

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ ЕКОНОМІКИ І ТЕХНОЛОГІЙ

ННІ/факультет Навчально-науковий технологічний інститут
Кафедра Металургійних технологій
Спеціальність 136 – Металургія
Форма навчання Денна

КВАЛІФІКАЦІЙНА РОБОТА БАКАЛАВРА

МАРЧЕНКО ДАНИЛ ВІТАЛІЙОВИЧ

(прізвище, ім'я, по батькові здобувача)

на тему Дослідження впливу теплових процесів на формування макро
структури безперервно литої заготовки
(повна назва теми)

за матеріалами металургійних підприємств України і Європи
(повна назва бази дослідження)

науковий керівник к.т.н., доцент
(наук. ступінь, вчене звання)

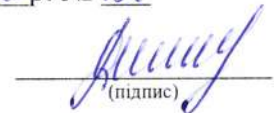

(підпис)

Сусло Н.В.
(прізвище, ініціали)

Робота допущена до захисту в ЕК

Протокол засідання кафедри
від 12.06. 2025р. № 12







Завідувач кафедри


(підпис)

д.т.н., професор
Наук. ступінь, вчене звання

Д.О. Кассім
Ініціали, прізвище

6. Консультанти розділів кваліфікаційної роботи

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
1 Аналітична частина	Сушло Н.В., доцент		
2 Основна частина	Сушло Н.В., доцент		
3 Охорона праці	Сушло Н.В., доцент		

7. Дата видачі завдання «05» квітня 2025 р.

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ з/п	Назва етапів кваліфікаційної роботи	Строк виконання етапів кваліфікаційної роботи	Примітка
1.	Аналітична частина	25.04.2025	
2.	Основна частина	27.05.2025	
3.	Охорона праці	02.06.2025	
4.	Оформлення пояснювальної записки	06.06.2025	
5.	Виконання графічної частини	09.06.2025	
6.	Подання роботи до кафедри	10.06.2025	
7.	Захист роботи в ЕК	18.06.2025	

Студент

Керівник кваліфікаційної роботи


(підпис)

(підпис)

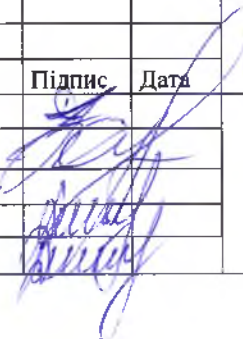
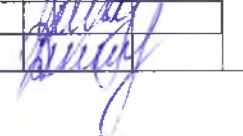
Марченко Д.В.
(прізвище та ініціали)

Сушло Н.В.
(прізвище та ініціали)

1.

ВІДОМІСТЬ дипломної роботи бакалавра
(назва випускної кваліфікаційної роботи)

№ рядка	Формат	Позначення	Найменування	К-сть. листів	№ екз	Примітка
			<u>Документація загальна</u>			
1	A4	ННТІ ДУЕТ.136.ВРБ.ПЗ	Пояснювальна записка	77		
			Слайди			
2	A4	ННТІ ДУЕТ.136.ВРБ.01	Поперечний переріз оболонки з тріщиною	1		
3	A4	ННТІ ДУЕТ.136.ВРБ.02	Вплив температури розливу (P_1) на профіль макросегрегації вуглецю	1		
4	A4	ННТІ ДУЕТ.136.ВРБ.03	Розподіл макроструктури при окремих температурах розливу, експериментально зафіксований від нижньої поверхні сталевго сляба: а) $P_1 = 1518$ °С, б) $P_1 = 1535$ °С, с) $P_1 = 1545$ °С Температура розливу (P_1) та макроструктура	1		
5	A4	ННТІ ДУЕТ.136.ВРБ.04	Залежність вторинної міждендритної відстані (λ_2) від температури розливу (P_1) для різних ділянок: а) 0–0,5 см, б) 0,6–2,5 см, с) 2,6–5,0 см, d) 5,1–7,5 см	1		
6	A4	ННТІ ДУЕТ.136.ВРБ.05	Вторинна міждендритна відстань (λ_2) залежно від положення (P) у сталевому слябі	1		
7	A4	ННТІ ДУЕТ.136.ВРБ.06	ВИСНОВОК	1		

				ННТІ ДУЕТ.136.ВРБ			
Зм.	Лист	№ документа	Підпис	Дата			
Розробив		Марченко Д.В.			Відомість випускної роботи бакалавра		
Керівник		Суло. Н.В.					
Н.контр.		Кассім Д.О.			Літ.	Лист	Листів
Затв.		Кассім Д.О.			Д	Т	1
					ННТІ ДУЕТ каф. Металургійних технологій гр. МЧМ-21		

ЗМІСТ

ВСТУП

1. АНАЛІТИЧНА ЧАСТИНА

1.1. Методи моделювання товщини твердої оболонки

1.2. Методологія моделювання та верифікації моделі

1.3. Моделювання середньої товщини оболонки на реальній машині лиття

1.4. Аналіз товщини оболонки реальної заготовки після прориву

1.5. Верифікація чисельної моделі на основі вимірювання фактичної товщини оболонки

2. ОСНОВНА ЧАСТИНА

2.1. Вплив температури розливу на макросегрегацію та макроструктуру сталевих слябів

2.1.1. Експериментальна методика

2.1.2. Результати дослідження

2.2. Метод оцінювання макро- та мікросегрегації при безперервному литті широких слябів

2.2.1. Методика досліджень

2.2.2. Моделювання дослідження

2.2.3. Результати дослідження

ВИСНОВКИ

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

ВСТУП

Сучасне металургійне виробництво є складною системою, яка охоплює низку енергомістких і технологічно складних процесів, що безпосередньо впливають на якість готової продукції. Одним із ключових етапів є безперервне лиття заготовок, під час якого формуються структура та властивості майбутнього металевого виробу. Від ефективності цього процесу залежить рівень технологічних втрат, ресурсне навантаження на підприємство, а також економічна доцільність виробництва в цілому.

Незважаючи на високий рівень автоматизації та прогнозування параметрів лиття, проблема макросегрегації залишається актуальною. Нерівномірний розподіл легуючих елементів у товщі злитка призводить до неоднорідності структури та механічних властивостей сталі, що може спричинити серйозні експлуатаційні дефекти. Особливо актуальною є оцінка впливу температури розливання на утворення макросегрегації, вторинну дендритну відстань (SDAS), а також макроструктуру слябів.

У цій дипломній роботі здійснено аналіз теплових процесів, що відбуваються під час безперервного лиття сталевих слябів, із фокусом на вплив температури розливання. За результатами експериментальних і чисельних досліджень розглянуто закономірності утворення центральної макросегрегації, динаміку зміни SDAS залежно від температурних параметрів, а також характер формування дендритної та рівновісної зон кристалізації. У роботі також наведено зіставлення моделювання з реальними виробничими даними, що дало змогу підтвердити адекватність застосованої методики розрахунків.

Метою дослідження є поглиблене розуміння механізмів тверднення сталі у форматі безперервного лиття з урахуванням температурних умов, з метою підвищення якості кінцевої продукції та удосконалення виробничих параметрів процесу.

1. АНАЛІТИЧНА ЧАСТИНА

1.1. Методи моделювання товщини твердої оболонки

Аналітичні та емпіричні моделі товщини твердої оболонки дають лише орієнтовні та приблизні значення, оскільки вони не здатні врахувати детальні умови тепловідведення. Умови тверднення залежать не лише від розмірів і форми перерізу заготовки, а й від інших параметрів лиття, які відрізняються для кожного плавлення і навіть протягом самого плавлення через технологічну й часову мінливість. Йдеться, зокрема, про температуру та хімічний склад сталі, геометрію та знос кристалізатора, інтенсивність його охолодження та інші, іноді невідомі й випадкові чинники.

Зростання твердої оболонки безпосередньо під меніском, як і формування твердої фази під час класичного лиття сталі у стаціонарні форми, можна описати параболічним законом Неймана, за яким товщина твердої фази є лінійною функцією квадратного кореня з часу тверднення:

$$\xi = K \cdot \tau^{0.5} \text{ (мм)} \quad (1.1)$$

де K — коефіцієнт тверднення ($\text{мм} \cdot \text{хв}^{0.5}$), τ — час (хв).

Цю формулу часто модифікують у різні форми, наприклад [5,7]:

$$\xi = K \cdot \sqrt{\frac{L}{w}} \text{ (мм)} \quad (1.2)$$

де L — відстань від меніска (м), w — швидкість лиття ($\text{м} \cdot \text{хв}^{-1}$).

Однак багато експериментальних вимірювань уже показали, що зростання оболонки не відбувається точно згідно з параболічним законом [8]. У випадку безперервного лиття, яке є значно складнішим процесом, залежним від багатьох

факторів, товщину оболонки на більшій глибині під меніском можна описати емпіричними регресійними формулами у вигляді степеневої функції часу:

$$\xi = K \cdot \tau^n \text{ (мм)} \quad (1.3)$$

де K , n — сталі величини, що залежать від типу машини лиття та параметрів сталі, τ — час, необхідний для проходження елемента сталі від поверхні до заданої позиції в кристалізаторі.

Параметри цієї функції залежать від розмірів і форми заготовки, перегріву сталі над температурою ліквідусу, термофізичних властивостей сталі, температур ліквідусу та солідусу, інтенсивності тепловідведення тощо.

У літературі можна знайти низку конкретних емпіричних формул. Цунеока [9] наводить співвідношення:

$$\xi = 1,475 \cdot \tau^{0,66} \text{ (мм)} \quad (1.4)$$

де τ — час (с).

Для визначення товщини твердої оболонки автори Янік і Дийя [10] використали рівняння Чіпмана–Фондерсмита, яке після перерахунку в метричні одиниці має вигляд:

$$\xi = 29,51 \cdot \sqrt{\tau} - 3,048 \text{ (мм)} \quad (1.5)$$

де τ — час (хв).

Подібну формулу використали дослідники з АГН Краків [3], яка також потребує введення часу у хвилинах:

$$\xi = 22,86 \cdot \sqrt{\tau} - 3,05 \text{ (мм)} \quad (1.6)$$

Товщину оболонки також можна визначати на основі відомого співвідношення Неймана:

$$\xi = K \cdot \sqrt{\tau} \quad (1.7)$$

де τ — час (хв), K — функція, яка визначається за формулою [1]:

$$\xi = 13,624 \ln C - 0,0572\Delta T - 90,89 \quad (1.8)$$

де C — стала ($\text{кВт} \cdot \text{м}^2 \cdot \text{с}^{0,5}$), значення якої залежить від формату кристалізатора, а ΔT (К) — перегрів сталі над температурою ліквідусу.

Процес тверднення в кристалізаторі також залежить від хімічного складу сталі, зокрема від вмісту вуглецю. Цей процес характеризується температурою ліквідусу T_{liq} , яка є початком тверднення, і температурою солідусу T_{sol} , при якій тверднення завершується. Між цими двома температурами (так звана «м'язозона») існує певна частка твердої фази f_s , яка має значення від 0 до 1.

Для опису утворення твердої фази між температурами ліквідусу і солідусу використовуються різні моделі [2], наприклад:

$$f_s = \left(\frac{1}{1 - k_0} \right) \cdot \frac{T_{\text{liq}} - T}{T_{\text{sol}} - T} \quad (1.9)$$

Товщина твердої оболонки зазвичай визначається при певному значенні f_s у конкретній точці. Тверда фаза є умовною величиною f_s , при якій властивості м'язозони вже наближаються до повністю затверділої фази.

Вищезгадані моделі дозволяють прогнозувати середню товщину оболонки по периметру перерізу заготовки. Однак у процесі безперервного лиття сталь не твердне рівномірно по всьому периметру. Товщина оболонки на певному горизонтальному рівні зазвичай коливається в межах десятків відсотків; у багатьох випадках — ще більше. Таким чином, прорив може виникнути навіть тоді, коли розрахована середня товщина оболонки на виході з кристалізатора є достатньою [11].

Більш точний опис процесу тепловідведення та тверднення сталі можливий з використанням диференціальних рівнянь теплопровідності, можливо — в поєднанні з рівняннями плинності.

Формування твердої оболонки пов'язане з кінетикою температурного поля заготовки. Нестационарне температурне поле без урахування плинності сталі описується частковим диференціальним рівнянням Фур'є:

$$\frac{\partial t}{\partial \tau} = a \cdot \nabla^2 t + \frac{q_v}{c_p \cdot \rho} \quad (K/c) \quad (1.10)$$

де t — температура сталі (К), τ — час (с), a — температурна дифузивність (m^2/c), ∇^2 — оператор Лапласа (m^{-2}), c_p — питома теплоємність (Дж/кг·К), ρ — густина (kg/m^3), q_v — інтенсивність внутрішнього джерела тепла (Wt/m^3).

Для опису температурного поля з урахуванням плинності ріdkої сталі та руху твердої оболонки може бути використано рівняння Фур'є–Кірхгофа:

$$\frac{Dt}{d\tau} = a \cdot \nabla^2 t + \frac{q_v}{c_p \cdot \rho} \quad (K/c) \quad (1.11)$$

де вираз зліва в рівнянні (11) є субстанційною похідною температури. У специфічному випадку круглої заготовки доцільніше розв'язувати рівняння у циліндричній системі координат, і тоді субстанційна похідна матиме вигляд:

$$\frac{Dt}{d\tau} = \frac{\partial t}{\partial \tau} + w_r \cdot \frac{\partial t}{\partial r} + \frac{w_\varphi}{r} \cdot \frac{\partial t}{\partial \varphi} + w_z \cdot \frac{\partial t}{\partial z} \quad (K/c) \quad (1.12)$$

де w_r , w_φ та w_z — компоненти швидкості в напрямках циліндричних координат (м/с).

З рівняння (1.11) з урахуванням рівняння (1.12) зрозуміло, що температура рідкої сталі, яка протікає, є функцією як незалежних змінних r , φ , z , τ , так і компонентів швидкості w_r , w_φ та w_z .

Рівняння Фур'є–Кірхгофа, таким чином, необхідно розв'язувати спільно з трьома рівняннями Нав'є–Стокса, які можна записати у векторній формі:

$$\frac{Dw}{\partial\tau} = A - \frac{1}{\rho} \cdot \text{grad } p + \nu \nabla^2 w \quad (\text{м/с}^2) \quad (1.13)$$

де p — тиск (Па), A — прискорення (м/с^2), ν — кінематична в'язкість рідкої сталі ($\text{м}^2/\text{с}$).

Гradient тиску в циліндричній системі координат можна виразити рівнянням:

$$\text{grad } p = \frac{\partial p}{\partial r} + \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial p}{\partial \varphi} + \frac{\partial p}{\partial z} \quad (\text{Па/с}) \quad (1.14)$$

Диференціальне описання температурного поля є основою чисельних моделей. Теплові моделі, які використовуються в експлуатаційних системах прогнозування, зазвичай не враховують просторовий плин рідкої сталі, а обмежуються лише поздовжнім переміщенням. Тому рівняння (1.11) спрощується до:

$$\frac{Dt}{\partial\tau} = \frac{\partial t}{\partial\tau} + w_z \cdot \frac{\partial t}{\partial z} \quad (\text{К/с}) \quad (1.15)$$

де w_z — швидкість лиття. Відповідно, потреба в розв'язанні рівнянь (1.13) і (1.14) відпадає. Спроби використання більш деталізованих математичних описів на практиці наштовхуються на невідомі граничні умови.

Чисельні моделі загалом дозволяють отримати більш точні рішення, ніж аналітичні. Передумовою коректного розв'язання диференціальних рівнянь є знання граничних умов.

У кристалізаторі зазвичай задається гранична умова III роду, тобто тепловий потік. У літературі наводиться багато емпіричних формул для розрахунку теплового потоку в зоні первинного охолодження [12]. Вони, як правило, мають експоненціальну залежність від поздовжньої координати z та швидкості лиття w , наприклад [13]:

$$q = A \cdot w^{0,56} \cdot \exp(-v \cdot z) \quad (\text{Вт/с}) \quad (1.16)$$

де A — параметр, що залежить від товщини твердої оболонки, розміру кристалізатора та товщини газового зазору між стінкою кристалізатора й оболонкою; w — швидкість лиття (м/с); v — показник ступеня, отриманий експериментально і характерний для конкретної машини лиття (м^{-1}); z — координата в напрямку лиття (м).

Однак використання таких формул часто незручне, оскільки вони прив'язані до певного типу кристалізатора, хімічного складу сталі, висоти рівня сталі в кристалізаторі та інших технологічних параметрів. Якщо їх застосовувати на іншому обладнанні, ніж те, для якого вони були розроблені, результати можуть бути неточними.

Більш точним, але й технічно складним є визначення розподілу теплового потоку в кристалізаторі експериментально — за допомогою температурних датчиків у його стінках.

Чисельні моделі дають точні результати лише тоді, коли граничні умови та термофізичні параметри сталі точно задані. Найскладнішим етапом моделювання є саме отримання точних граничних умов.

Зазвичай гранична умова в кристалізаторі виводиться з повного теплового потоку в охолоджувальну воду, який далі розподіляється вздовж довжини кристалізатора згідно з експериментально або теоретично визначеною функцією.

Результатом моделювання, як правило, є середня товщина оболонки по периметру поперечного перерізу заготовки. Проте реальний процес лиття є складнішим, адже сталь не твердне рівномірно по периметру. Товщина оболонки

на певному горизонтальному рівні може змінюватися на десятки відсотків. Це означає, що прорив може виникнути навіть тоді, коли середня розрахована товщина оболонки на виході з кристалізатора є достатньою [6].

Через складність подій у реальних умовах лиття та кількість взаємозалежних параметрів використання математичних методів без їх налаштування та верифікації відповідно до реальних умов було б ненадійним. Завжди необхідна тісна співпраця з результатами експериментальних вимірювань, оскільки вони вводять у модель характерні особливості конкретної машини безперервного лиття [4].

Не завжди можливо отримати значення деяких величин безпосередньо на реальному обладнанні для верифікації моделі — наприклад, товщини твердої оболонки. Вимірювання цієї товщини безпосередньо на машині лиття практично неможливе через її конструктивну складність і високі температури.

Тому моделі налаштовуються непрямо — за допомогою величин, які легше виміряти: зазвичай це температури стінок кристалізатора або температури поверхні заготовки під ним.

Кінетика температурного поля стінки кристалізатора зазвичай несе найбільший обсяг інформації про складний процес тверднення. Виміряне температурне поле оцінюється кількісно (за значеннями температур), якісно (щодо симетрії охолодження), а також з точки зору динаміки — змін симетрії тепловідведення у часі та просторі, а також температурних коливань [8]. Великі коливання температур можуть свідчити про нерівномірну товщину оболонки, нерівномірний шар шламу або неякісне змащення.

У виняткових випадках, як описано нижче в цій роботі, можна отримати реальну оболонку після прориву, за допомогою якої можна прямо й точно перевірити розраховану товщину оболонки, а також сам алгоритм моделі.

1.2. Методологія моделювання та верифікації моделі

Програму було створено на базі робочого місця авторів. Модель побудована на основі дискретизації диференціального рівняння Фур'є–Кірхгофа (рівняння 1.7) з використанням методу скінчених різниць.

Оскільки ядром обчислень є явний метод, під час розрахунків алгоритм повинен перевіряти чисельну стійкість, яка відображає взаємозалежність між щільністю обчислювальної сітки та кроком часу.

Програма містить розширену базу даних з інформацією про хімічний склад сталей, включаючи їх термофізичні властивості (густина, питома теплоємність, коефіцієнт теплопровідності) залежно від температури.

Температурне поле під час охолодження та тверднення розраховується в вузлових точках віртуальної заготовки. До моделі вводяться: розміри кристалізатора, температура рідкої сталі, її хімічний склад і параметри лиття. Для зони первинного охолодження параметрами є температури вхідної та вихідної охолоджувальної води, об'ємна витрата води та висота рівня сталі — для обчислення теплових граничних умов.

Перевагою є наявність температурних датчиків у стінках кристалізатора. На основі хімічного складу сталі програмне забезпечення визначає термофізичні параметри, температури ліквідусу та солідусу. У зоні вторинного охолодження модель включає довжини окремих підзон, положення сопел охолодження та коефіцієнти тепловіддачі для кожного сопла [15].

Вихідними даними моделі є числові значення та графічна візуалізація результатів, що показують розподіл температур поверхні та центру заготовки залежно від довжини лиття, температурні та фазові карти в поздовжньому перерізі зображення ізоліквідусних і ізосолідусних меж. Додатково визначаються металургійна довжина, довжина рідкої серцевини та середня товщина оболонки.

Програма дозволяє користувачу вибрати три характерні точки заготовки та відстежувати їх температуру як у графічному, так і в числовому вигляді.

Розташування цих точок важливе для зворотної непрямої верифікації моделі — шляхом порівняння розрахованих і вимірених температур поверхні на реальній машині лиття (рисунок 1.1) у відповідних точках. Модель була верифікована саме так при литті багатьох плавок.

Хоча модель розраховує повне температурне поле заготовки в машині лиття, поточні дослідження зосереджені на моделюванні товщини оболонки на виході з кристалізатора. З використанням чисельної моделі змодельовано зростання товщини твердої оболонки як функції положення в кристалізаторі для різних швидкостей лиття.

