компонентів з вугільною складовою, зокрема вивчення взаємодії щодо спікання та спікливої здатності, дали позитивні показники [47 - 50]. Кінетика взаємодії цих компонентів, яка була проведена за допомогою дериватографічного аналізу, показала, що додавання червоного шламу збільшує енергію активації. У газового вугілля вона становить 54500 кал/моль, а з доданням червоного шламу – становить 65000 кал/моль.

Отже, додавання до вугілля та вугільної шихти мінеральних домішок ускладнюється на стадіях підготовки сировинних матеріалів, їх дроблення, пресування, формування, а також під час виробництва доменного коксу [37].

Проте, переглянувши основні методи, які надають можливість розширити сировинну базу коксування, було встановлено, що відсутні або не повною мірою висвітлені відомості щодо взаємодії вугільних компонентів, які входять до складу вугільної шихти, у процесі термічного піролізу.

Бібліографічний опис

1. Гордиенко А.И. Повышение качества доменного кокса ОАО «Ясиновский КХЗ» путем введения в шихту углеводородных добавок / А.И. Гордиенко, А.Н. Бирченко, А.А. Шевченко и др. // Углехимический журнал. – 2008. – № 5-6. – С. 32-37.
2. Збиковський Є.І. Ресурсозберігаюча технологія комплексної енерго-хіміко-технологічної переробки вугілля в умовах коксохімічного виробництва / Є.І. Збиковський // Покровськ: ДВНЗ «ДонНТУ». 2019. 271с.
3. Гребенюк А.Ф. О методах прогнозирования выхода продуктов коксования / А.Ф. Гребенюк, Э.И. Збыковский, А.И. Збыковский // Кокс и химия. 2004.-. № 11, С.20-24.
4. Сорокин Е.Л. Изучение характера взаимодействия реактопластов со спекающимся углем. / Е.Л. Сорокин, К.В. Байкина // Кокс и химия. – 2012. – № 2. – С.8-10.
5. Коломийченко А.И. Улучшение качественных показателей CSR и CRI доменного кокса с помощью неорганических веществ. / А.И.Коломийченко, И.В.Золотарев, В.А.Саранчук, Е.И Збыковский, Т.Г.Шендрик // Углехимический журнал. – 2007. - № 5. – С. 50-54.
6. Ильяшов М.А. Возможности использования жидких углеродсодержащих попутных продуктов коксования в качестве связующего при брикетировании угольной шихты / М.А. Ильяшов, И.В. Золотарев, В.А. Тамко и др..// Углехимический журнал. 2012.- № 5-6. С.71-79.
7. Чешко Ф.Ф. Предварительная обработка вторичных продуктов химического производства перед их подачей в шихту для коксования / Ф.Ф.Чешко, И.Н.Питюлин, Э.Т.Торяник и.др. // Кокс и химия, - 2002. - № 9, - С. 22-25.