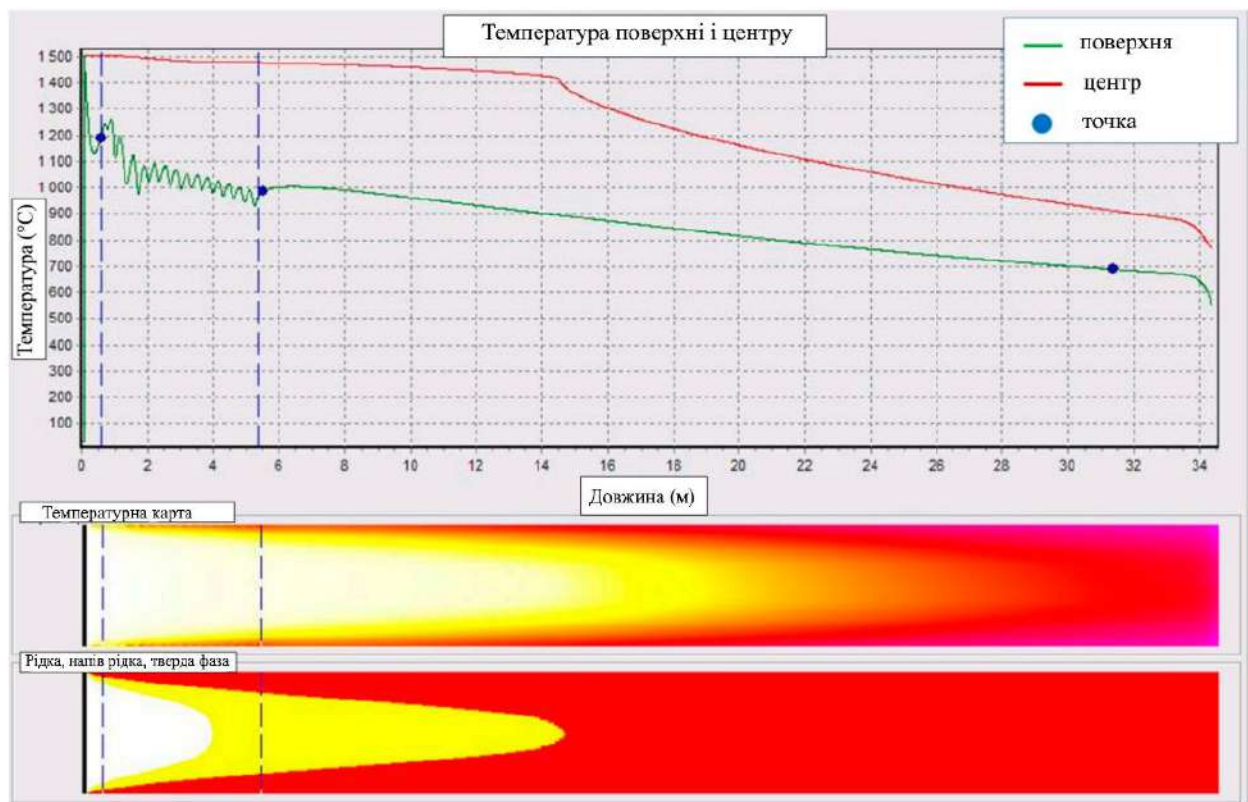


Рис. 1.1. Приклад змодельованого температурного поля та карти фазового складу вздовж заготовки

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [17]

Інтенсивність тепловідведення вводиться в модель як гранична умова. Оскільки швидкість лиття та тепловідведення з кристалізатора пов'язані, не

можна змінювати лише одну з цих величин, щоб отримати залежність товщини оболонки від обраного параметра.

Ці взаємозв'язки є дуже складними, оскільки на інтенсивність тепловідведення також впливають усадка оболонки, геометричний профіль кристалізатора, надходження змащувальної речовини в зазор тощо.

Спроби комплексного моделювання цих взаємодій завжди виявляються надто далекими від реальності. Тому як граничні умови використовуються експериментальні дані з реальної машини лиття.

Для визначення теплової граничної умови в кристалізаторі необхідно виміряти температуру рідкої сталі, приріст температури й витрату охолоджувальної води у кристалізаторі, а також кілька температур уздовж стінки кристалізатора на його довжині. На основі цих значень можна визначити розподіл теплового потоку вздовж кристалізатора. На практиці зазвичай важко отримати більш деталізовану граничну умову, наприклад, розподіл теплового потоку по периметру кристалізатора, тому чисельні моделі зазвичай розраховують товщину оболонки лише як функцію поздовжньої координати, усереднену по периметру поперечного перерізу кристалізатора [14].

Температура рідкої сталі призначається вузловим точкам на поверхні сталі в кристалізаторі. Температури в інших вузлових точках обчислюються самою моделлю.

Хімічний склад змодельованої сталі був близьким до середнього складу згідно з таблицею 1.1 [16].

Таблиця 1.1

Хімічний склад сталі

C	Mn	Si	P	S
0,168%	1,360%	0,390%	0,026%	0,024%

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [16]

З оперативної бази даних було обрано п'ять інтервалів часу, протягом яких швидкість лиття залишалась сталою на рівнях: 0.38, 0.4, 0.47, 0.53 та 0.57 м/хв. Рівень сталі в кристалізаторі становив 50 % його об'єму, температура рідкої сталі була близька до температури лиття — 1542 °С, тобто перегрів 34 °С над температурою ліквідусу, температура навколишнього середовища — 25 °С, витрата охолоджувальної води в кристалізаторі — 120 м³/год, різниця температур охолоджувальної води на вході та виході з кристалізатора — приблизно 4.4 °С. Діаметр кристалізатора становив 410 мм, довжина — 600 мм.

1.3. Моделювання середньої товщини оболонки на реальній машині лиття

Загальний середній тепловий потік був розрахований на основі температур охолоджувальної води та її витрати (рисунок 1.2). Температурні сенсори були встановлені в шести точках по довжині кристалізатора від його верхнього краю. Середні температурні профілі у стінці кристалізатора в обрані періоди часу були оцінені (рисунок 1.3). Температурний профіль за швидкості лиття 0.53 м/хв був зміщений через нижчу температуру вхідної води.

Однак не сама температура стінки є важливою, а різниця температур між стінкою та водою, оскільки вона прямо пропорційна тепловому потоку в конкретній точці.

На основі різниці температур між стінкою кристалізатора та охолоджувальною водою були розраховані розподіли теплового потоку в кристалізаторі на основі загального теплового потоку (рисунок 1.4).

Отримані профілі теплового потоку були введені до моделі як теплові граничні умови.

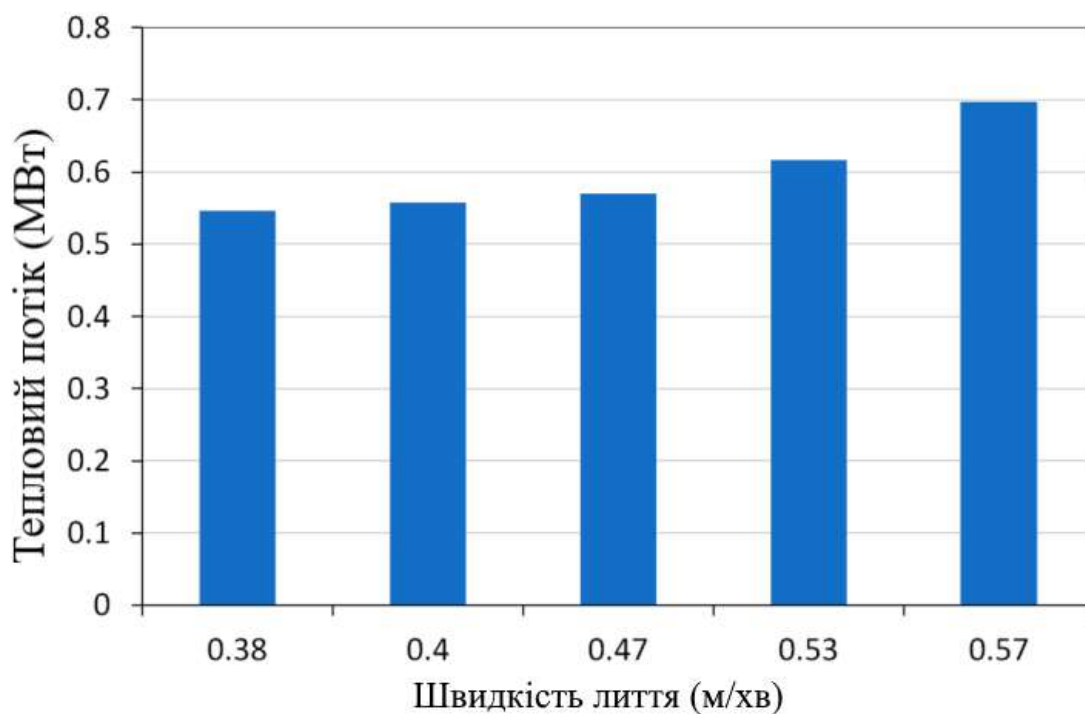


Рис. 1.2. Тепловий потік у вибрані періоди лиття з різною швидкістю лиття.

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [17]

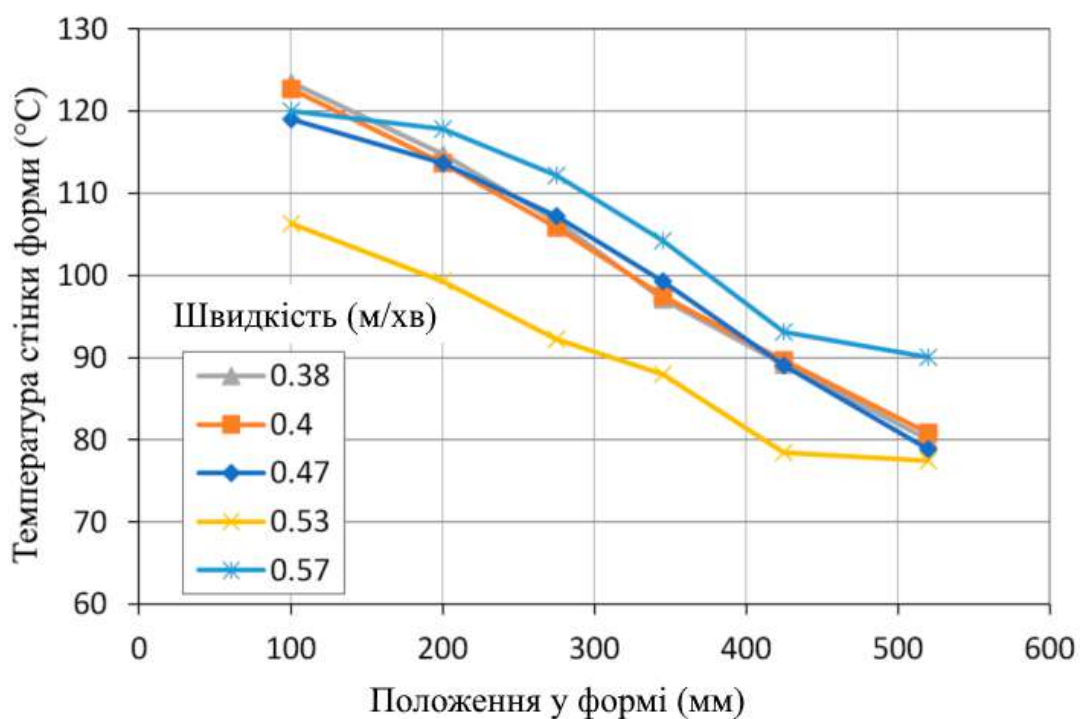


Рис. 1.3. Середні профілі температур, виміряних у стінці форми

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [17]

Розрахована чисельною моделлю товщина оболонки для вибраних швидкостей лиття показана на рисунку 1.5. Хоча дослідження зосереджене на зоні кристалізатора, була також змодельована ділянка заготовки, більша за довжину самого кристалізатора. Граничні умови нижче кристалізатора були визначені за допомогою лабораторного вимірювання коефіцієнтів тепловіддачі під охолоджувальними соплами.

Чисельну модель було верифіковано шляхом порівняння температур поверхні заготовки з вимірними значеннями на реальній машині лиття. Однак в одному випадку вдалось провести пряму верифікацію моделі — шляхом порівняння розрахованої товщини оболонки з реальною оболонкою, отриманою після прориву.

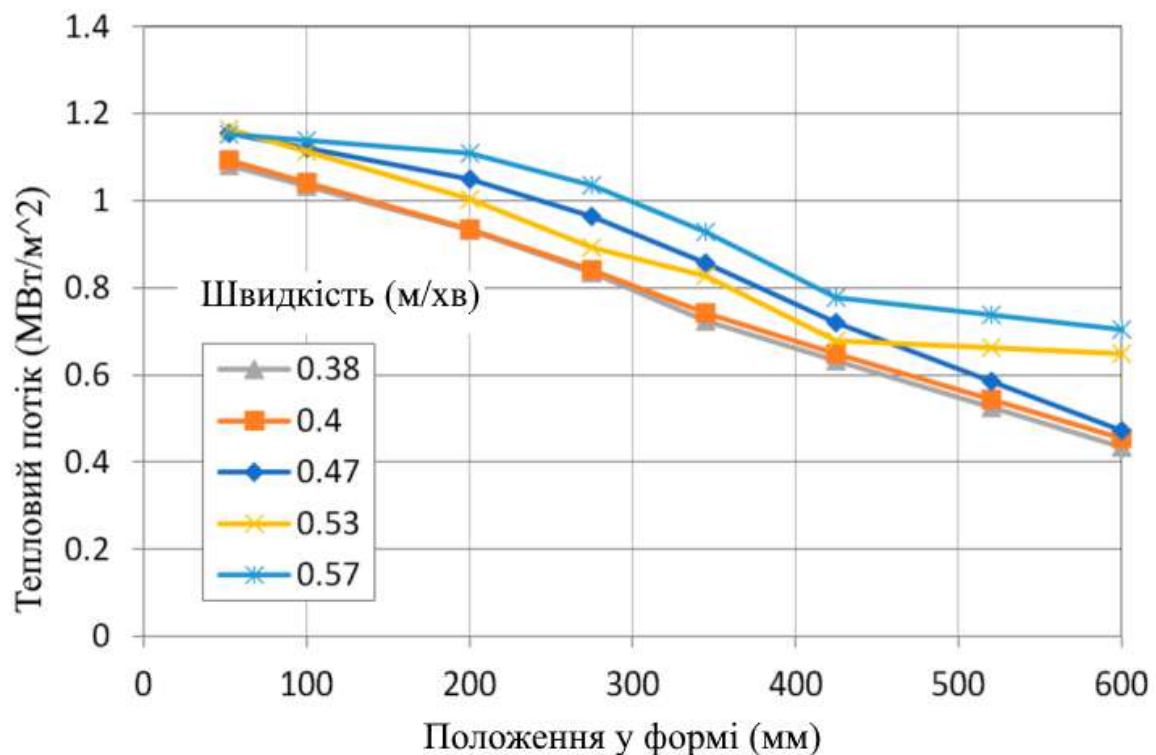


Рис. 1.4. Середній поздовжній профіль теплового потоку протягом вибраних періодів лиття

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [17]

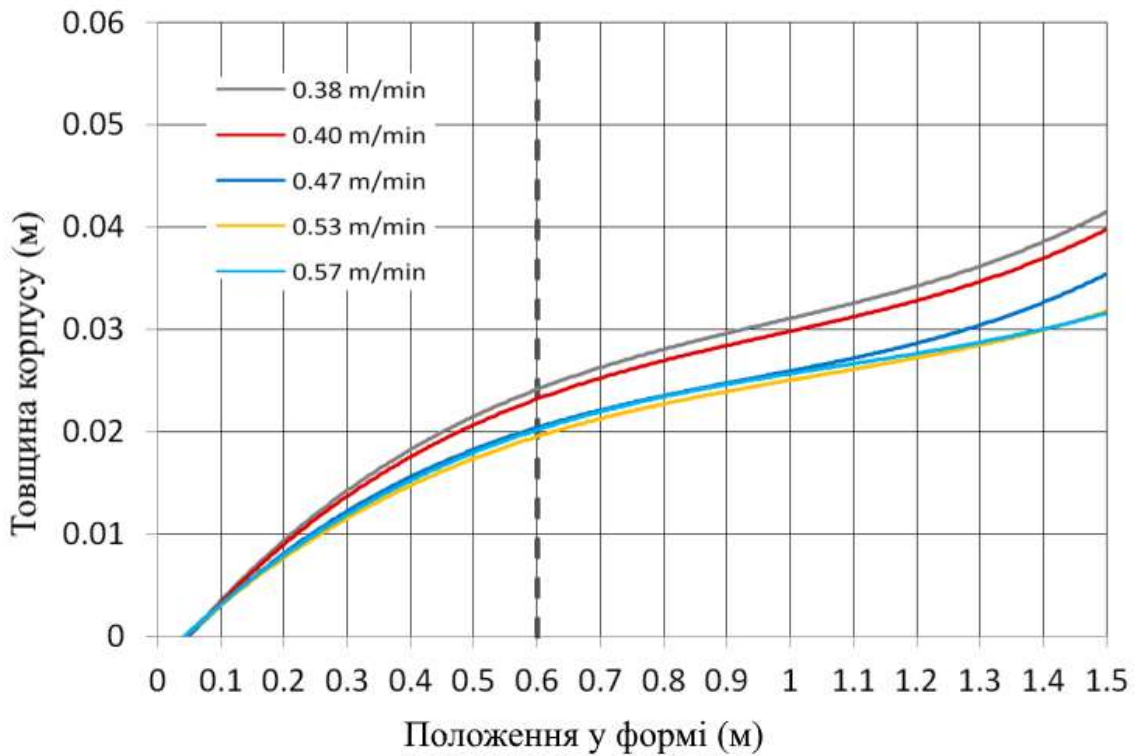


Рис. 1.5. Товщина оболонки, розрахована за допомогою числової моделі

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [17]

1.4. Аналіз товщини оболонки реальної заготовки після прориву

Для вивчення зростання твердої оболонки було використано частину заготовки довжиною 1.7 м, що залишилася після прориву під час безперервного лиття блока з круглим поперечним перерізом діаметром 410 мм.

Оперативні дані записувались з періодичністю 5 с. На рисунку 1.6 наведено запис швидкості лиття, тертя в кристалізаторі та теплового потоку в охолоджувальну воду. По горизонтальній осі — час відносно моменту прориву. Швидкість лиття залишалась сталою на рівні 0.50 м/хв приблизно 22 хвилини перед проривом. За 280 секунд до прориву система прогнозування зафіксувала підвищений ризик прориву на основі високого значення тертя в кристалізаторі. Система керування машиною лиття відреагувала, зменшивши швидкість лиття до 0.40 м/хв.

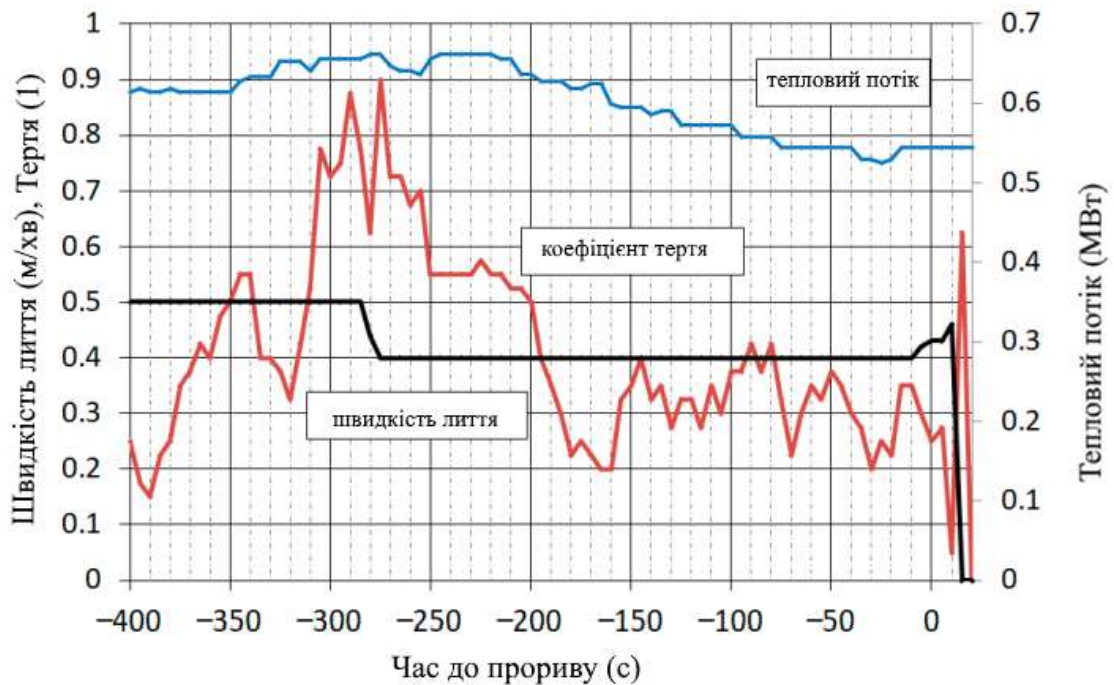


Рис. 1.6. Реєстрація швидкості лиття, коефіцієнта тертя та теплового потоку

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [17]

Тертя в кристалізаторі визначалося за допомогою системи моніторингу та прогнозування проривів DGS, яка оцінює це значення непрямим методом, використовуючи акселерометр та датчик тиску в гідравлічній системі механізму коливань кристалізатора. Тертя виражається відносною величиною, що називається "коефіцієнтом тертя".

На рисунку 1.7 показано швидкість лиття та рівень сталі, який виражається як відстань від поверхні сталі до верхнього краю кристалізатора. У момент, коли оператор почав знову збільшувати швидкість лиття, відбулося різке падіння рівня сталі, спричинене витіканням сталі через тріщину в оболонці. При подальшому збільшенні швидкості лиття протягом наступних 20 секунд оболонка виходила з кристалізатора, тоді як рідке ядро витікало.

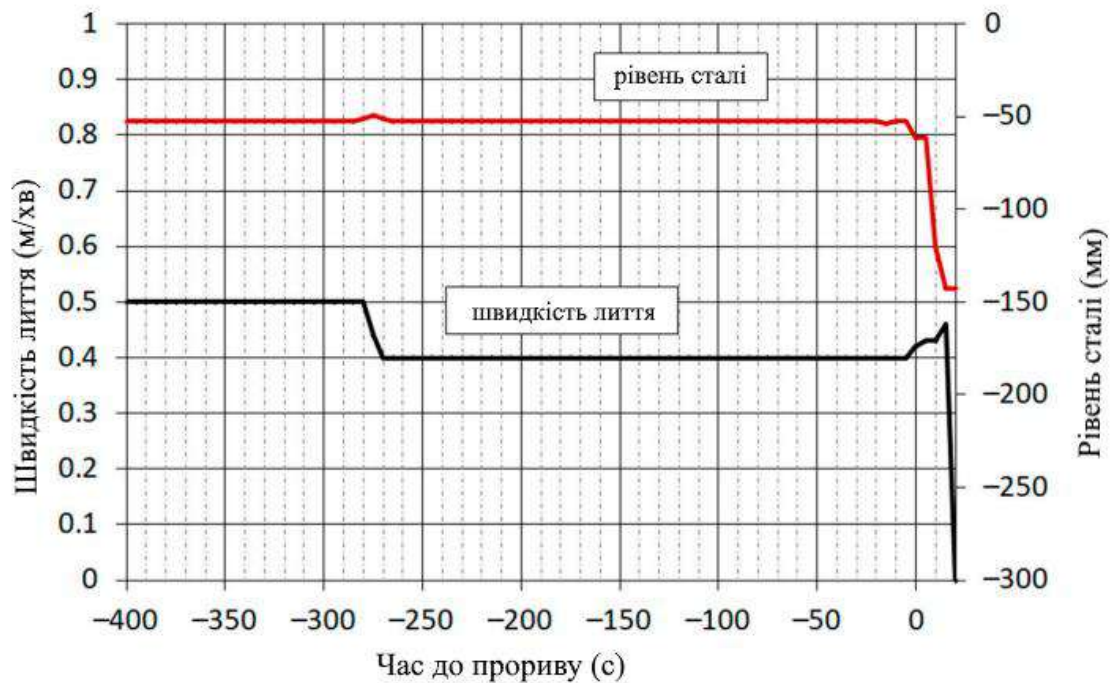


Рис. 1.7. Реєстрація швидкості лиття та положення рівня сталі

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [17]

Причиною прориву стала поздовжня тріщина на внутрішньому радіусі машини лиття довжиною понад 1 м. Тріщина виникла внаслідок усадки зовнішнього шару оболонки та теплових напружень (рисунок 1.8) у температурному інтервалі, де міцність сталі була низькою. Формування поздовжніх тріщин є більш характерним для заготовок круглої форми, ніж для прямокутних, особливо при литті перитектичних сталей через значну усадку.

Для зручності обробки оболонка була поздовжньо розрізана на 10 частин, кожна з яких була послідовно просканована за допомогою 3D-сканера та оброблена спеціальним програмним забезпеченням. Дані 3D-моделі дозволяють точно визначити форму та розміри оболонки. Було використано самоналаштуваний портативний лазерний сканер HandyScan 3D EXAScan виробництва компанії Creaform. Камера дозволяє захоплювати об'єкти з високою роздільною здатністю. Дані мають динамічну роздільність до 0.05 мм з точністю 40 мкм/м, залежно від складності форми та розміру об'єкта. Сканер використовує метод, при якому поверхня об'єкта освітлюється віброуючим

позиційним лазерним хрестом, який захоплюється двома CCD-камерами, а зображення обробляється методом триангуляції. Сканер під'єднано безпосередньо до ПК за допомогою кабелю, передача й обробка даних відбувається у режимі реального часу в одному з підтримуваних CAD/CAM-середовищ, наприклад, SolidWorks.



Рис. 1.8. Поперечний переріз оболонки з тріщиною

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [17]

Отримані об'єкти були програмно скориговані до вигляду, який відповідає реальному стану. Порівняння відсканованої частини оболонки з реальною показано на рисунку 1.9.

Усі частини оболонки були послідовно проскановані та зібрані по довжині (рисунок 1.10). З рисунка видно, що тріщина утворилася в кристалізаторі на боці внутрішнього радіуса приблизно за 0.4 м від поверхні сталі та продовжувалася вздовж заготовки.

Для визначення товщини оболонки з окремих відсканованих частин було створено поверхневу сітку точок. Щільність сітки може задаватися довільно.

Одна частина оболонки була розбита приблизно на 90 000 полігонів (рисунки 1.11 і 1.12).



Рис. 1.9. Відсканована (ліворуч) та реальна (праворуч) частина шкаралупи

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [17]



Рис. 1.10. Відсканована частина шкаралупи

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [17]

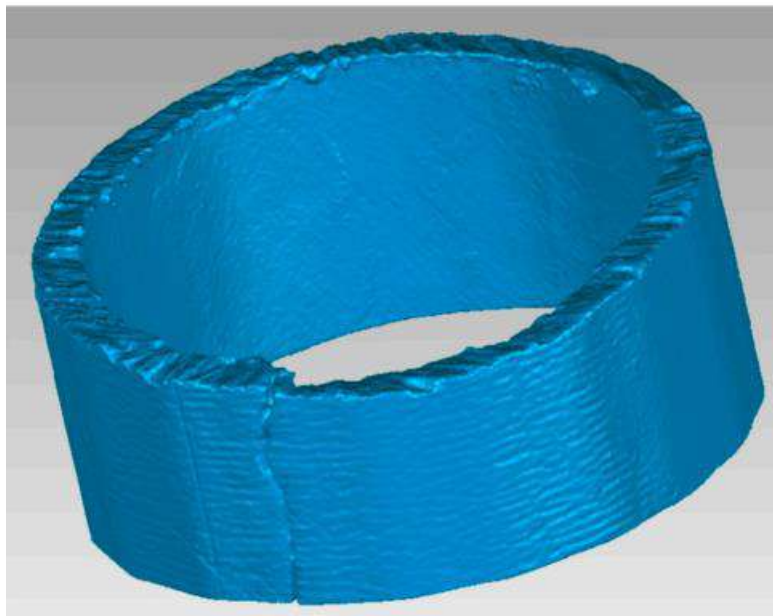


Рис. 1.11. Відсканована оболонка частини блоку
Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [17]

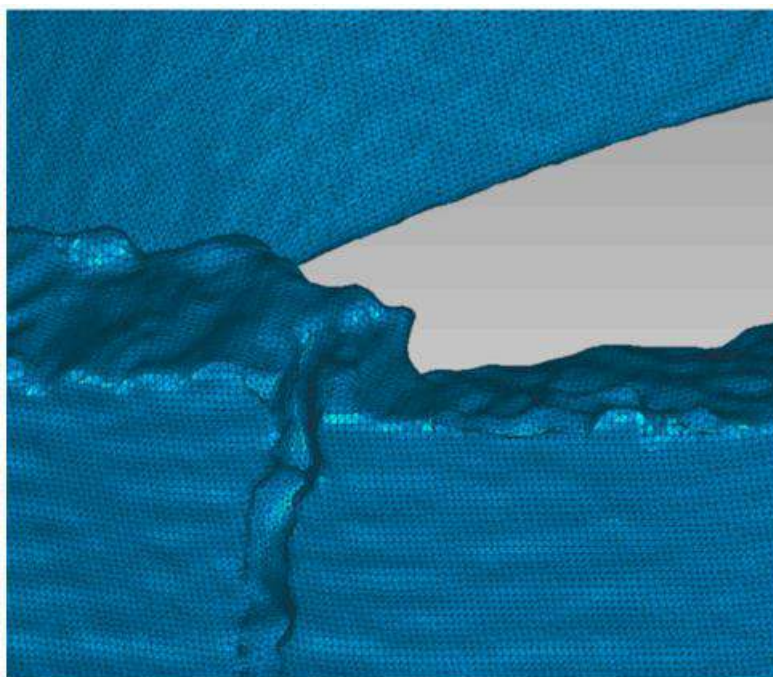


Рис. 1.12. Деталь сітки моделі
Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [17]

Зі сканованих даних були визначені значення товщини оболонки по її периметру та в довжину з постійним кутовим і лінійним кроком. Бік машини на

внутрішньому радіусі було прийнято за координату 0° , а зовнішній радіус — 180° . Спостерігалось утворення так званої "квітки", тобто нерівномірного росту товщини оболонки.

Нерівномірне зростання оболонки є наслідком нерівномірного тепловідведення по периметру кристалізатора в поєднанні з деформаціями, викликаними тепловими напруженнями.

На рисунку 1.13 показано поздовжні профілі товщини оболонки при кутових координатах з кроком 45° .

Різниця товщини оболонки по периметру зростала зі збільшенням відстані від меніска. На виході з кристалізатора (довжина оболонки ~ 0.55 м) мінімальна товщина оболонки становила 21.6 мм, максимальна — 27.8 мм; відхилення від середнього значення — $\pm 11.5\%$.

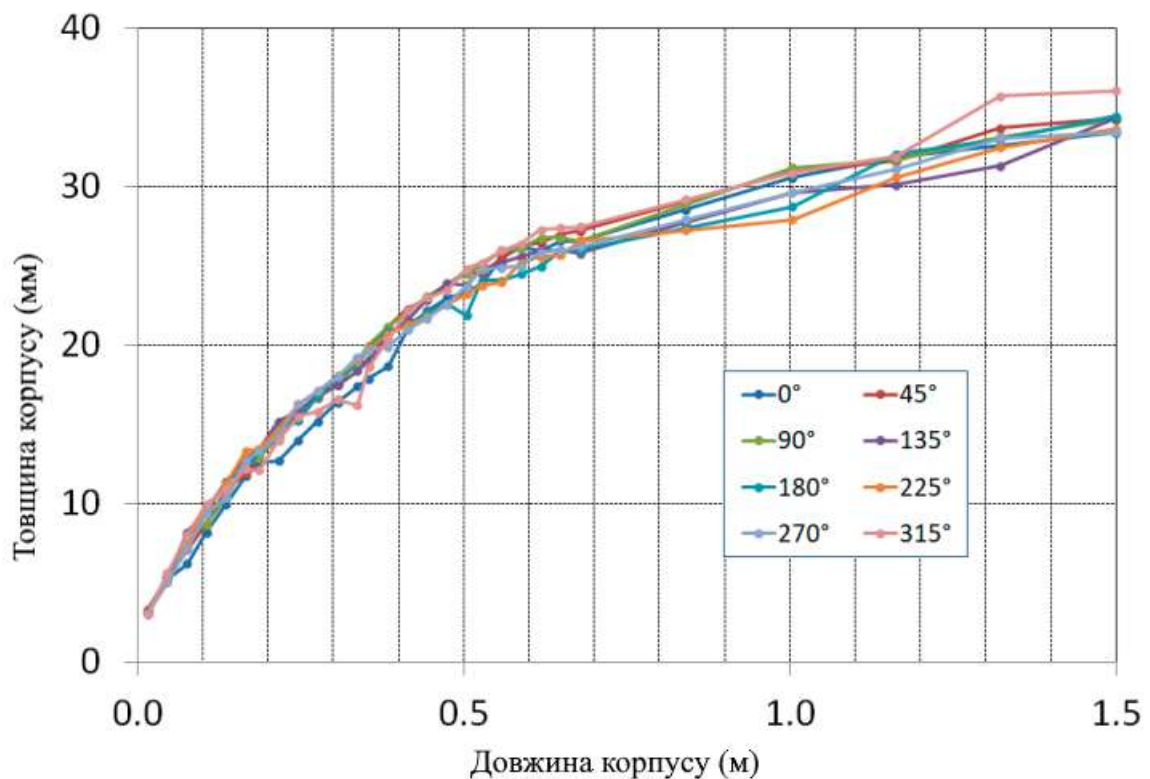


Рис. 1.13. Виміряна товщина оболонки в залежності від довжини

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [17]

Різниця товщини оболонки по периметру зростала зі збільшенням відстані від меніска. На виході з кристалізатора (довжина оболонки ~ 0.55 м) мінімальна товщина оболонки становила 21.6 мм, максимальна — 27.8 мм; відхилення від середнього значення — ± 11.5 %.

На основі середніх значень товщини оболонки по периметру поперечного перерізу була виведена регресійна функція товщини оболонки як функції часу:

$$\xi = 1,131 \cdot \tau^{0,679} \quad (\text{мм}) \quad (1.17)$$

На виході з кристалізатора середня товщина твердої оболонки становила 24.8 мм. Ця залежність підтверджує, що навіть у цьому випадку параболічний закон росту оболонки не застосовується.

1.5. Верифікація чисельної моделі на основі вимірювання фактичної товщини оболонки

Аналіз геометрії оболонки після прориву був використаний для верифікації теплової чисельної моделі для круглої заготовки. Пряма верифікація моделі шляхом порівняння розрахованої товщини оболонки з фактичною, отриманою після прориву, є особливо цінною на виході з кристалізатора, де важко виміряти температуру поверхні заготовки через інтенсивне розбризкування води. На жаль, подібні прориви доступні рідко.

Результат одного з таких порівнянь показано на рисунку 1.14. На виході з кристалізатора середня товщина реальної оболонки становила 24.8 мм, тоді як модель розрахувала 23.7 мм. Середнє відносне відхилення моделі по довжині кристалізатора склало менше ± 1.5 %.

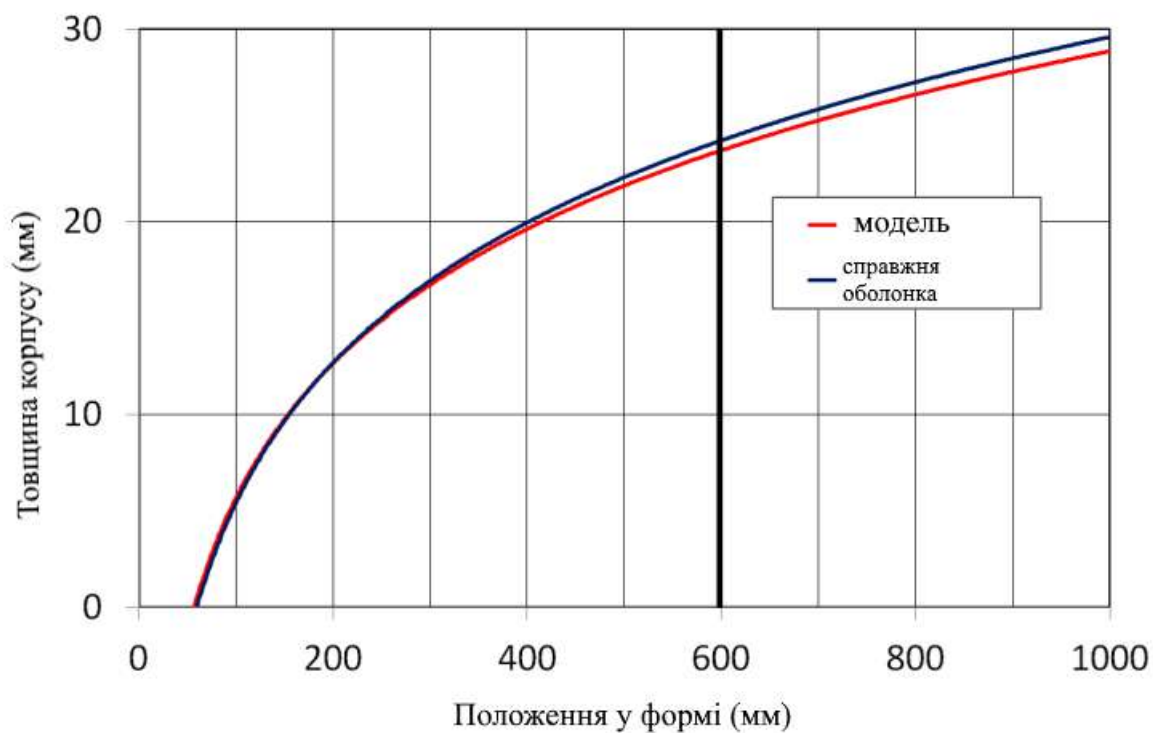


Рис. 1.14. Порівняння розрахованої та виміряної товщини оболонки

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [17]

Верифікація за фактичною товщиною оболонки підтвердила, що модель була правильно налаштована під час попередньої непрямой верифікації за температурами поверхні. Модель вважається достатньо точною, і можна вважати, що вона може бути використана для інших граничних умов.

2. ОСНОВНА ЧАСТИНА

У сучасній металургії зростає потреба в глибокому розумінні явищ, що відбуваються під час безперервного лиття сталі — особливо таких критичних процесів, як сегрегація, формування макро- та мікроструктури, а також вплив параметрів охолодження на якість готової продукції.

З метою систематичного аналізу й зіставлення результатів, у цьому розділі розглянуто дві фундаментальні наукові роботи, які присвячені експериментальному дослідженню процесів тверднення, впливу температури розливу, мікроструктурних змін і формування сегрегацій у сталевих слябах.

2.1. Вплив температури розливу на макросегрегацію та мікроструктуру сталевих слябів

Якість і продуктивність отриманого матеріалу при безперервному литті тісно пов'язані з параметрами, прийнятими під час процесу. Вибір експлуатаційних параметрів у процесі безперервного лиття повинен бути зосереджений на співвідношенні між якістю матеріалу та експлуатаційними витратами. Вибір оптимальних параметрів стає ще важливішим у зв'язку з поширенням практики безпосередньої прокатки продукту після безперервного лиття. Такі параметри, як температура та тепловідведення, мають ретельно контролюватися для забезпечення високої якості матеріалу.

Під час безперервного лиття сталі домішки в розплавленій сталі — такі як вуглець, фосфор, сірка, марганець, кремній і алюміній — можуть випадати в осад і спричинити макросегрегацію в процесі тверднення [18–20]. Сегрегація домішок, обмежена центральною зоною сталевих слябів (так звана центральна макросегрегація), може викликати серйозні проблеми контролю якості.

Багато досліджень були присвячені впливу параметрів процесу на центральну макросегрегацію в сталях, отриманих шляхом безперервного лиття,

включаючи: хімічний склад сталі [21], швидкість охолодження [22], швидкість лиття [23–26] та електромагнітне перемішування [27,28].

Інші роботи були спрямовані на мінімізацію структури, що формується в сталі після безперервного лиття [22,24,28–30]. Розуміння механізму тверднення та контроль параметрів процесу — це ключові технології у безперервному литті, які зазнали суттєвого розвитку в останні роки.

Cheung і Garcia [31] розробили двовимірну модель теплопереносу методом скінченних різниць для машини безперервного лиття сталевих заготовок у реальних розмірах. Автори використали евристичний метод пошуку для визначення оптимальних умов охолодження. Цей підхід забезпечив хорошу якість заготовок і стабільність процесу.

Chen та ін. [32] оптимізували параметри процесу безперервного лиття балкових слябів, використовуючи з'єднані моделі теплопереносу та напруженого стану з акцентом на якість і продуктивність. Їх результати показали зменшення кількості тріщин у литих слябах на 6 %.

Вплив електромагнітного поля вивчали Xintao та ін. [28], які дослідили вплив сили струму на мікроструктуру, міцність на розтяг та якість поверхні. Було показано, що використання обертового електромагнітного поля сприяє утворенню дрібнозернистої та однорідної структури. При силі струму 100 А покращувались механічні властивості, а зі збільшенням струму — й якість поверхні.

Wang та ін. [33] використали результати термомеханічних випробувань у чисельному моделюванні теплопереносу з метою оптимізації системи вторинного охолодження при безперервному литті заготовок. Результати показали зменшення дефектів і покращення якості заготовок завдяки оптимальному розподілу води.

Miki і Takeuchi [34] досліджували внутрішні дефекти сталевих слябів, спричинені асиметричним потоком сталі в кристалізаторі. Вони виявили, що дефекти на сталевих листах викликані включеннями та бульбашками, які захоплюються на поверхні твердої оболонки під час лиття. Було встановлено, що

діаметр бульбашки та відстань від поверхні значно впливають на кількість включень, які накопичуються, коли бульбашка переміщується в розплавленій сталі.

Fredriksson і Elfsberg [35] провели експерименти з акцентом на початкове тверднення при безперервному литті сталі. Вони встановили, що початок тверднення критично впливає на якість поверхні, і що на поверхні заготовок утворюються характерні сліди від руху кристалізатора. Було ідентифіковано два типи слідів: зморшкуваті та напливи. Частота коливань кристалізатора викликає як зморшкуваті сліди, так і тріщини з макросегрегацією.

Магнієві пластини були отримані шляхом безперервного лиття, а їх мікроструктура досліджена You та ін. [36]. Результати показали, що тріщини, вигини, пори та сегрегація дуже чутливі до умов лиття та параметрів процесу. Вторинне охолодження було ефективним у подрібненні структури та контролі розподілу зерна по товщині пластини.

Wang та ін. [37] досліджували поведінку мікросегрегації в м'якій зоні безперервного лиття. Вони використали модель теплопереносу та модель мікросегрегації на основі експериментальних даних з промислових випробувань та літератури. Результати показали, що ефективна швидкість охолодження здебільшого залежить від охолодження в кристалізаторі та незначною мірою — від швидкості лиття. З іншого боку, мікросегрегація в м'якій зоні залежить від зворотної дифузії та локальної рівноваги на межі фаз. Встановлено, що фосфор і сірка мають значно більшу здатність до сегрегації наприкінці тверднення, і ця здатність сильно залежить від концентрації вуглецю.

Мікроструктура і теплові параметри при безперервному литті тонкої смуги з нержавіючої сталі були досліджені Spinelli та ін. [38]. У цьому експерименті використовувалось пілотне обладнання для смугового лиття та симулятор спрямованого тверднення з двома варіантами перегріву. В обох випадках поверхня підкладок була схожою з середньою шорсткістю приблизно 0,3 мкм. Spinelli та ін. [38] використали емпіричне рівняння з літератури, що пов'язує вторинну міждендритну відстань з швидкістю охолодження, щоб показати

схожість ефективності охолодження. Результати підтвердили, що симулятор може використовуватись для визначення коефіцієнтів теплового контакту та для попереднього налаштування параметрів смугового лиття.

Оскільки температура розливу має вирішальне значення для процесу тверднення при безперервному литті сталевих слябів, вона була обрана як основна змінна у цьому дослідженні.

Зменшення температури розливу призводить до швидшого просування межі розділу "рідина–тверде" до центру сляба та зменшує можливість дифузії залишкових елементів у сталі під час тверднення. Однак повністю уникнути сегрегації неможливо, оскільки вона зумовлена різницею розчинності між рідкою і твердою фазами, а також нерівноважним твердненням.

Сегрегація домішок є критично важливою, оскільки вона сприяє утворенню нерівноважних фаз і тріщин, що погіршують механічні властивості кінцевого продукту.

При підвищенні температури розливу макроструктура у слябах зазвичай формується колоніальними дендритами. Такі паралельні дендрити (тобто колоніальні) формують зони сегрегації, що є сприятливими шляхами для утворення тріщин, порівняно з рівновісною структурою, у якій дендрити орієнтовані випадково.

Ця рівновісна структура, яка утворюється при нижчій температурі розливу, є значно стійкішою до тріщиноутворення в центральній частині сляба, як зазначено у [39].

У цьому загальному контексті було розроблено дану експериментальну роботу, спрямовану на вивчення впливу температури розливу (РТ) на центральну макросегрегацію, перехід колоніальних у рівновісні дендрити (СЕТ), а також на міждендритну відстань другого порядку (λ_2) у процесі безперервного лиття сталевих слябів.