8. Скляр М.Г., Лурье М.В. Пути изучения механизма термохимических превращений углей. Теория и практика подготовки и коксования углей. – 1976 - С.44-54.
9. Васильев Ю.С. Термическая подготовка шихты и качество кокса / Ю.С.Васильев, Л.П.Семисалов, Л.Г.Скорнякова // Кокс и химия. – 1985 - №3 - С.7-12.
10. Ухмылова Г.С. Термическая подготовка шихты для коксования за рубежом. Экспресс-информация. – 1978 - №4 - С.1-12.
11. Хаджиогло А.В. Основные технические решения по термической подготовке шихты. Тематический сборник научных трудов УХИН. – 1988 - С.19-26.
12. Еркин Л.И., Петров В.К.,Бернацкая М.А. Термическая подготовка углей для коксования // Кокс и химия. - 1969. - №2 - С.13-17
13. Зашквара В.Г., Шелков А.К. Об уровне нагрева угольной шихты при термической ее подготовке перед коксованием. // Кокс и химия. – 1973 - №9 - С.10-13.
14. Наумов Л.С., Скляр М.Г. Улучшение качества металлургического кокса // Кокс и химия. – 1982 - №7 - С.13-15.
15. Старовойт А.Г., Малий Є.І., Чемеринський М.С., Старовойт М.А. Теорія і практика процесів модифікації сировини при виробництві доменного коксу поліпшеної якості : монографія. Харків : ФОП Лібуркіна Л.М., 2019. 184 с.
16. Гавриков В.В. О влиянии термической подготовки углей перед коксованием на выход кокса / В.В. Гавриков, Л.Г.Синцеров, А.В.Колосов // Кокс и химия. – 1977. - №3. – С.12-14.
17. Духан В.Н. К вопросам изменения термопластических свойств углей в результате нагрева и сушки шихты перед коксованием / В.Н.Духан, Н.С. Грязнов // Кокс и химия. – 1967. - №7 – С.6-12.
18. Сперанская Г.В. Научные основы производства формованного металлургического кокса из слабоспекающихся углей / Г.В.Сперанская, Ю.Б. Тютюнников, Л.И. Еркин и др. // - М: Металлургия, 1987. – 272 с.
19. Васильев Ю.С. Первая промышленная коксовая батарея с установкой термической подготовки шихты Украины как способ повышения ресурсо- и энергоэффективности металлургической отрасли / Ю.С. Васильев, А.И.Гордиенко, Г.В. Долгарев и др. // Углехимический журнал. – 2010. – № 3-4. – С. 48-52.
20. Васильев Ю.С. Опыт промышленного использования термической подготовки угольной шихты перед коксованием / Ю.С. Васильев, А.И.Гордиенко, Г.И. Долгарев // Кокс и химия. – 2008. – № 7. – С. 22-25.
21. Збыковский Е.И., Новицкий П.Л., Логвинов А.В. Термическая подготовка угольной шихты к коксованию на опытной установке Донецкого КХЗ. // Кокс и химия. – 1986 - №12 - С.7-11.
22. Збиковський Є.І.Технологія утилізації відходів коксохімічного виробництва при частковому брикетуванні вугільної шихти перед коксуванням. Ресурсозберігаюча технологія комплексної енерго-хіміко-технологічної переробки вугілля в умовах коксохімічного виробництва. Покровськ :ДВНЗ «Дон НТУ», 2019.С. 21-28.
23. Васильев Ю.С. О влиянии качества кокса, полученного из термоподготовленных шихт, содержащих слабоспекающийся уголь, на эффективность доменного процесса, использующего ПТУ / Ю.С. Васильев, А.И.Гордиенко, Г.И. Долгарев и др. // Углехимический журнал. – 2008. – № 5-6. – С. 38-40.
24. Гордиенко А.И. Опыт освоения и эксплуатации опытно-промышленной установки термической подготовки шихты на ОАО «Ясиновский коксохимический завод» / А.И. Гордиенко, В.А. Редин, Г.В. Долгарев и др. // Углехимический журнал. – 2008. – № 5-6. – С. 22-31.
25. Чемеринский М.С. Усовершенствование действующих технологий коксования угольных шихт путем внесения газового угля, термически подготовленного в электромагнитном поле: дис. канд. наук: 05.17.07 – химическая технология топлива и горюче-смазочных материалов / М.С. Чемеринский. – Днепропетровск, 2013. – 189с.
26. Чемеринский М.С. Усовершенствование способов подготовки угольной шихты для процесса коксования / М.С. Чемеринский, А.Г.Старовойт, Е.И. Малий // Кокс и химия. 2012. – № 7 – С. 26 – 29.
27. Нетушил А.В. Высокочастотный нагрев в электрическом поле / А.В. Нетушил, Б.Я. Жуховицкий, В.Н.Кудин. М.: Высшая школа. 1960. –143 с.
28. Семисалов Л.П. Разработка процесса термической подготовки угольной шихты и проблемы его промышленного внедрения. Состояние разработок и проблемы внедрения процессов коксования термоподготовки шихт и технологии формированного кокса. – 1982 - С.4-7.
29. Скляр.М.Г.Физико-химические основы спекания углей / М.Г.Скляр.- М: Металлургия – 1984 - 201с.
30. Диденко В.Е. Технология приготовления угольных шихт для коксования. - М: Высшая школа – 1980 – 432 с.
31. Грязнов Н.С. Основы теории коксования. - М: Металлургия – 1986 - 312с.
32. Лейбович Р.Е., Яковлева Е.И., Филатов А.Б. Технология коксохимического производства. М: Металлургия – 1982 - 360с.
33. Климовицкая А.Б., Бородина Г.Е. Угольные шихты для коксования и добавки к ним. // Кокс и химия. – 1989 - №6 - С.9-11.
34. Егоров В.М., Малый Е.И. Каменноугольные фусы как связующее и восстановитель при получении рудно-углеродистых брикетов. //Углехимический журнал. - 2003. - № 1-2. - С. 47-48.
35. Тютюнников Ю.Б., Синцерова Л.Г., Гречко Ю.І. та ін.. Органічні добавки у виробництві коксу. Київ : Техніка - 1971 - 96 с.
35. Зеленский О.И. Современные направления использования неспекающихся добавок в производстве кокса / О.И. Зеленский // Углехимический журнал. 2013. – № 3 . – С. 21-28.
37. Егоров В.М.Взаимодействие угля марки Г с красным шламом / В.М. Егоров, Е.Л. Сорокин // Углехимический журнал. – 2003. – № 1 – 2. – С. 6-7.
38. Сорокин Е.Л. Изучение возможности использования «красного шлама» в качестве активной добавки / Е.Л. Сорокин // Сучасні проблеми металургії. – 2014. – № 17. – С. 77-83.
39. Сорокин Е.Л. Повышение качества кокса для недоменных производств / Евгений Леонидович Сорокин // Slovak international scientific journal / Chemistry. – Bratislava, Slovakia, 2019. – Vol. 1. – № 35. – P. 5-8.