Було проведено п'ять експериментів з однаковим хімічним складом при температурах 1518 °С, 1532 °С, 1535 °С, 1538 °С і 1544 °С — що дозволило

системно дослідити вплив широкого діапазону температур розливу на процес безперервного лиття.

2.1.1. Експериментальна методика

Хімічний склад сталевих слябів наведено в таблиці 2.1. Експлуатаційні параметри, використані в процесі безперервного лиття слябів, а також фізичні властивості, розраховані за допомогою програмного забезпечення Thermo-Calc, наведені у таблицях 2.2 і 2.3 відповідно.

Таблиця 2.1

Хімічний склад сталі у %, температура розливу

	Температура заливки	C	Mn	P	S	Al	Si	N
1	1518 °C	0,182	1,474	0,014	0,007	0,050	0,278	0,006
2	1532 °C	0,201	1,510	0,018	0,008	0,046	0,283	0,006
3	1535 °C	0,201	1,510	0,018	0,008	0,046	0,283	0,006
4	1539 °C	0,187	1,448	0,017	0,007	0,026	0,262	0,005
5	1545 °C	0,191	1,443	0,020	0,007	0,031	0,275	0,005

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [48]

Таблиця 2.2

Параметри процесу

Розмір сляба	250 мм × 1300 мм
Швидкість розливу	0,95 – 1,03 м/хв
Температура води	28 °C
Загальна витрата води	4200 л/хв
Фактична довжина кристалізатора	900 мм
Ефективна довжина кристалізатора	800 мм

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [48]

Таблиця 2.3

Фізичні властивості

Температура ліквідус (T_l)	1510 °C
Температура солідус (T_s)	1449 °C
Рівноважний коефіцієнт розподілу вуглецю (k)	0,20
Рівноважний коефіцієнт розподілу фосфору (k)	0,13
Рівноважний коефіцієнт розподілу сірки (k)	0,02
Рівноважний коефіцієнт розподілу марганцю (k)	0,90
Рівноважний коефіцієнт розподілу кремнію (k)	0,83
Рівноважний коефіцієнт розподілу алюмінію (k)	0,92

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [40]

Схематичне зображення процесу безперервного лиття слябів показано на рисунку 2.1. Рідка сталь надходить у водоохолоджуваній кристалізатор із проміжного ковша. Завдяки високошвидкісному потоку охолоджувальної води вздовж мідної пластини кристалізатора, після затвердіння зовнішнього шару рідкої сталі утворюється оболонка сляба. Оболонка сляба витягується з кристалізатора з певною швидкістю (швидкістю лиття), після чого направляється у зону вторинного охолодження. У цій зоні сляб додатково охолоджується розпилюванням води. Нарешті, сляб охолоджується повітрям, що завершує весь процес охолодження в безперервному литті слябів.

Процес безперервного лиття є, по суті, безперервним явищем тверднення, у якому рідка сталь проходить через три різні зони охолодження: водоохолоджуваній кристалізатор, послідовність водяних розпилювачів і, нарешті, зону радіаційного охолодження до повного тверднення (рисунк 2.1).

З метою забезпечення порівнянності результатів, у всіх експериментах, представлених у цій роботі, використовувалися однакові умови: хімічний склад, розміри слябів, швидкість лиття, температура води та витрата води при розпилюванні.

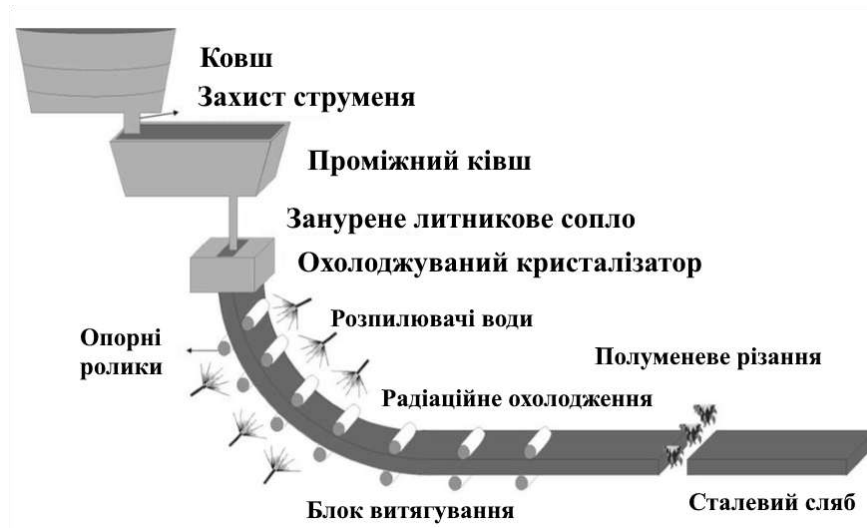


Рис. 2.1. Схематичне зображення процесу безперервного лиття

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [31]

На рисунках 2.2а–с показано схему відбору зразків у межах цього дослідження: починаючи від нижньої поверхні та завершуючи верхньою поверхнею сталевих слябів.

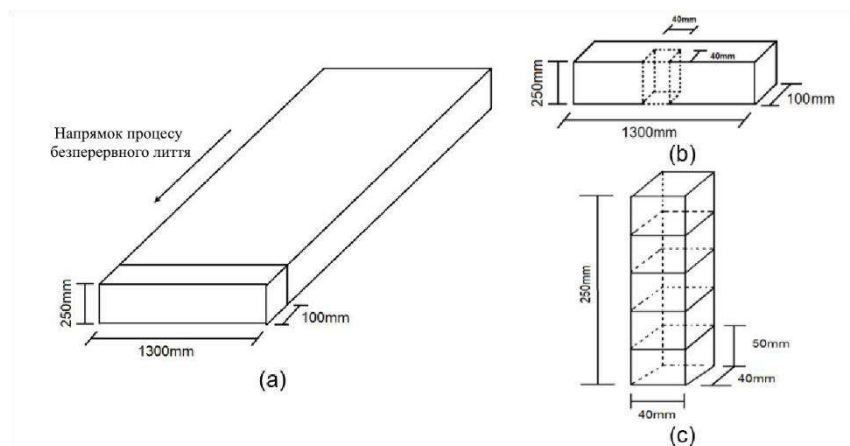


Рис. 2.2. Схематичне зображення відбору зразків: а) прямокутна заготовка (250×100 мм) довжиною 1300 мм, відібрана зі сляба; б) квадратні зразки (40×40 мм) висотою 250 мм з центральної частини заготовки; с) зразок поділений на п'ять частин

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [48]

Для дослідження центральної макросегрегації у сталевому слябі, поверхню прямокутної заготовки (250 мм × 1300 мм) (рисунок 2.2а) було піддано фрезеруванню, поліруванню, а потім витравлено водним розчином 20 % $(\text{NH}_4)_2\text{S}_2\text{O}_8$ згідно з методом Pikkarainen та ін. [39].

Для визначення профілю макросегрегації в сталевому слябі квадратний зразок (40 мм × 40 мм), висотою 250 мм, був розділений на п'ять частин. Концентрація домішок уздовж заготовки (від нижньої до верхньої поверхні) визначалася за допомогою спектрометра оптичного випромінювання ARL 4460.

Було використано матрицю аналізу з 20 точок (рисунок 2.3), як запропоновано Pikkarainen та ін. [39].

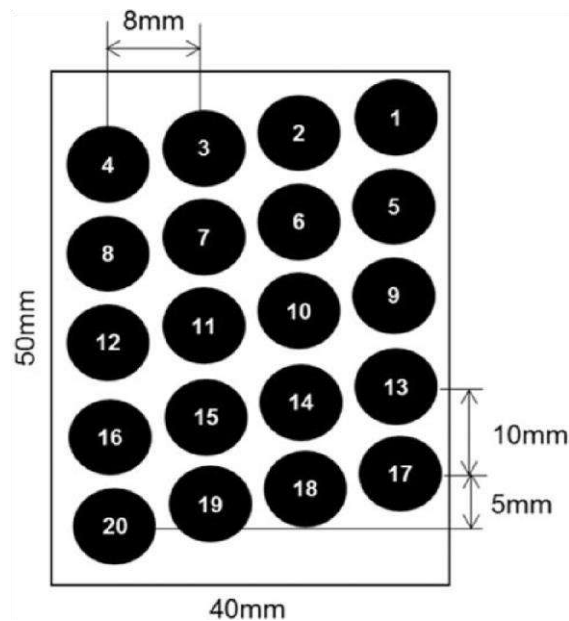


Рис. 2.3. Матриця вимірювань

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [48]

Зразки сталевого сляба розміром 40 мм × 40 мм × 50 мм полірували та витравлювали в розчині HCl для виявлення структури сталі. Потім кожен зразок розділяли навпіл.

У результаті було отримано десять зразків розміром 40 мм × 40 мм × 25 мм, які полірували та травили за допомогою реагенту Обергоффера [41] для детального виявлення макроструктури.

Для отримання цифрових зображень використовувався оптичний мікроскоп Olympus (Olympus Corporation, Японія), а зображення аналізували в програмі обробки Goitasa з метою вимірювання вторинної міждендритної відстані (λ_2), рисунок 2.4.

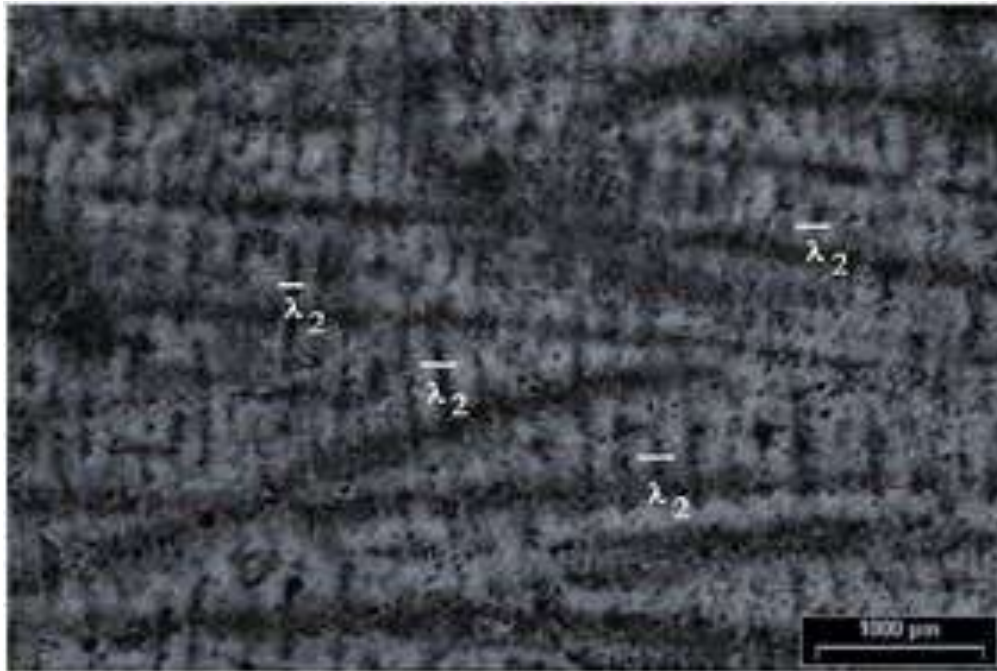


Рис. 2.4. Колоніальна (дендритна) макроструктура зразка зі сляба, відлитого при температурі 1545 °С

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [48]

Середню міждендритну відстань визначалася на основі приблизно 100–150 вимірювань для кожного зразка в різних зонах.

2.1.2. Результати дослідження

Центральна макросегрегація була виявлена у сталевих слябах, отриманих шляхом безперервного лиття, в усіх проаналізованих випадках, що показано на рисунках 2.5а–d.

Видно, що найгірша центральна макросегрегація спостерігалась у слябах, отриманих при температурах розливу в діапазоні від 1532 °С до 1545 °С (рисунки

2.5b–d). Отримані результати узгоджуються з результатами, представленими у Garcia [42], де серйозні макросегрегації були пов'язані з високими температурами розливу.

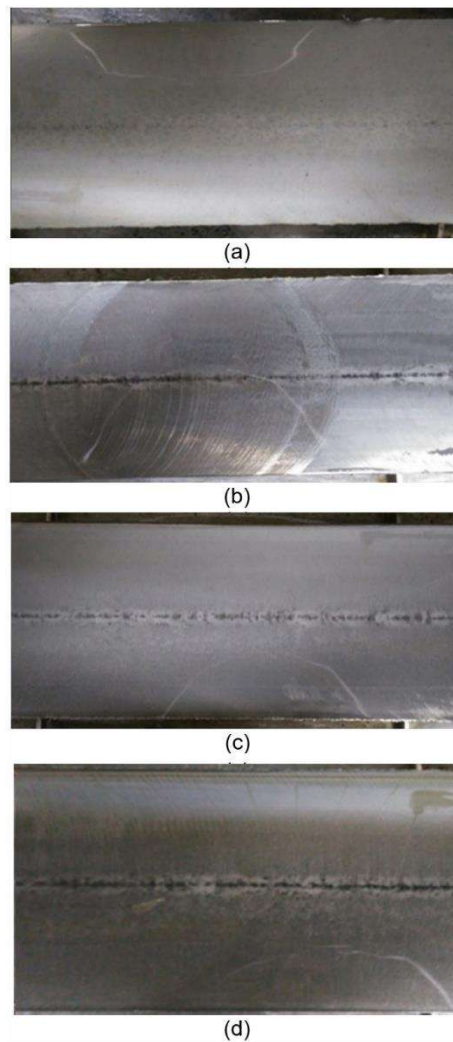


Рис. 2.5. Центральна макросегрегація на поверхні (250×1300 мм) прямокутної заготовки при різних температурах розливу: а) $P_t = 1518$ °С, б) $P_t = 1532$ °С, в) $P_t = 1539$ °С, г) $P_t = 1545$ °С

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [48]

Аналіз за допомогою оптичного спектрометра було виконано для кількісного визначення профілів макросегрегації у зразках (40×50 мм), починаючи з нижньої поверхні до верхньої поверхні сталевого сляба (рисунки 2.6–2.11).

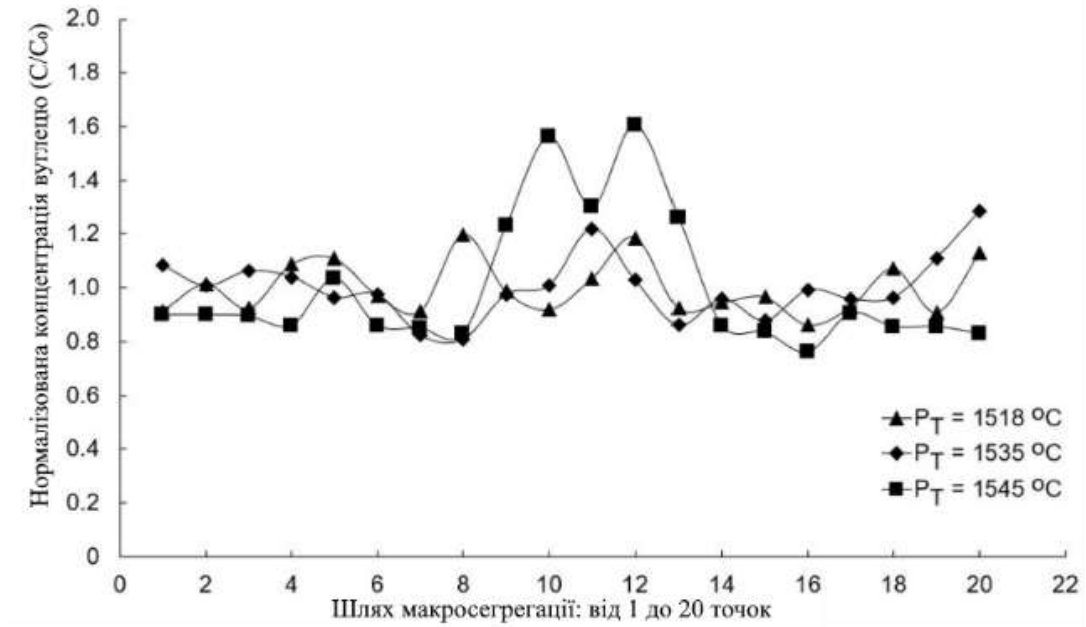


Рис. 2.6. Вплив температури розливу (P_T) на профіль макросегрегації вуглецю

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [48]

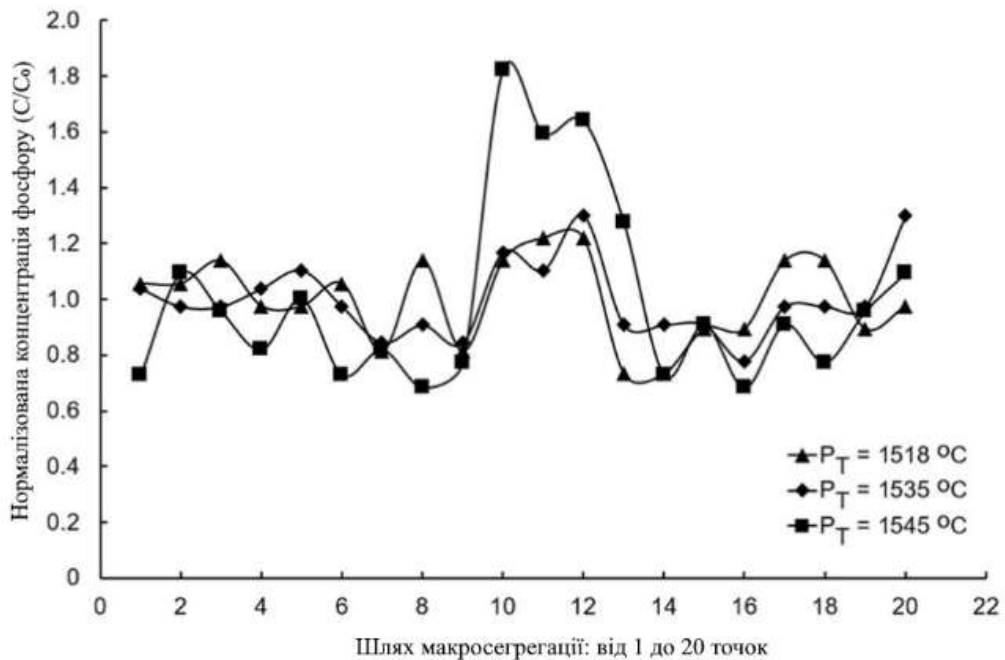


Рис. 2.7. Вплив температури розливу (P_T) на профіль макросегрегації фосфору

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [48]

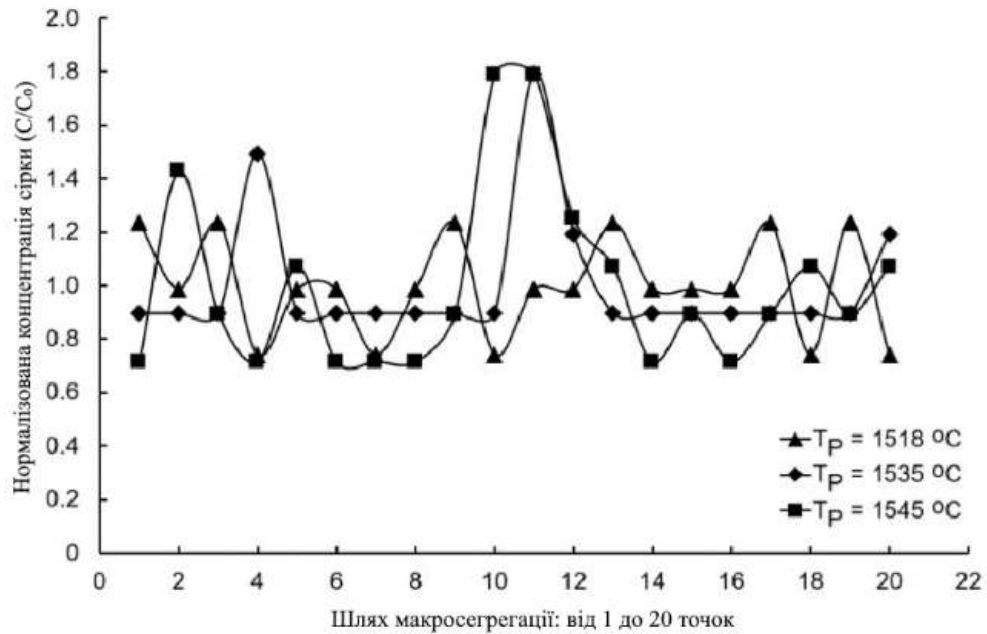


Рис. 2.8. Вплив температури розливу (T_p) на профіль макросегрегації сірки

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [48]

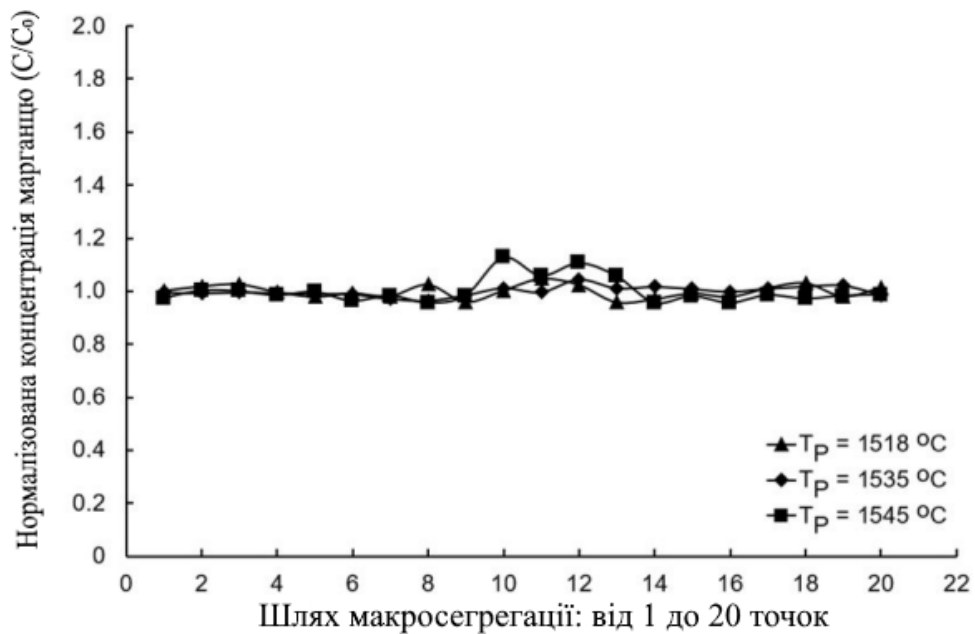


Рис. 2.9. Вплив температури розливу (T_p) на профіль макросегрегації марганцю

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [48]

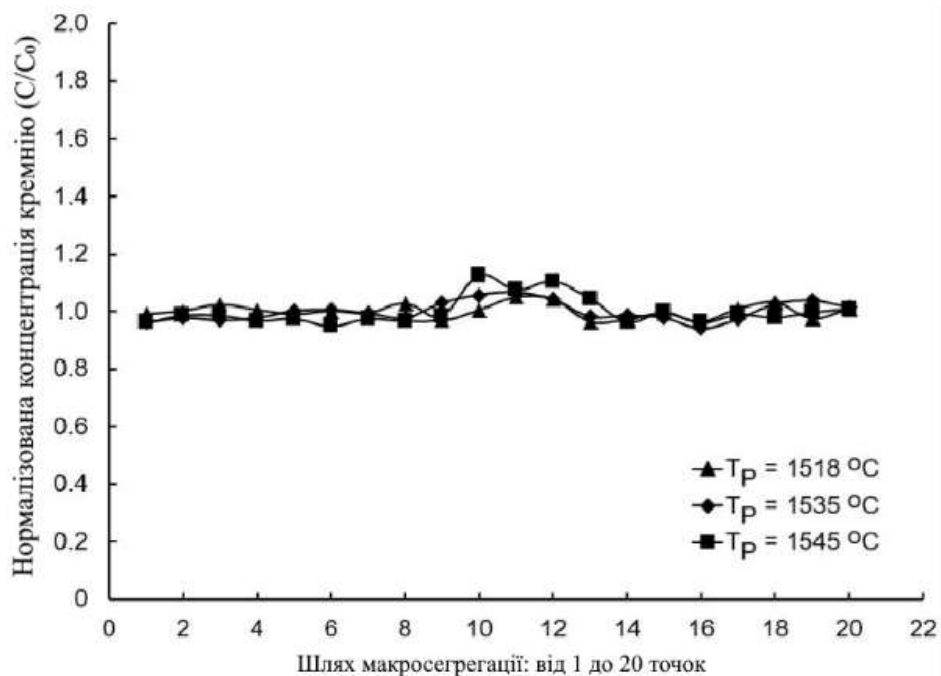


Рис. 2.10. Вплив температури розливу (T_p) на профіль макросегрегації кремнію

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [48]

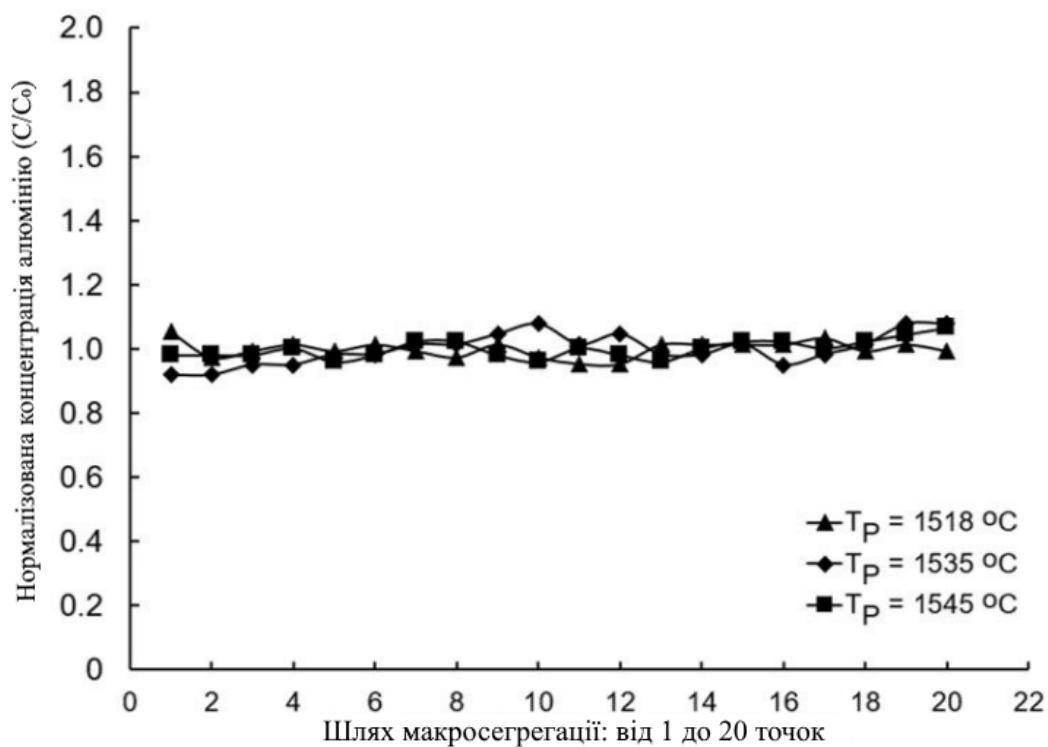


Рис. 2.11. Вплив температури розливу (T_p) на профіль макросегрегації алюмінію

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [48]

На рисунку 2.6 показано експериментально отримані профілі концентрації вуглецю уздовж шляху макросегрегації — від нижньої поверхні сляба (точка 1) до верхньої (точка 20) — для різних температур розливу. Із рисунка б видно, що при температурі розливу $T_p = 1545 \text{ }^\circ\text{C}$ спостерігається висока пікова макросегрегація в центрі сляба та зони негативної сегрегації поблизу центра.

На рисунках 2.7 і 2.8 подано відповідно профілі макросегрегації фосфору та сірки.

Подібні профілі макросегрегації домішок (C, P, S) були виявлені на рисунках 2.6–2.8, із піками макросегрегації в центральній зоні сляба.

Цікаво зазначити, що у всіх випадках, наведених на рисунках 2.6–2.8, найбільш виражена макросегрегація в центрі сляба спостерігалась при високих температурах розливу. Профілі макросегрегації марганцю, кремнію та алюмінію наведено відповідно на рисунках 2.9–2.11.

Хоча макросегрегація, показана на рисунках 2.9–2.11, також має схожі форми профілю, видно, що найбільша вираженість макросегрегації спостерігається для вуглецю, фосфору і сірки (рисунки 2.6–2.8), порівняно з результатами для марганцю, кремнію та алюмінію (рисунки 2.9–2.11). Це пояснюється тим, що коефіцієнти розподілу для вуглецю, фосфору та сірки є нижчими, ніж для марганцю, кремнію та алюмінію (таблиця 2.3).

Ці результати свідчать, що домішки з високим коефіцієнтом розподілу, як-от марганець, кремній і алюміній, затримуються в зоні, що твердне, а отже — сегрегація таких елементів до центру сляба пригнічується у процесі безперервного лиття.

Температури розливу, пов'язані з макроструктурними характеристиками слябів, підсумовані в таблиці 2.4.

Як видно з таблиці 2.4 та рисунків 2.12а–с, макроструктура сталевих слябів значною мірою залежить від температури розливу. Макроструктурну зону досліджених слябів можна умовно поділити на чотири типи: зона охолодження (chilled), колоніальна зона, рівновісна (equiaxed) зона та глобулярна.

Таблиця 2.4.

Температура розливу (P_t) та макроструктура

Температура розливу, P_t (°C)	Частка зон охолодження (об. %)	Частка колоніальної макроструктури (об. %)	Частка рівновісної макроструктури (об. %)	Частка глобулярної макроструктури (об. %)
1518	9	26	25	40
1532	3	77	20	0
1535	3	79	18	0
1539	3	80	17	0
1545	2	79	19	0

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [48]

У всіх зразках на поверхні знизу спостерігалась тонка рівновісна зона охолодження (рисунки 2.12а–с).

На основі порівняльного аналізу результатів, наведених на рисунках 2.12а–с та таблиці 2.4, можна зробити висновок, що зменшення температури розливу призводить до розширення рівновісної зони охолодження та скорочення довжини колоніальної зони (тобто CET — колоніально-рівновісного переходу) (рисунок 2.12а). Також у структурі рисунка 2.12а видно, що рівновісна структура частково замінюється глобулярною в центральних зонах сляба.

Отримані результати узгоджуються з висновками Pikkariainen та ін. [39].

Варто зазначити, що залежно від промислового застосування перевага може надаватись певному типу макроструктури — наприклад, рівновісна структура бажана для деталей двигунів, а колоніальна — для лопаток турбін [43, 44].

Рівновісні зерна можуть зароджуватись і рости перед фронтом колоніального тверднення, викликаючи перехід CET (рисунок 2.12), що має

велике значення для оцінки та проєктування механічних властивостей твердого виробу.

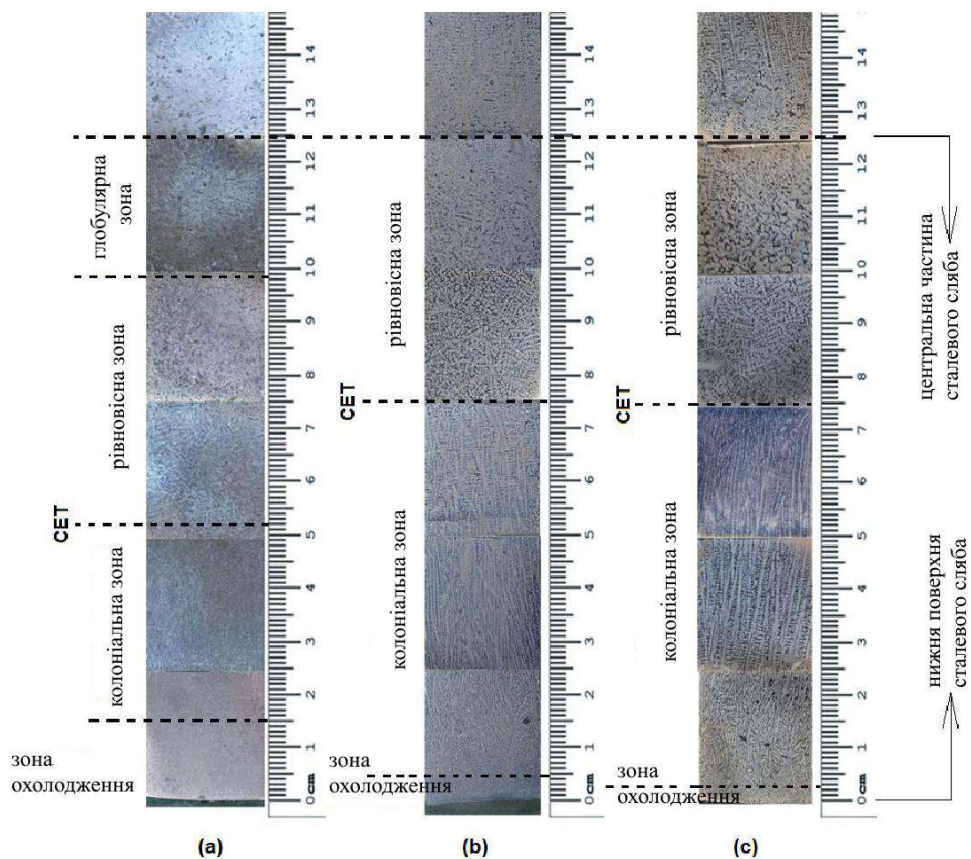


Рис. 2.12. Розподіл макроструктури при окремих температурах розливу, експериментально зафіксований від нижньої поверхні сталевого сляба: а) $P_t = 1518 \text{ }^\circ\text{C}$, б) $P_t = 1535 \text{ }^\circ\text{C}$, в) $P_t = 1545 \text{ }^\circ\text{C}$

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [48]

Низька температура розливу сприяє формуванню рівновісної зони охолодження — завдяки вищій швидкості зародження при охолодженні. Згідно з Drozd [22], при високих температурах розливу рівновісна зона може взагалі не формуватися, і структура буде повністю колоніальною.

Залежність між вторинною міждендритною відстанню і температурою розливу зображено на рисунках 2.13а–д. Там показано результати п'яти експериментів у різних зонах сляба.

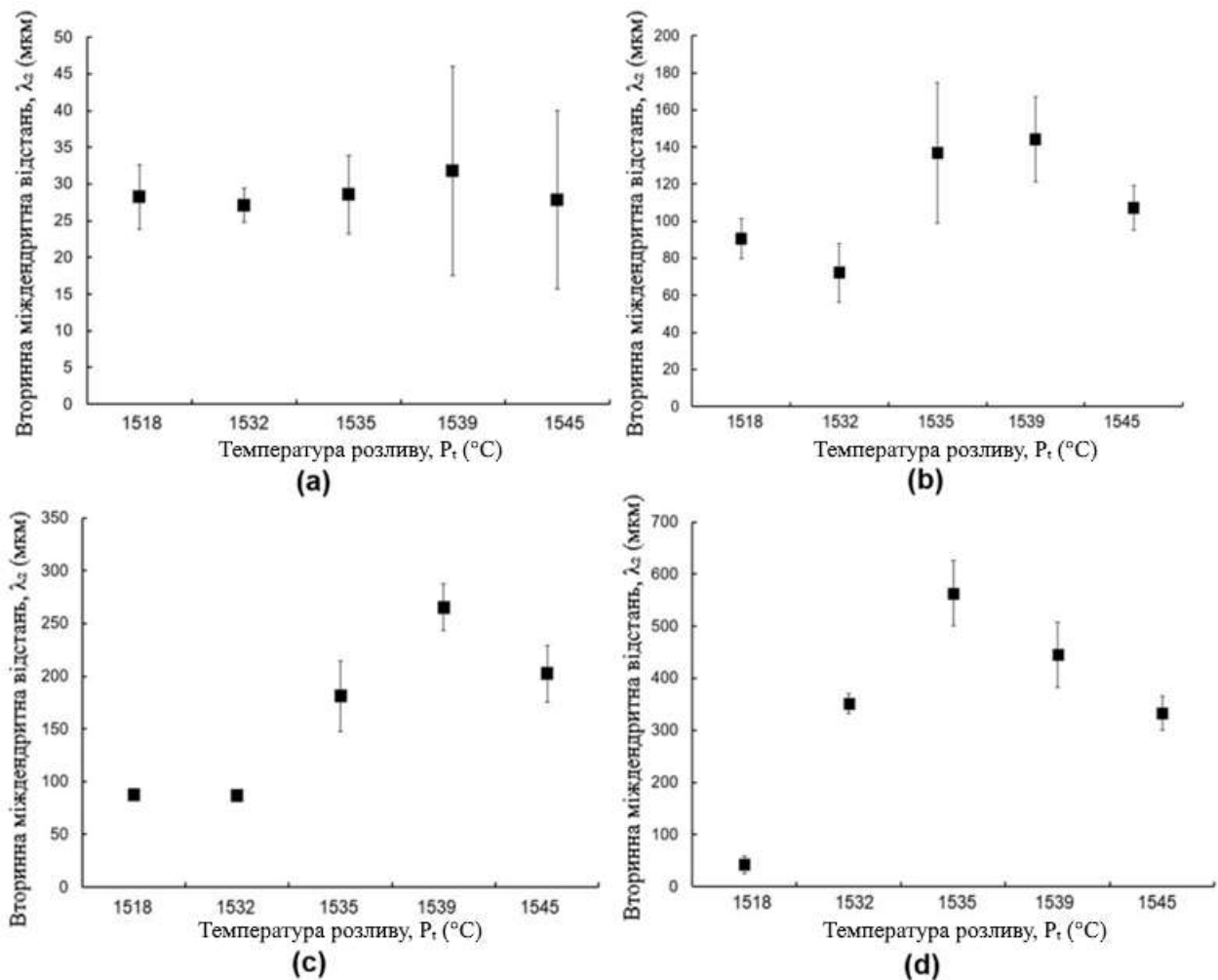


Рис. 2.13. Залежність вторинної міждендритної відстані (λ_2) від температури розливу (P_t) для різних ділянок: а) 0–0,5 см, б) 0,6–2,5 см, в) 2,6–5,0 см, д) 5,1–7,5 см

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [48]

У всіх випадках (рисунки 2.13а–д) видно, що температура розливу (P_t) суттєво впливає на вторинну міждендритну відстань (λ_2): зниження температури розливу сприяє подрібненню структури. У зонах, ближчих до нижньої поверхні сляба (рисунок 30а), цей вплив менш помітний, ніж у віддаленіших зонах (рисунки 13б–д). Наприклад, у зоні 0–0,5 см, при температурі розливу 1538 °C середнє λ_2 становило 28 мкм, а при 1539 °C — 32 мкм, тобто зменшення на 12,5 %. У зоні 5,1–7,5 см середня λ_2 при 1518 °C становила 42 мкм, а при 1535 °C — 563 мкм, тобто зменшення на 92,5 %.

Варто зауважити, що зона 0–0.5 см складається з дуже дрібної рівновісної структури (зони охолодження), яка зазнає найбільшого охолодження через близькість до нижньої поверхні.

Залежність λ_2 від довжини сляба для різних температур розливу показано на рисунку 2.14.

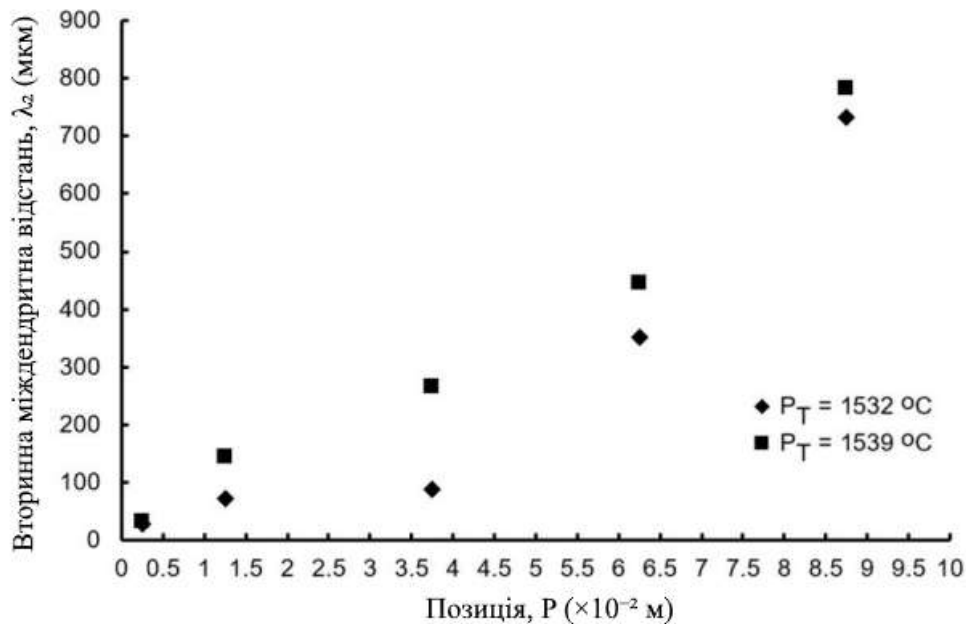


Рис. 2.14. Вторинна міждендритна відстань (λ_2) залежно від положення (P) у сталевому слябі

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [48]

Видно, що зменшення температури розливу (P_T) викликає зменшення λ_2 , хоча профіль уздовж сляба залишається подібним у всіх випадках. З рисунка 2.14 видно, що міждендритна відстань поступово зростає від нижньої поверхні до центру сляба, що пояснюється зменшенням швидкості охолодження з віддаленням від поверхні.

Згідно з Ferreira та ін. [45] і Sales та ін. [46], швидкість охолодження — це чинник, який діє паралельно до температури розливу та впливає на розміри й морфологію макроструктури відлитого матеріалу.

Залежність між швидкістю охолодження, λ_2 та концентрацією вуглецю зображена на рисунку 2.15. Цей результат отримано на основі емпіричної моделі, запропонованої Won і Thomas [47]. Вона базується на експериментальних даних при різних швидкостях охолодження та вмісті вуглецю.

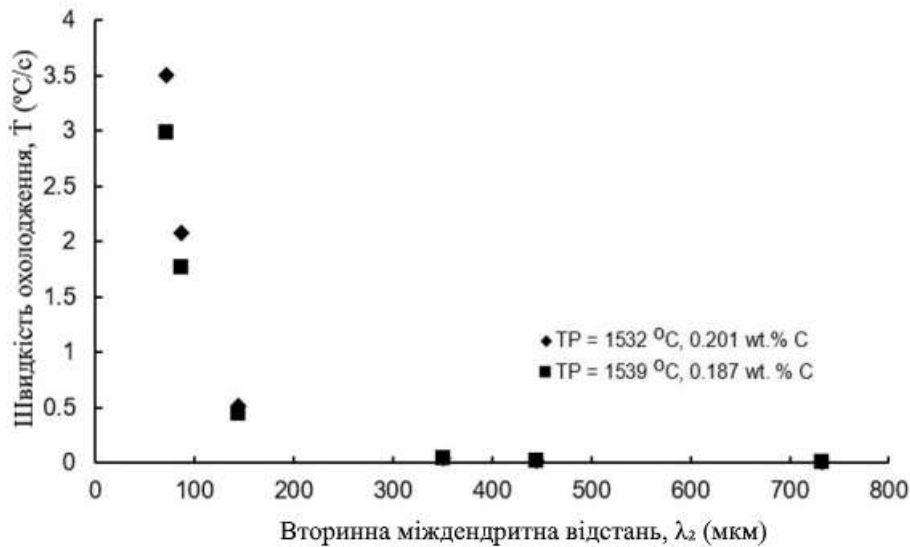


Рис. 2.15. Швидкість охолодження (\dot{T}) як функція вторинної міждендритної відстані (λ_2)

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [48]

Найкраще підібране рівняння має вигляд:

$$\lambda_2 = 143,9\dot{T}^{-0,3616} \cdot C_c^{(0,5501-0,1996C_c)} \quad (2.1)$$

де \dot{T} — швидкість охолодження (°C/c), C_c — концентрація вуглецю (мас. % C).

У цій роботі, шляхом перетворення рівняння, було отримано функцію швидкості охолодження як залежність від λ_2 та концентрації вуглецю:

$$\dot{T} = f(\lambda_2, C_c) \quad (2.2)$$

Виявлено, що зі збільшенням λ_2 швидкість охолодження різко знижується. Водночас вона зростає при збільшенні вмісту вуглецю з 0.187 до 0.201 %.