40. Изучение кинетики взаимодействия рудной и угольной составляющей при их совместном нагревании / А.Г. Старовойт, Е.Л. Сорокин, Т.А. Кабак, Я.В. Фролов, О.С. Ермакова // Теория и практика металлургии: общегосударственный научно-технический журнал. – Днепропетровск: НМетАУ, 2012. – №3. – С. 62-65.
41. Сорокін Є.Л. Дослідження впливу добавки хромітової руди на фізико-хімічні та фізико-механічні властивості коксу / Є.Л. Сорокін, О.І. Довгополий // Вдосконалення виробництва палива та вуглецевих матеріалів, як чинник розвитку металургії та енергетики: матеріали Всеукраїнської наукової конференції студентів та молодих учених. – Дніпропетровськ, 2008. – С. 10-12.
42. Сорокін Є.Л. Дослідження зміни механічних властивостей хромококсу під впливом мінеральної добавки хромітової руди / Є.Л. Сорокін, Д.М. Цисар // Вдосконалення виробництва палива та вуглецевих матеріалів, як чинник розвитку металургії та енергетики: матеріали Всеукраїнської наукової конференції студентів та молодих учених. – Дніпропетровськ, 2008. – С. 19.
43. Сорокін Є.Л. Вивчення можливості модифікації спікливої здатності газового вугілля за допомогою залізної добавки / Є.Л. Сорокін, М.А. Онищенко // Вдосконалення виробництва палива та вуглецевих матеріалів, як чинник розвитку металургії та енергетики: матеріали Всеукраїнської наукової конференції студентів та молодих учених. – Дніпропетровськ, 2008. – С. 16.
44. Сорокін Е.Л. .Дослідження властивостей фракцій слабкоспікливого вугілля / Е.Л. Сорокін, Л.Г. Кеуш // Теория и практика металлургии: Общегосударственный научно-технический журнал – Днепропетровск: : НМетАУ, 2013, - № 5-6 – С. 30-34.
45. Егоров В.М. Утилизация красных шламов в коксохимической промышленности / В.М. Егоров, Е.Л. Сорокин // Углехимический журнал. – 2002. – № 5-6 – С. 47-48.
46. Патент України № 68102 А, МПК С10В 57/00. Шихта для одержання металургійного коксу / Єгорова А.К., Клименко Ф.К., Сорокін Є.Л.; заявник та власник патенту Єгорова А.К., Клименко Ф.К., Сорокін Є.Л. – № 2003109054; заявл. 06.10.2003; опубл. 15.07.2004, бюл. № 7.
47. Старовойт А.Г.Исследования влияния красных шламов на качество специальниых видов кокса / А.Г. Старовойт, Сорокин Е.Л., Улановский М.Л., Мирошниченко Д.В.// Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2005. - № 3. – С. 12-15.
48. Сорокин Е.Л. Изучение химизма спекания каменного угля и минеральной добавки / Е.Л. Сорокин //2014. - С. 399-404.
49. Старовойт А.Г. Исследование температурных интервалов взаимодействия рудной и угольной составляющей / А.Г. Старовойт, Е.Л. Сорокин, Т.А. Кабак // Углехимический журнал: научно-технический журнал. – Харьков: ООО «С.А.М.», 2012. – № 1-2. – С. 63-67.
50. Сорокин Е.Л. Модификация реакционной способности кокса для недоменных производств / Е.Л. Сорокин, Т.А. Кабак, М.О. Загародня // Углехимический журнал: научно-технический журнал. – Харьков: ООО «С.А.М.», 2013. – № 1-2. – С. 34-37.

Надійшла до редколегії / Received by the editorial board: 01.12.2024
Прийнята до друку / Accepted for publication: 20.12.2024

ЗМІСТ

CONTENT

ТЕОРІЯ І ПРАКТИКА МЕТАЛУРГІЇ
Загальнодержавний науково-технічний журнал
Засновники: Український державний університет науки і технологій
Відділення матеріалознавства і металургіі
Академії інженерних наук України
Головний редактор, голова редакційної ради проф. Пройдак Ю.С.
Зам. головного редактора д.т.н., проф. Камкіна Л.В.
Адреса редакції: 49600, м. Дніпро, вул. Лазаряна, 2.
http://tpm.nmetau.edu.ua
Підписано до друку 23.12.2024 року.
Тираж 100 примірників.
Ціна вільна

THEORY AND PRACTICE OF METALLURGY
National scientific and technical journal
Founders: Ukrainian State University of Science and Technologies
Department of Materials Science and Metallurgy
of the Academy of Engineering Sciences of Ukraine
Editor-in-Chief, Chairman of the Editorial Board prof. Proydak Yu.
Honorable Editor of the Ph.D., prof. Kamkina L.
Editorial office: 49600, Dnipro, Lazarana, 2.
http://tpm.nmetau.edu.ua
Signed for printing 23/12/2024.
Circulation of 100 copies.
Price is free