Згідно з цією моделлю, підвищення вмісту вуглецю викликає незначне зростання швидкості охолодження в процесі тверднення сталі.

Варто підкреслити, що швидкість охолодження та вторинна міждендритна відстань λ_2 відіграють важливу роль у формуванні механічних властивостей сляба, оскільки вони змінюються по довжині — від нижньої поверхні до центру сляба.

Результати свідчать, що найвища швидкість охолодження досягається біля нижньої поверхні сляба, а найвищі значення λ_2 — у центральній частині сляба.

2.2. Метод оцінювання макро- та мікросегрегації при безперервному литті широких слябів

Як вже багаторазово зазначалось у технічній літературі, сегрегація, що виникає при безперервному литті сталі, може проявлятися як у мікромасштабі — внаслідок останньої рідини, що затвердіває між дендритами, — так і у масштабі всієї заготовки, у її серцевині. Ці явища відповідно називають мікро- та макросегрегацією.

Практично неможливо усунути розподіл концентрацій легуючих елементів, що формується під час сегрегації у процесі тверднення — цей розподіл зберігається навіть після подальших операцій гарячої та холодної прокатки, а також відпалу [49]. Найтипівішим проявом цього ефекту є мікроструктурне шарування — тобто чергування поздовжніх смуг фериту та перліту.

Дороговартісна нормалізувальна термообробка може усунути перлітне шарування, але не здатна повністю усунути мікросегрегацію в сплаві [50]. Відсутність контролю над сегрегацією може суттєво впливати на властивості готової сталевих продукції в різноманітних аспектах [51].

Постійне підвищення вимог до якості сталевий продукції разом із тиском на зменшення її собівартості стимулювало проведення численних досліджень, спрямованих на розуміння та моделювання металургійних процесів, пов'язаних із сегрегацією.

Одне з найвизначніших досліджень у цій сфері було проведене Won і Thomas [52] на основі моделі Clyne–Kurz [53], що входить до глобальної моделі одномірного теплопереносу та тверднення при безперервному литті слябів — CON1D [54], яка постійно удосконалюється Консорціумом з безперервного лиття (Continuous Casting Consortium).

Альтернативний підхід, що активно застосовується останнім часом — це моделювання тверднення та пов'язаної з ним сегрегації за допомогою програм обчислювальної термодинаміки, таких як Thermo-Calc і FactSage.

У цьому контексті також почали використовуватись інструменти штучного інтелекту [55].

Попереднє дослідження, проведене спільно компаніями Gerdau Ouro Branco та CBMM, вивчало вплив мікросегрегації на формування мікроструктури, зокрема — розподіл розмірів мікролегованих преципітатів у міждендритній області пластин [56].

Ця робота стала відправною точкою для більш цільових досліджень з безперервного лиття слябів, до яких згодом долучився й Консорціум з безперервного лиття (ССС). У цьому дослідженні докладно охарактеризовано центральну сегрегацію (по центральній лінії), яка виникає в слябах під час безперервного лиття на даному підприємстві.

2.2.1. Методика досліджень

Промисловий експеримент було проведено для сталі класу HSLA, мікролегованої Nb–Ti, отриманої шляхом безперервного лиття. Зразок було відібрано з промковша після гомогенізації. Хімічний склад наведено в таблиці 2.5 — далі він згадується як “базовий склад”.

Таблиця 2.5.

Базовий хімічний склад проби (масова частка, %)

C	Mn	Nb	Ti	P	S
0,15	1,35	0,026	0,015	0,021	0,005

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [68]

Серед елементів, що входять до складу сталі, у цьому дослідженні для оцінки сегрегації обрано шість найбільш значущих. Вибір зроблено з урахуванням коефіцієнтів розподілу та дифузії в δ -фериті й аустеніті [57].

Плавка дала сляб розміром 250×2107 мм. Під час лиття відібрали зразок довжиною 80 мм. Після повітряного охолодження зразок сляба було розрізано на 7 частин (рисунок 2.16а), відшліфовано та протравлено в HCl для виявлення макроструктури сляба й центральної сегрегації.

Далі було вирізано менші зразки — за методикою відбору по товщині та по ширині — для отримання 5 макрозрізів, згідно з рисунком 2.16а. Ці зразки знову відшліфовували та направили на аналіз у спектрометр оптичного випромінювання (OES), де виконали визначення локального хімічного складу у точках, позначених на рисунках 2.16b та 2.16c.

Основна мета — визначити відмінності між базовим складом (табл. 2.5) і локальним складом матеріалу.

Після виявлення зон з підвищеною концентрацією, що визначають центральну сегрегацію, серед зразків 2–6 (рисунок 2.16а) було обрано два: один із вираженою сегрегацією, інший — без помітної концентрації.

Металографічний аналіз для визначення характеристик матриці сталі та дендритної мікроструктури виконували на зразках, розміщених на глибині 37.5 мм від верхньої поверхні сляба (внутрішній радіус) та по центральній лінії — для порівняння між останньою зоною тверднення (центр) і проміжною.

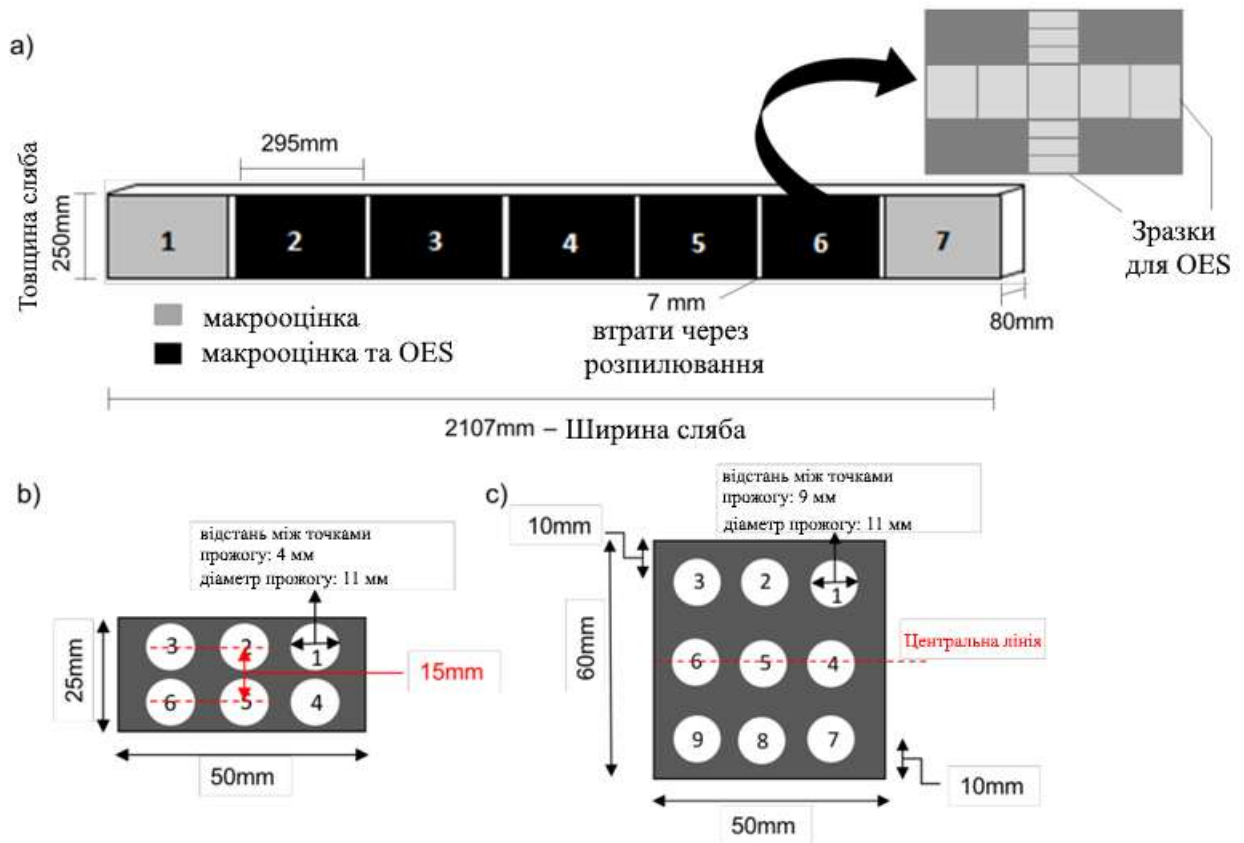


Рис. 2.16. (а) Зразки для макро-офарблення, взяті по ширині сляба, із деталізацією менших зразків для OES (оптичної емісійної спектрометрії). (б) Зразок у напрямку товщини для OES. (с) Зразок у напрямку ширини для OES. Цифри від 1 до 6 на зображеннях (б) та (с) позначають окремі точки опромінення OES.

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [68]

Для витравлення використовували два різних реагенти: 2 % Nital для першого етапу та 2 % Picral для другого.

Під час тверднення в м'якій зоні співіснують тверді дендрити та міждендритна рідина. Сегрегація значною мірою залежить від мікроструктурних розмірних характеристик дендритів, зокрема — від вторинної міждендритної відстані (SDAS) [58].

У цьому дослідженні SDAS було визначено двома способами: перше — шляхом прямого вимірювання за допомогою методу перетинів на мікрофотографіях, отриманих через металографічний мікроскоп з CCD-камерою

та відповідним ПЗ для обробки зображень; друге — розраховано за формулою (опис — у наступному підрозділі).

Оскільки розчинність домішок у твердій фазі менша, ніж у рідкій, концентрація цих елементів у первинній твердій фазі нижча, ніж у рідині.

Ураховуючи, що такий розподіл повторюється до завершення тверднення, центр сляба є зоною з найбільшим збагаченням домішками. Саме в цій зоні, після витіснення тверднучим фронтом, і зосереджуються мікроскопічні частинки другої фази.

Для ідентифікації цих частинок у центрі сляба було проведено аналіз методом SEM-EDS.

2.2.2. Моделювання дослідження

У літературі подано чимало емпіричних залежностей [59], майже всі з яких встановлюють зв'язок між SDAS та часом тверднення або швидкістю охолодження. У деяких роботах також зазначено вплив вмісту вуглецю як аргументу в рівняннях [52, 59, 60]. Виходячи з цього, вимірювання SDAS може дати цінну інформацію для оцінки параметрів процесу тверднення. У цьому дослідженні використано емпіричну залежність, запропоновану Won і Thomas [52], яка реалізована в моделі CON1D [52, 54].

У цій роботі застосовано добре відому й широко описану в літературі модель тверднення під час безперервного лиття — CON1D. У модель були введені параметри процесу дослідної плавки та геометричні характеристики машини безперервного лиття слябів металургійного комбінату Gerdau Ouro Branco для отримання таких результатів, як положення *solidus* і *liquidus*, довжина м'якої зони, швидкість охолодження та локальний час тверднення. Останні два параметри використовуються для розрахунків SDAS.

У таблиці 2.6 наведено найбільш важливі вхідні дані для цього розрахунку.

Таблиця 2.6.

**Основні дані процесу лиття, отримані з дослідної плавки та використані як
вхідні дані в моделі CON1D**

Вхідні дані	Значення
Переріз сляба [мм]	250 × 2107
Перегрів [°C]	25
Швидкість розливу [м/хв]	0,90
Металургійна довжина [м]	36,9
Геометрія кристалізатора	Пряма
Довжина кристалізатора* [мм]	800
Діаметр валків [мм]	Сегмент згину: 150 Сегменти вигину: 230 Випрямлячі: 300
Кут розпилення вторинного охолодження [град]	Сегмент згину: 105 Вигин і випрямлячі: 110

* Довжина кристалізатора вказана від меніска до кінця форми.

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [68]

Розрахунок тверднення багатокомпонентного сплаву проводився на основі базового складу, наведеного раніше в таблиці 1. Додатково враховувались: N = 0.0034 %, а Fe — решта балансу. Вміст другої фази оцінювався на основі моделі рівноважного охолодження з урахуванням зворотної дифузії в модулі Equilb програми FactSage 8.2. Охолодження моделювалось із припущенням про нескінченно швидку дифузію домішок у рідині. Також враховано перерозподіл домішок із швидкою дифузією у твердій фазі, що описується другим законом Фіка. Оскільки розподіл домішок призводить до суттєвих змін концентрації й утворення градієнтів попереду інтерфейсу твердого/рідкого [60], врахування зворотної дифузії у симуляції є логічним, оскільки цей процес її і зумовлює.

2.2.3. Результати дослідження

На рисунку 2.17 зображено карту концентрації С, Мп, Nb, Ті, S і Р для зразків 2–6. Кожен малий квадрат відповідає окремому аналізу, як показано раніше на рисунку 2.16.

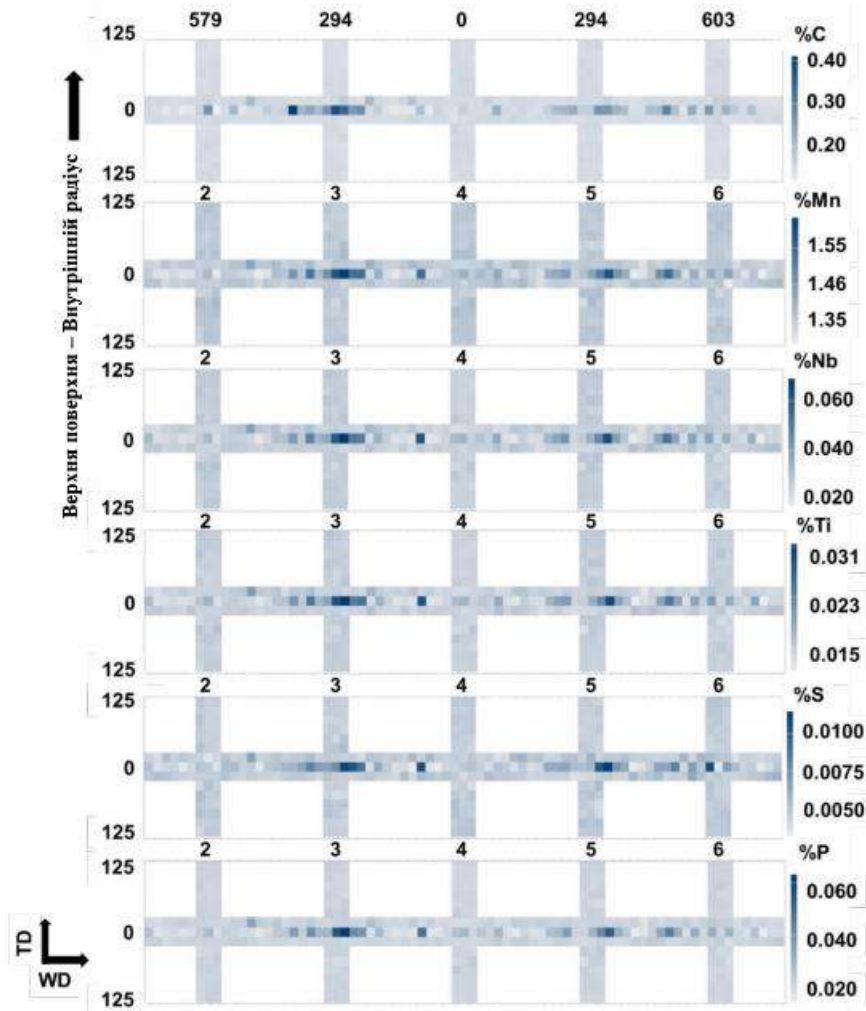


Рис. 2.17. Карта концентрацій елементів С, Мп, Nb, Ті, S та Р з урахуванням напрямків по товщині та ширині сляба. TD: напрямок по товщині (Thickness Direction). WD: напрямок по ширині (Width Direction). Зразки 2–6. Товщина і ширина вказані в міліметрах.
Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [68]

Темні зони означають вищу концентрацію. Фактично, від верхньої та нижньої поверхонь сляба до глибини 112 мм не спостерігається суттєвої зміни концентрації (як з боку внутрішнього, так і зовнішнього радіуса). Рисунок 2.17 також демонструє профіль сегрегації в поперечному перерізі досліджуваного сляба. Зони з вираженою сегрегацією (зразок 3 та область між зразками 5 і 6) ймовірно відповідають виступаючим частинам нерівного фронту тверднення, як показано на рисунку 2.18.

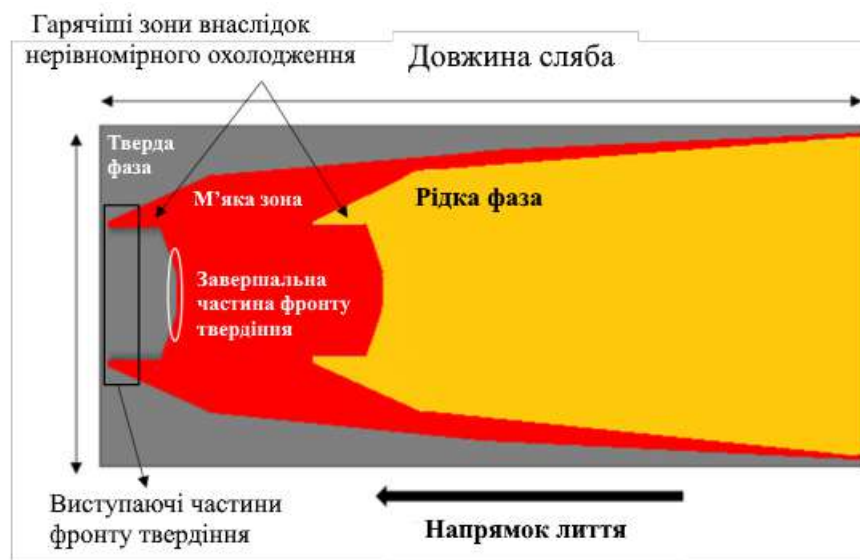


Рис. 2.18. Ймовірна форма фронту затвердіння внаслідок нерівномірного охолодження по ширині сляба

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [68]

Ці частини — останні, що тверднуть, тому рідке ядро в цих місцях є найбагатшим на домішки. Натомість центр сляба (зразок 4) може відповідати центральній частині фронту тверднення, яка твердіє першою і, відповідно, має найнижчу концентрацію домішок. Ймовірну форму фронту тверднення можна уявити як аналогію з літерою “U” (див. рисунок 2.18). Li та ін. [61] і Long і Chen [62] повідомляють про подібний макросегрегаційний профіль. Обидва дослідження вказують на нерівномірне вторинне охолодження по ширині сляба та невідповідну швидкість лиття як головні причини макросегрегації, подібної

до тієї, що показана на рисунку 2.17. Додатково, після м'якої редукції, можливе “захоплення” збагаченої рідини, яка залишилась у виступаючих частинах фронту тверднення — саме в цих зонах і зафіксовано сильну центральну сегрегацію. За винятком Mn, концентрація інших елементів може бути в 2–3 рази вищою, ніж у базовому складі. Хоча зростання концентрації спостерігається й у центрі зразка 4 (центр по ширині), воно становить лише близько 30 % відносно базового складу. Недавнє дослідження [63] повідомляє, що приріст концентрації C, P і S у піковій зоні центральної сегрегації може подвоюватись. Інший автор [64] повідомив, що концентрація вуглецю зростає у 3.3 рази в розрахунках за умовою, що частка твердої фази становить 0.99 — для широких і важких перитектичних слябів із базовим вмістом 0.13 %.

На рисунках 2.19 та 2.20 показано металографію структурних характеристик сталеві матриці та дендритної мікроструктури відповідно для зразка 3 (з вираженою сегрегацією) та зразка 4 (без помітної сегрегації). Як видно з рисунка 2.19, SDAS і структура сталеві матриці в зоні центральної сегрегації суттєво відрізняються від проміжної зони (37,5 мм). Перлітні колонії, зображені на рисунку 2.19с, свідчать про підвищений вміст вуглецю, тоді як структура матриці й фаз, що спостерігається на рисунку 2.19а, відповідає перитектичному середньовуглецевому базовому складу. Мікроструктура тверднення, показана на рисунках 2.19b і 2.19d, також відповідає цій закономірності: у другому випадку, який відповідає центральній зоні, спостерігаються тонші вторинні дендритні відростки порівняно з проміжною ділянкою.

Цей факт безпосередньо впливає на SDAS, що пов'язано з підвищеним вмістом вуглецю та збагаченням розплаву домішками в центрі. Хоча на рисунку 2.20 спостерігається різниця між центральною частиною та проміжною зоною (37,5 мм), контраст між цими ділянками є незначним. Структура сталеві матриці та її склад у центральній зоні узгоджується з очікуваним рівнем сегрегації для звичайної сталі класу HSLA з 0,15 % C і не вказує на наявність дефектів лиття, що могли б знизити внутрішню якість сляба.

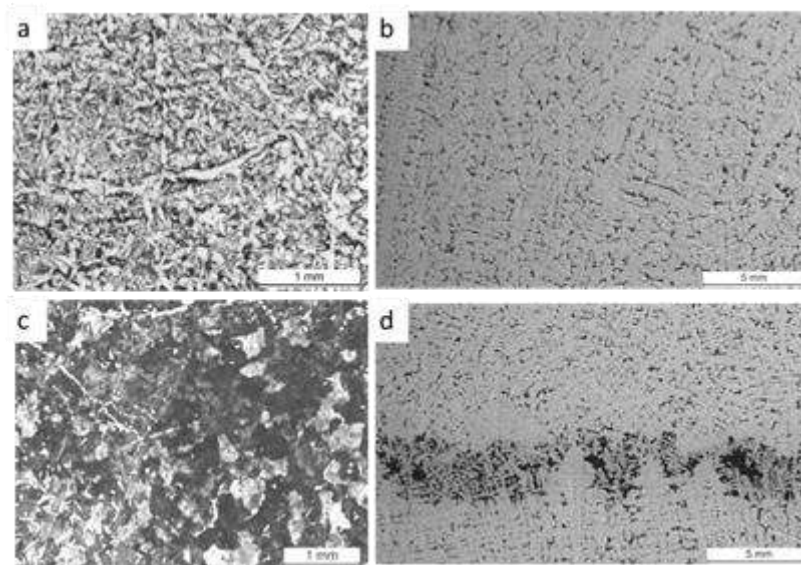


Рис. 2.19. Мікроструктура зразка 3. (a) і (b) — мікроструктура, спостережена на глибині 37,5 мм від верхньої поверхні — внутрішній радіус; (c) і (d) — мікроструктура в зоні центральної сегрегації.

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [68]

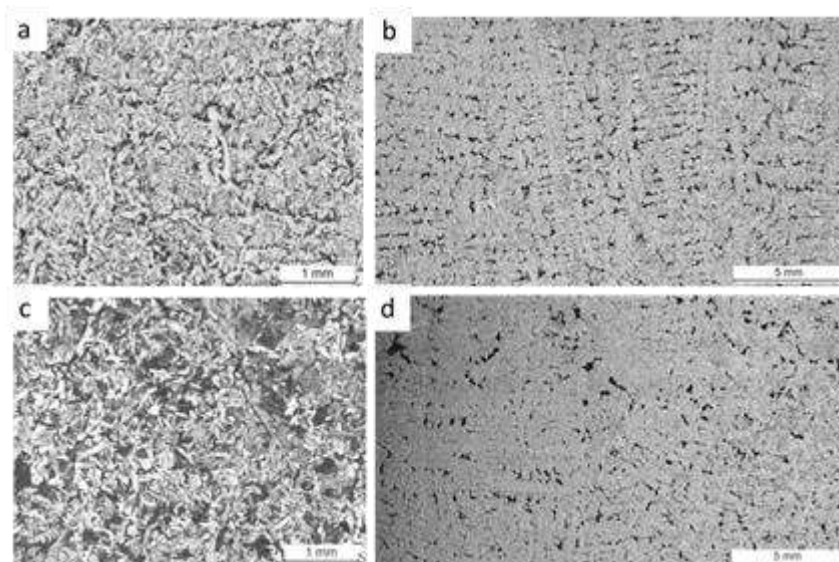


Рис. 2.20. Мікроструктура зразка 4. (a) і (b) — мікроструктура, спостережена на глибині 37,5 мм від верхньої поверхні — внутрішній радіус; (c) і (d) — мікроструктура в зоні центральної сегрегації.

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [68]

Рисунки 2.21 і 2.22 демонструють частинки другої фази, виявлені в зоні центральної сегрегації відповідно для зразків 3 (виражена сегрегація) та 4 (без

помітної сегрегації). Як зазначалося раніше, можлива нерівномірна інтенсивність охолодження по ширині сляба могла спричинити формування нерівного фронту тверднення (рисунок 2.18). У такому випадку очікується, що виступаючі частини фронту тверднення виникають у зонах з найменшою інтенсивністю охолодження. Рідке ядро в цих ділянках є найбагатшим не лише за вмістом домішок, але й за кількістю частинок другої фази.

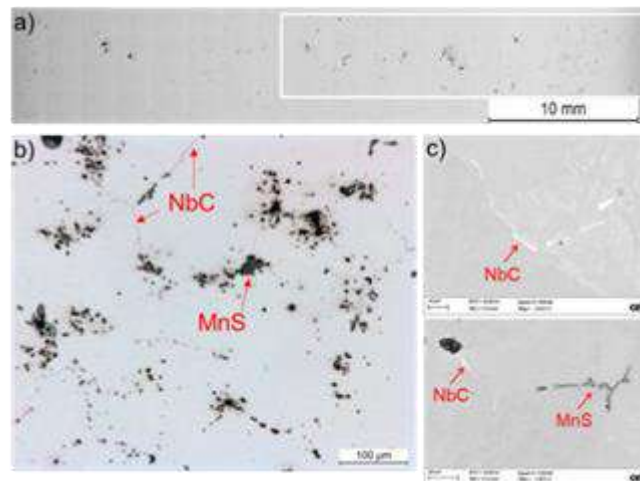


Рис. 2.21. Частинки другої фази в зоні центральної сегрегації — зразок 3.
(a) — макроструктура; (b) і (c) — NbC та MnS, розсіяні в сталевій матриці
 Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [68]

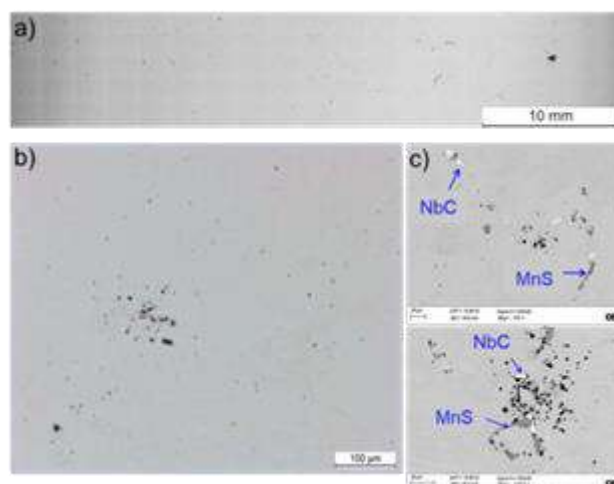


Рис. 2.22. Частинки другої фази в зоні центральної сегрегації — зразок 4.
(a) — макроструктура; (b) і (c) — NbC та MnS, розсіяні в сталевій матриці.
 Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [68]

Рисунки 2.21b та 2.21c вказують, що частинки NbC осідають на межах зерен у формі ланцюжків. Цей факт підтверджується результатами Gladman [65], згідно з якими можливе утворення й інших форм NbC, однак вони настільки малі, що їх неможливо виявити методом EDS. Також рисунок 2.21b вказує на можливу присутність MnS, який асоціюється або покриває оксидні включення (чорні точки всередині сірої маси — ймовірно, оксиди, вилучені під час шліфування/полірування зразка).

Рисунок 2.22 демонструє аналіз типової ділянки центральної сегрегації зі зразка 4. Оскільки цей зразок, імовірно, походить з пізнішої частини фронту тверднення, логічно припустити, що рідина в цій зоні була біднішою, ніж у виступаючих частинах. Як наслідок, рідина не лише містила менше домішок, а й менше частинок другої фази порівняно з виступаючими частинами фронту тверднення. Профіль, що спостерігається на рисунках 2.21 і 2.22, відповідає результатам рисунка 2.17, тобто висока концентрація домішок пов'язана з присутністю/кількістю частинок другої фази. Іншими словами, макросегрегація пов'язана не лише з концентрацією домішок, але й з формуванням частинок другої фази.

SDAS було оцінено на основі фактичних значень витрати води в зонах первинного та вторинного охолодження. Для зразка 3 було змодельовано крайову зону, а для зразка 4 — центральну. За прийнятої стратегії охолодження для цієї марки сталі різниця між зонами була незначною. На рисунку 2.23 наведено порівняння вимірених і розрахованих значень.

Результати моделі CON1D показали подібну поведінку до експериментальних вимірювань. Загалом відмінності між зразками були невеликі, однак найбільш суттєвою є помітне зменшення SDAS у двох останніх точках вимірювання для зразка 3. Це пояснюється збагаченням рідини: температури liquidus і solidus знижуються, відповідно, зменшується і час тверднення. Оскільки SDAS прямо пропорційний до часу тверднення [52, 54, 59, 60], така поведінка є очікуваною. Аналогічно для зразка 4: останні два значення

SDAS (102,5 і 125,0 мм) практично збіглися як за вимірюваннями, так і за розрахунками — це свідчить, що остання рідина не суттєво відрізнялась від зони на 102,5 мм, а отже час тверднення в цих точках був майже однаковий.

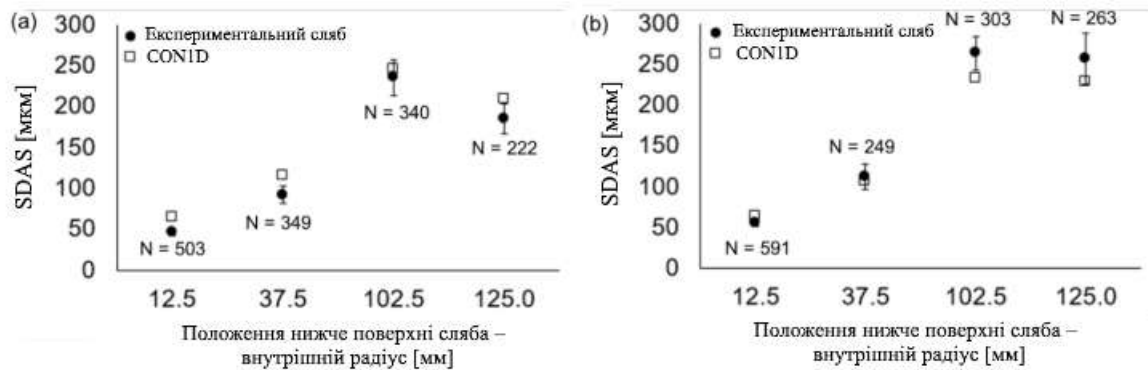


Рис. 2.23. Порівняння SDAS (середній дендритний вторинний інтервал) між випробуваним слябом і CON1D. (a) — зразок 3 — сильна сегрегація; (b) — зразок 4 — слабка сегрегація. Верхня і нижня межі показують одне стандартне відхилення вимірювань (N) у випробуваному слябі для кожної позиції.

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [68]

На рисунку 2.24 представлено результат розрахунку охолодження з урахуванням рівноваги та зворотної дифузії, виконаний у програмі FactSage 8.2. У симуляції прийнято 100 г реагентів/продуктів і складові умови.

Як видно з рисунка 2.24, NbC і MnS є основними частинками другої фази у цій плавці. Цей прогноз узгоджується з результатами, показаними на рисунках 2.21 і 2.22. Водночас передбачений вміст TiN був майже таким же, як і MnS. Ймовірною причиною, чому TiN не було виявлено на згаданих рисунках, є обмеження роздільної здатності використаних мікроскопів (оптичний та SEM): частинки менш ніж 2 мкм важко достовірно ідентифікувати. Stock [66] повідомив, що менше 10 % преципітатів TiN у сталі класу HSLA Nb-Ti, охолодженій із типовою швидкістю в центрі сляба (0.1 °C/c; у даній роботі CON1D спрогнозував 0.13 °C/c), мають розмір понад 1 мкм. У такому випадку необхідно застосовувати інші методи, наприклад ТЕМ або STEM [66, 67].

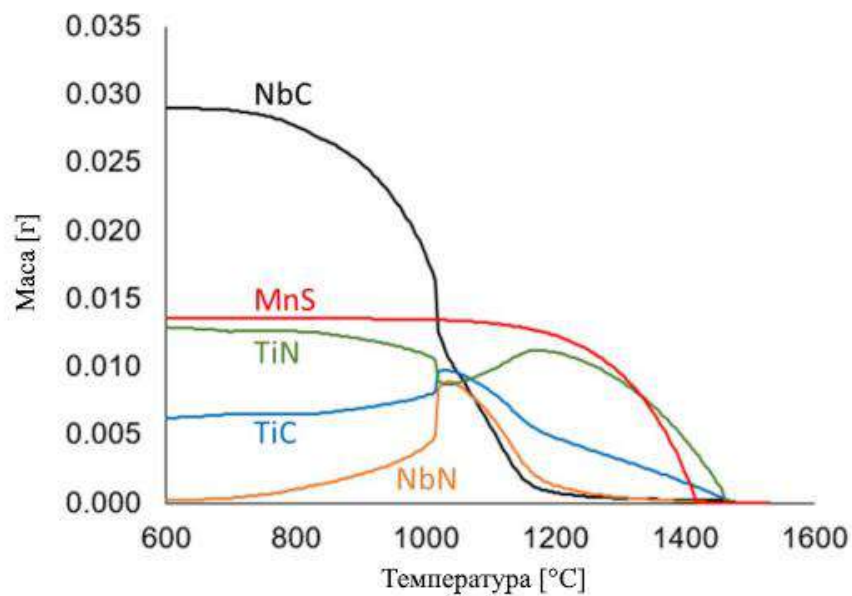


Рис. 2.24. Масова частка другої фази при рівноважному охолодженні з урахуванням зворотної дифузії в модулі Equilib програми FactSage 8.2

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [68]

На рисунку 2.25 показано поздовжній вигляд м'якої зони заготовки. Зображено положення температур liquidus і solidus, а також довжину м'якої зони для кожного випадку: експериментального сляба (дані з системи моніторингу машини безперервного лиття) та моделювання в CON1D, яке використовувало набір даних, отриманий з сервера тестування машини. Як видно, відмінність у 150 мм за положенням liquidus є незначною порівняно з розмірами сегментів і валків. Наприклад, у зоні 14,5 м на машині діаметр валка становить 230 мм. Це свідчить, що різниця між CON1D і фактичними даними не перевищує одного валка. Положення solidus, яке є більш чутливим до змін у процесі лиття, за моделлю CON1D було визначено на 730 мм раніше, ніж за даними машини. На глибині 21 м діаметр валків становить близько 300 мм, тобто розбіжність еквівалентна приблизно 2,5 валка. Враховуючи, що кожен сегмент містить сім рядів валків, ці відхилення вважаються незначними, а модель CON1D показала високу відповідність до фактичних виробничих даних машини.

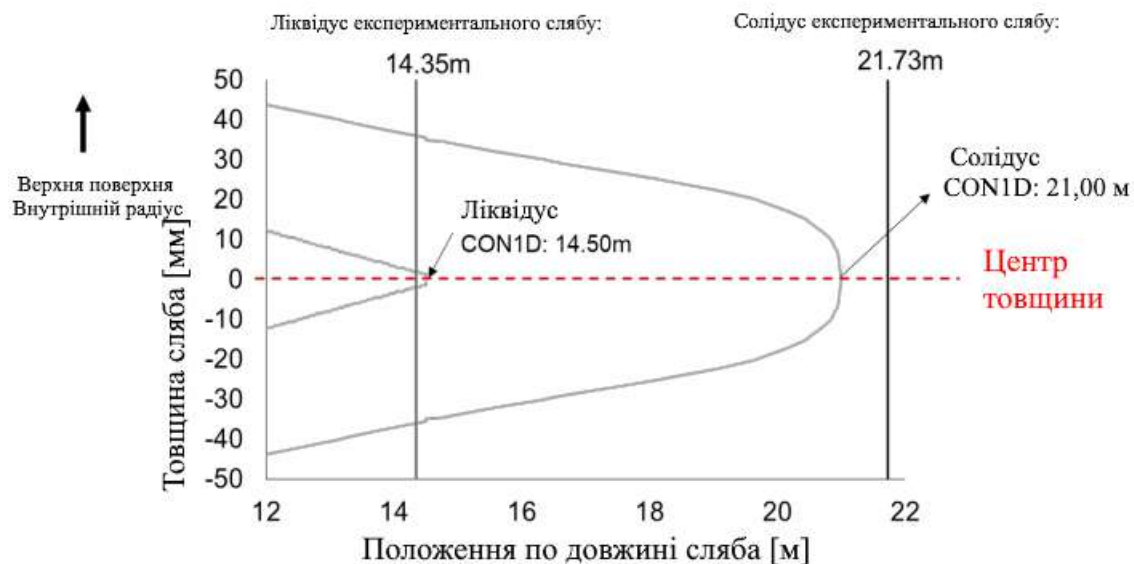


Рис. 2.25. Схематичне зображення подовжнього перерізу зони пастоподібної суміші в кристалізаторі, з порівнянням точок ліквідусу і солідусу між даними ливарного агрегату та розрахунками CON1D.

Примітка. Джерело: Розроблено із використанням [68]

3. ОХОРОНА ПРАЦІ

Охорона праці є невід'ємною складовою ефективного функціонування будь-якого підприємства, особливо в галузях з підвищеним рівнем ризику, таких як металургія, машинобудування та хімічна промисловість. Її основна мета — запобігання виробничим травмам, професійним захворюванням і смертельним випадкам, що не лише зберігає життя та здоров'я працівників, але й сприяє підвищенню продуктивності та зниженню витрат підприємства.

Згідно з рекомендаціями Управління з охорони праці США (OSHA), впровадження ефективних програм з охорони праці допомагає підприємствам:

- запобігати травмам і захворюванням на робочому місці;
- покращувати дотримання законодавства та нормативних вимог;
- зменшувати витрати, включаючи значне зниження страхових внесків;
- залучати працівників до процесів безпеки;
- підвищувати продуктивність і покращувати загальні бізнес-операції.

Міжнародна організація праці (ILO) також підкреслює важливість системного підходу до управління охороною праці. Їхні рекомендації ILO-OSH 2001 спрямовані на створення безпечного та здорового робочого середовища шляхом усунення або мінімізації професійних ризиків. Ці рекомендації базуються на принципі постійного вдосконалення та включають елементи, такі як політика в галузі охорони праці, планування, впровадження, оцінка та вдосконалення системи управління.

Таким чином, охорона праці не є окремою функцією, а інтегрованою частиною загальної системи управління підприємством. Її ефективне впровадження сприяє не лише забезпеченню безпеки працівників, але й досягненню стратегічних цілей організації [69].

Ефективна система управління охороною праці (СУОП) є ключовим елементом забезпечення безпеки працівників на підприємстві. Вона передбачає систематичний підхід до виявлення, оцінки та контролю ризиків, а також до постійного вдосконалення умов праці.

Згідно з рекомендаціями Управління з охорони праці США (OSHA), ефективна СУОП повинна включати наступні основні елементи:

- Лідерство та зобов'язання керівництва: Керівництво повинно демонструвати явну прихильність до безпеки та здоров'я працівників, встановлюючи чіткі політики та цілі в цій сфері.
- Участь працівників: Працівники повинні активно залучатися до процесів виявлення небезпек, розробки та впровадження заходів безпеки, а також до оцінки ефективності СУОП.
- Виявлення та оцінка небезпек: Систематичне виявлення потенційних небезпек на робочому місці та оцінка пов'язаних з ними ризиків є основою для розробки ефективних заходів контролю.
- Запобігання та контроль небезпек: Впровадження заходів, спрямованих на усунення або зменшення впливу виявлених небезпек до прийняттого рівня.
- Навчання та освіта: Забезпечення належного навчання працівників щодо політик, процедур та практик безпеки, а також щодо їхніх ролей і обов'язків у СУОП.
- Оцінка програми та її вдосконалення: Регулярний моніторинг та аналіз ефективності СУОП з метою виявлення можливостей для її покращення.
- Комунікація та координація: Забезпечення ефективної внутрішньої та зовнішньої комунікації щодо питань безпеки та здоров'я, особливо у випадках співпраці з підрядниками або сторонніми організаціями.

Ці елементи створюють основу для побудови культури безпеки на підприємстві, де кожен працівник розуміє свою роль у забезпеченні безпечного робочого середовища [70].

Засоби індивідуального захисту (ЗІЗ) є останньою, але вкрай важливою лінією захисту працівника від впливу шкідливих та небезпечних виробничих факторів, які не можуть бути повністю усунені за допомогою інженерних або організаційних заходів. Вибір, застосування та обслуговування ЗІЗ повинні

базуватись на оцінці ризиків, специфіці виробничого середовища та характері виконуваних робіт.

Відповідно до рекомендацій Європейського агентства з безпеки та гігієни праці (EU-OSHA), до основних вимог щодо використання ЗІЗ належать:

- Оцінка ризиків перед використанням ЗІЗ: Роботодавець зобов'язаний оцінити всі ризики, які не можуть бути усунені іншими засобами, і на основі цієї оцінки визначити, які типи ЗІЗ є необхідними.
- Відповідність стандартам та сертифікація: Усі ЗІЗ, що використовуються на підприємстві, повинні бути сертифіковані та відповідати вимогам Директиви 89/686/ЄЕС (або Регламенту (ЄС) 2016/425), а також стандартам, які регулюють відповідний тип захисту (наприклад, EN 166 для захисту очей).
- Навчання та інструктаж персоналу: Працівники повинні пройти навчання щодо правильного використання, зберігання та обслуговування ЗІЗ. Неналежне використання ЗІЗ може суттєво знизити їхню ефективність.
- Індивідуальний підбір ЗІЗ: Засоби захисту повинні бути підібрані з урахуванням анатомічних особливостей працівника (розмір, сумісність із іншими ЗІЗ тощо), що підвищує комфорт та зменшує ризик відмови від їх використання.
- Регулярна перевірка та заміна: ЗІЗ повинні перевірятись на наявність ушкоджень перед кожним використанням. При виявленні дефектів – замінюватися.
- Категорії ЗІЗ: Найчастіше застосовуються такі категорії індивідуального захисту:
 - захист органів дихання (респіратори, маски),
 - захист очей та обличчя (захисні окуляри, щитки),
 - захист слуху (беруші, навушники),
 - захист голови (каски),
 - захист рук (рукавички з різних матеріалів),
 - захист тіла (спецодяг, фартухи),

- захист ніг (захисне взуття).

Використання ЗІЗ не замінює інших заходів з охорони праці, але є обов'язковим компонентом у зниженні ризиків у реальному виробничому середовищі. Правильно організована система ЗІЗ свідчить про високий рівень безпеки та відповідальності на підприємстві [71].

ВИСНОВКИ

У процесі виконання дипломної роботи було всебічно проаналізовано механізми тверднення сталі під час безперервного лиття слябів, із фокусом на вплив температури розливання на макроструктуру металу, вторинну дендритну відстань (SDAS) та макросегрегацію легуючих елементів. Проведене дослідження підтвердило, що температура розливання є одним із критичних технологічних параметрів, який безпосередньо впливає як на хід процесу тверднення, так і на кінцеві властивості сталевого злитка.

У першій частині роботи, на основі огляду сучасних підходів до математичного моделювання теплових процесів у кристалізаторі, було встановлено, що розподіл теплового потоку, швидкість охолодження та глибина зони "mushy zone" визначають структуру формованої оболонки. Виявлено, що підвищення температури розливання призводить до збільшення тривалості тверднення, що, в свою чергу, впливає на зростання SDAS та сприяє утворенню стовпчастої макроструктури з високим рівнем макросегрегації в центральній частині сляба.

На основі аналізу двох незалежних експериментальних досліджень було підтверджено, що зі зниженням температури розливання суттєво зменшується інтенсивність центральної макросегрегації таких елементів, як вуглець, фосфор та сірка. При цьому утворюється більш рівномірна мікроструктура з переважанням екваксіальних зерен, що є сприятливим для покращення механічних властивостей готового прокату. Крім того, обидва дослідження вказують на тісний взаємозв'язок між температурним режимом і формуванням другого фазового складу у центрі злитка — зокрема, частки включень типу NbC, TiN та MnS збільшуються в умовах нерівномірного охолодження.

Узагальнюючи результати моделювання та експериментального аналізу, можна стверджувати, що оптимізація температури розливання у межах нижнього порогу забезпечує зменшення SDAS, зниження ступеня макросегрегації та формування більш однорідної мікро- та макроструктури. Це дозволяє підвищити

якість слябів, зменшити потребу в коригуючих термічних обробках та забезпечити більш стабільні характеристики готової продукції.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Cicutti, C.; Boeri, R. A Simple Estimation Method for Shell Thickness at the Mold Exit in the Continuous Casting of Steel. *ISIJ Int.* 2001, 41, 311–313
2. Poirier, D.; Salcudean, M. On numerical methods used in mathematical modelling of phase change in liquids metals'. *J. Heat Transf.* 2009, 110, 562–570
3. Miłkowska-Piszczyk, K.; Dziarmagowski, M.; Buczek, A.; Pióro, J. The methods of calculating the solidifying strand shell thickness in a continuous casting machine. *Arch. Mater. Sci. Eng.* 2012, 57, 75–79.
4. Aksoy, B.; Koru, M. Estimation of Casting Mold Interfacial Heat Transfer Coefficient in Pressure Die Casting Process by Artificial Intelligence Methods. *Arab. J. Sci. Eng.* 2020, 45, 8969–8980
5. Liu, H.; Xu, B.; Ren, Z.; Zhu, F. Study on Solidification Shell Thickness of Continuous Casting Billet. *Asp. Min. Miner. Sci.* 2021, 6, 718–719
6. Trana, H.-S.; Castiaux, E.; Habrakena, A.-M. 2D thermal finite element analysis of sticker breakout in continuous casting. *Procedia Manuf.* 2020, 50, 1421–1433.
7. Li, D.; Wu, H.; Wang, H.; Li, H. Growth of solidified shell in bloom continuous casting mold of hypo-peritectic steel based on a FeS tracer method. *J. Iron Steel Res. Int.* 2020, 27, 782–787.
8. Pyszko, P.; Průhoda, M.; Machu, M.; Franeček, Z. Data processing of measured surface temperatures of continuously cast billets and blooms to verify the numerical solidification model. In *Proceedings of the 29th International Conference on Metallurgy and Materials METAL 2020, Ostrava, Czech Republic, 20–22 May 2020*; pp. 80–85.
9. Tsuneoka, A.; Ohashi, W.; Ishitobi, S.; Kataoka, T.; Tenma, M. Measurement and control system of solidification in continuous casting mold. *ISS Steelmak. Conf. Proc.* 1985, 68, 3–10.
10. Janik, M.; Dyja, H.; Berski, S.; Banaszek, G. Two-dimensional thermomechanical analysis of continuous casting process. *J. Mater. Process. Technol.* 2004, 153, 578–582.

11. Ruan, Z.; Gao, X.; Yuan, Y.; Tan, H. Determining the heat transfer coefficient during the continuous casting process using stochastic particle swarm optimization. *Case Stud. Therm. Eng.* 2021, 28, 101439.
12. Tambunan, B. Shell thickness prediction for solidified steel slab using finite element method. *Pros. Semiloka Teknol. Simulasi Dan Komputasi Serta Apl.* 2006, 8, 168–175.
13. Schwerdtfeger, K. Heat withdrawal in continuous casting of steel. *Steel Res. Int.* 2006, 77, 911–920.
14. Velic̣ka, M. Hodnocení Tepelných Procesů u Plynulého Odlévání Oceli. Habilitation Thesis, VSB—Technical University of Ostrava, Ostrava, Czech Republic, 2017.
15. Pyszko, R.; Pṛíhoda, M.; Burda, J.; Fojtík, P.; Kubín, T.; Vaculík, M.; Velic̣ka, M.; Carnogursḳá, M. Cooling nozzles characteristics for numerical models of continuous casting. *Metallurgy* 2013, 52, 437–440.
16. Li, H.; Wang, H.; Yu, F.; Liu, H.; Chen, T.; Liu, S. Research on solidified shell thickness in continuous casting blank. *J. Phys. Conf. Ser.* 2022, 2390, 012036.
17. Velička, M., Pyszko, R., Machů, M., Burda, J., Kubín, T., Ovčačíková, H., Rigo, D. Research on Solid Shell Growth during Continuous Steel Casting // *Materials*. — 2023. — Vol. 16, No. 5302.
18. Tomono H, Hitomi Y, Ura S, Teraguchi A, Iwata K, Yasumoto K. Mechanism of formation of the v-shaped segregation in the large section continuous cast bloom. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan.* 1984;24(11):917-22.
19. Flemings MC. Our understanding of macrosegregation: past and present. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan.* 2000;40(9):833-41.
20. Lee JE, Yeo TJ, Oh KH, Yoon JK, Yoon US. Prediction of cracks in continuously cast steel beam blank through fully coupled analysis of fluid flow, heat transfer, and deformation behavior of a solidifying shell. *Metall Mater Trans, A Phys Metall Mater Sci.* 2000;31(1):225-37.

21. Ilyin AM, Golovano VN. Investigation of the grain boundary elemental composition of the low-alloy steel. *Phys Status Solidi, A Appl Res.* 1996;153(1):93-100.
22. Drozd P. Influence of cooling conditions on a slab's chill zone formation during continuous casting of steel. *Arch Metall Mater.* 2017;62(2):911-8.
23. Dyudkin DA, Pisarskii SN, Ovchinnikov NA, Steblov AB, Kushnarev NN. Reducing axial segregation in steel with turbulent feed of the metal into the mold of a continuous caster. *Metallurgist.* 2000;44(4):181-3.
24. Eskin DG, Nadella R, Katgerman L. Effect of different grain structures on centerline macrosegregation during direct-chill casting. *Acta Mater.* 2008;56:1358-65.
25. Chow C, Samarasekera IV, Walker BN, Lockhart G. High speed continuous casting of steel billets Part 2: mould heat transfer and mould design. *Ironmak Steelmak.* 2002;1(29):61-9.
26. Sadat M, Gheysari AH, Sadat S. The effects of casting speed on steel continuous casting process. *Heat Mass Transf.* 2011;47:1601-9.
27. Vives C, Ricou R. Experimental study of continuous electromagnetic casting of aluminum alloys. *Metall Mater Trans, B, Process Metall Mater Proc Sci.* 1985;16B:377-84.
28. Xintao L, Zhaoxiang G, Xiangwei Z, Bi W, Fengbao C, Tinju L. Continuous casting of copper tube billets under rotating electromagnetic field. *Mater Sci Eng A.* 2007;460-461:648-51.
29. Louhenkilpi S, Miettinen J, Holappa L. Simulation of microstructure of as-cast steels in continuous casting. *The Iron and Steel Institute of Japan.* 2006;46(6):914-20.
30. Reiter J, Bernhard C, Presslinger H. Austenite grain size in the continuous casting process: metallographic methods and evaluation. *Mater Charact.* 2008;59:737-46.
31. Cheung N, Garcia A. The use of a heuristic search technique for the optimization of quality of steel billets produced by continuous casting. *Eng Appl Artif Intell.* 2001;14:229-38.

32. Chen W, Zhang YZ, Zhang CJ, Zhu LG, Lu WG, Wang BX, et al. Thermo-mechanical simulation and parameters optimization for beam blank continuous casting. *Mater Sci Eng A*. 2009;499:5863.
33. Wang B, Ji Z, Liu W, Xie Z. Application of hot strength and ductility test to optimization of secondary cooling system in billet continuous casting process. *J Iron Steel Res Int*. 2008;15(4):1620.
34. Miki Y, Takeuchi S. Internal defects of continuous casting slabs caused by asymmetric unbalanced steel flow in mold. *The Iron and Steel Institute of Japan*. 2003;43(10):1548-55.
35. Fredriksson H, Elfsberg J. Thoughts about the initial solidification process during continuous casting of steel. *Scand J Metall*. 2002;31:292-7.
36. You BS, Yim CD, Kim SH. Solidification of AZ31 magnesium alloy plate in a horizontal continuous casting process. *Mater Sci Eng A*. 2005;413-414:139-43.
37. Wang W, Zhu M, Cai Z, Luo S, Ji C. Micro-segregation behavior of solute elements in the mushy zone of continuous casting wide-thick slab. *Steel Res Int*. 2012;83:1-11.
38. Spinelli JE, Tosetti JP, Santos CA, Spim JA, Garcia A. Microstructure and solidification thermal parameters in thin strip continuous casting of a stainless steel. *J Mater Process Technol*. 2004;150:255-62.
39. Pikkarainen T, Vuorenma V, Rentola I, Leininen M, Porter D. Effect of superheat on macrostructure and macrosegregation in continuous cast low-alloy steel slabs. In: 4th International Conference on Advances in Solidification Processes; 2016; Oulu, Finland. Proceedings. Bristol: IOP Publishing Ltd.
40. Thermo-Calc Software. Thermo-Calc Software AB. Sweden: Thermo-Calc Software; 2020.
41. Voort V. *Metallography: principles and practice*. New York: ASM International; 1984. p. 336.
42. Garcia A. *Solidification: fundamentals and applications*. São Paulo: Ed. Unicamp; 2007. p. 232. in Portuguese.

43. Reinhart G, Mangelinck-Noël N, Nguyen-Thi H, Schenk T, Gastaldi J. Investigations of columnar-to-equiaxed transition and equiaxed growth of aluminum-based alloys by X-ray radiography. *Mater Sci Eng A*. 2005;413-414:384-8.
44. McFadden S, Browne DJ, Gandin CA. A comparison of columnar-to-equiaxed transition prediction methods using simulation of the growing columnar front. *Metall Mater Trans, A Phys Metall Mater Sci*. 2009;40(3):662-72.
45. Ferreira AF, Chrisóstimo WB, Sales RC, Garção WJL, Sousa NP. Effect of pouring temperature on microstructure and microsegregation of as-cast aluminum alloy. *Int J Adv Manuf Technol*. 2019;104:957-65.
46. Sales RC, Junior PF, Paradela KG, Garção WJL, Ferreira AF. Effect of solidification processing parameters and silicon content on the dendritic spacing and hardness in hypoeutectic Al-Si alloys. *Mater Res*. 2018;21(6):e20180333.
47. Won YM, Thomas BG. Simple model of microsegregation during solidification of steels. *Metall Mater Trans, A Phys Metall Mater Sci*. 2001;(32):1755-67.
48. Quinelato, F. P., Garção, W. J. L., Paradela, K. G., Sales, R. C., Baptista, L. A. de S., Ferreira, A. F. An Experimental Investigation of Continuous Casting Process: Effect of Pouring Temperatures on the Macrosegregation and Macrostructure in Steel Slab // *Materials Research*. — 2020.
49. Preßlinger H., Mayr M., Tragl E., Bernhard C. Assessment of the Primary Structure of Slabs and the Influence on Hot- and Cold-Rolled Strip Structure. *Steel Res. Int*. 2006;77:107-15.
50. Spitizig W. Effect of sulfide inclusions morphology and pearlite banding on anisotropy of mechanical properties in normalized C-Mn steels. *Metall. Trans. A*. 1983;14:271-83.
51. Lage M., Costa e Silva A. Evaluating segregation in HSLA steels using computational thermodynamics. *J. Mater. Res. Technol*. 2015;4(4):353-8.
52. Won Y., Thomas B. Simple Model of Microsegregation during Solidification of Steels. *Metall. Trans. A*. 2001;32A:1755-67.

53. Clyne T. W., Kurz W. Solute Redistribution During Solidification with Rapid Solid-State Diffusion. *Metall. Trans. A.* 1981;12A:965-70.
54. Meng Y., Thomas B. Heat-Transfer and Solidification Model of Continuous Slab Casting: CON1D. *Metall. Trans. B.* 2003;34B:685-705.
55. Zhang P., Minglin W., Shi P., Xu L. Effects of Alloying Elements on Solidification Structures and Macrosegregation in Slabs. *Metals*, 2022;12:1826-44.
56. Escobar D., Castro C., Borba E., Oliveira A., Camey K., Taiss E. *et al.* Correlation of the
57. Solidification Path with As-Cast Microstructure and Precipitation of Ti,Nb(C,N) on a High Temperature Processed Steel. *Metall. Trans. A.* 2018;49A:3358-72.
58. Zhang D. Characterization and modelling of segregation in continuously cast steel slab [thesis]. Birmingham: University of Birmingham; 2015.
59. Straffelini G., Lutterotti L., Tonolli M., Lestani M. Modeling solidification microstructures of steel round billets obtained by continuous casting. *ISIJ Int.* 2011;51(9):1448-53.
60. Weisgerber B., Hecht M., Harste K. Investigations of the solidification structure of continuously cast slabs. *Steel Res. Int.* 1999;70:403-11.
61. You D. Modeling microsegregation and nonmetallic inclusion formation based on thermodynamic databases [thesis]. Leoben: Montanuniversität Leoben; 2016.
62. Li J., Sun Y-H., An H-H., Ni P-Y. Shape of slab solidification end under non-uniform cooling and its influence on central segregation with mechanical soft reduction. *Int. J. Miner.* 2021;28(11):1788-98.
63. Long M., Chen D., Study on Mitigating Center Macro-Segregation During Steel Continuous Casting Process. *Steel Res. Int.* 2011;82:847-56.
64. Quinelato F., Garção W., Paradela K., Sales R., Baptista L., Ferreira A. An Experimental Investigation of Continuous Casting Process: Effect of Pouring Temperatures on the Macrosegregation and Macrostructure in Steel Slab. *Mater. Res.* 2020;23(4):1-9.

65. Wang W., Zhu M., Cai Z., Luo S., Ji C. Micro-Segregation Behavior of Solute Elements in the Mushy Zone of Continuous Casting Wide-Thick Slab. *Steel Res. Int.* 2012;83:1152-62.
66. Gladman T. *The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels*. The Institute of Materials; 1997.
67. Muller C-E. *Precipitation during continuous casting [dissertation]*. Berlin: Technischen Universität Berlin; 2015.
68. Macro- and Microsegregation Assessment Method for Continuous Casting Wide Slabs // Conference Paper. — August 2023.
69. International Labour Organization. Code of practice on safety and health in the iron and steel industry [Електронний ресурс]. — Міжнародна організація праці, 2005. — Режим доступу: https://www.ilo.org/global/publications/WCMS_110442/lang--en/index.htm
70. U.S. Occupational Safety and Health Administration. Control of Hazardous Energy (Lockout/Tagout) [Електронний ресурс]. — OSHA Standard 29 CFR 1910.147. — Режим доступу: <https://www.osha.gov/control-hazardous-energy>
71. National Institute for Occupational Safety and Health (NIOSH). Hierarchy of Controls [Електронний ресурс]. — Centers for Disease Control and Prevention, 2020. — Режим доступу: <https://www.cdc.gov/niosh/topics/hierarchy/default.html>

Звіт подібності

метадані

Назва організації

STATE UNIVERSITY OF ECONOMICS AND TECHNOLOGY

Заголовок

Марченко Данііл Віталійович

Автор

Науковий керівник / Експерт

Марченко Данііл ВіталійовичЧупринов Є.В.

підрозділ

STATE UNIVERSITY OF ECONOMICS AND TECHNOLOGY

Обсяг знайдених подібностей

Коефіцієнт подібності визначає, який відсоток тексту по відношенню до загального обсягу тексту було знайдено в різних джерелах. Зверніть увагу, що високі значення коефіцієнта не автоматично означають плагіат. Звіт має аналізувати компетентна / уповноважена особа.



25

Довжина фрази для коефіцієнта подібності 2



9863

Кількість слів

74823

Кількість символів

Тривога

У цьому розділі ви знайдете інформацію щодо текстових спотворень. Ці спотворення в тексті можуть говорити про **МОЖЛИВІ** маніпуляції в тексті. Спотворення в тексті можуть мати навмисний характер, але частіше характер технічних помилок при конвертації документа та його збереженні, тому ми рекомендуємо вам підходити до аналізу цього модуля відповідально. У разі виникнення запитань, просимо звертатися до нашої служби підтримки.

Заміна букв		8
Інтервали		0
Мікропробіли		0
Білі знаки		0
Парафрази (SmartMarks)		0

Подібності за списком джерел

Нижче наведений список джерел. В цьому списку є джерела із різних баз даних. Копію тексту означає в якому джерелі він був знайдений. Ці джерела і значення Коефіцієнту Подібності не відображають прямого плагіату. Необхідно відкрити кожне джерело і проаналізувати зміст і правильність оформлення джерела.

10 найдовших фраз

Копію тексту

ПОРЯДКОВИЙ НОМЕР	НАЗВА ТА АДРЕСА ДЖЕРЕЛА URL (НАЗВА БАЗИ)	КІЛЬКІСТЬ ІДЕНТИЧНИХ СЛІВ (ФРАГМЕНТІВ)
1	An Experimental Investigation of Continuous Casting Process: Effect of Pouring Temperatures on the Macrosegregation and Macrostructure in Steel Slab Alexandre Furtado Ferreira, Késsia Gomes Paradela, Wyslân Jefferson Lima Garção, Roberto Carlos Sales, Luis Antônio de Souza Baptista, Fernando Paulucio Quinelato;	25 0,25 %
2	2024_Рарик Д.В._ІАБЕ_КМ_ПМЗм-23-1. 12/23/2024 Ivano-Frankivsk National Technical University of Oil and Gas (Каф. 3В)	10 0,10 %

ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ ЕКОНОМІКИ І ТЕХНОЛОГІЙ
НАВЧАЛЬНО-НАУКОВИЙ ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ІНСТИТУТ
Кафедра металургійних технологій

ВІДГУК КЕРІВНИКА НА КВАЛІФІКАЦІЙНУ РОБОТУ

бакалавра
(бакалавра, магістра)

Студента(ки) Марченко Данііл Віталійович
(прізвище, ім'я та по-батькові)

групи МЧМ-21

Тема кваліфікаційної роботи бакалавра
(бакалавра, магістра)

Дослідження впливу теплових процесів на формування макро структури
безперервно литої заготовки

Обсяг пояснювальної записки і графічної частини:

пояснювальна записка	<u>77;</u>
таблиць	<u>7;</u>
схем і рисунків	<u>39;</u>
листів графічної частини (демонстраційного матеріалу)	<u>6.</u>

Якісні відмінності кваліфікаційної роботи бакалавра
(бакалавра, магістра)

Робота присвячена дослідженню теплових процесів під час безперервного лиття сталі та їхнього впливу на формування макроструктури сталеві заготовки.

У дослідженні розглянуто явища макросегрегації, вторинного дендритного розгалуження (SDAS), а також вплив температури розливу на утворення зон різної структури (стовпчаста, екваксіальна, глобулярна).

Особливу увагу приділено порівнянню мікро- та макроструктури при різних температурах розливу — результати подано на основі експериментальних даних.

Аналітична частина містить огляд причин макросегрегації, особливостей процесу кристалізації та впливу параметрів охолодження.

У практичній частині наведено результати моделювання та спектрального аналізу проб: встановлено, що зниження температури розливу зменшує ступінь макросегрегації та розмір SDAS у центральній зоні заготовки.

Робота містить структуровані таблиці, діаграми та мікроструктурні зображення, що підсилюють наочність викладених висновків.

Недоліки кваліфікаційної роботи _____ бакалавра

(бакалавра, магістра)

Дослідження базується переважно на літературних джерелах і експериментальних даних з відкритих публікацій, що частково обмежує повноту охоплення виробничих умов.

В роботі не було враховано вплив усіх можливих легуючих елементів і технологічних факторів (наприклад, електромагнітне перемішування чи змінна швидкість витягу).

Обмежено варіативність температурних режимів та їхнє поєднання з іншими параметрами охолодження. Відсутні власні промислові випробування, які б дозволили глибше оцінити валідність висновків у реальних умовах. Не розглянуто вплив типу сталі (наприклад, низьковуглецева, середньовуглецева) на інтенсивність макросегрегації.

Ці недоліки не знижують загальної якості дослідження, проте окреслюють напрями подальших досліджень.

Характеристика загальної, спеціальної і виробничої підготовки автора кваліфікаційної роботи бакалавра, ступінь самостійності виконання:

Студент Марченко Данііл Віталійович продемонстрував високий рівень

теоретичної підготовки та здатність до аналітичного мислення. Особливо слід

відзначити її самостійність у виконанні досліджень та ініціативність у виборі методів аналізу.

Автор успішно застосувала отримані знання з матеріалознавства та металургійних технологій для розв'язання поставленого завдання.

Можливість використання кваліфікаційної роботи _____ бакалавра

Рекомендації щодо впливу температури розливу на макроструктуру та макросегрегацію слябів можуть бути впроваджені в технологічні регламенти на металургійних підприємствах.

Отримані дані щодо зв'язку між дендритною структурою, температурою та охолодженням мають практичну значущість для прогнозування якості заготовок

Оцінка кваліфікаційної роботи _____

бакалавра

Керівник _____

Сусло Наталія Валеріївна

(прізвище, ім'я та по-батькові)

доцент к.т.н.

(посада, науковий ступінь, вчене звання)

[Підпис]

(підпис)

« 10 » 06 20 25 р.

ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ ЕКОНОМІКИ І ТЕХНОЛОГІЙ
НАВЧАЛЬНО-НАУКОВИЙ ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ІНСТИТУТ
Кафедра металургійних технологій

РЕЦЕНЗІЯ

на кваліфікаційну роботу _____

бакалавра

(бакалавра, магістра)

Студента(ки) _____

Марченко Данііл Віталійович

(прізвище, ім'я та по-батькові)

Групи МЧМ-21
Тема кваліфікаційної роботи бакалавра (бакалавра, магістра)
Дослідження впливу теплових процесів на формування макро структури безперервно литої заготовки
Тема спеціальної частини кваліфікаційної роботи бакалавра (бакалавра, магістра)
Вплив температури розливу на макросегрегацію та макроструктуру сталевого сляба
Переваги кваліфікаційної роботи бакалавра (бакалавра, магістра)
Робота присвячена вирішенню важливої науково-виробничої проблеми — аналізу впливу теплових процесів на формування макроструктури безперервнолитої заготовки.
У роботі розкрито причини виникнення макросегрегації, показано її залежність від температури розливу та охолодження.
Проаналізовано численні літературні джерела та результати двох авторитетних досліджень.
Надано ґрунтовні висновки з візуалізацією через рисунки та таблиці.
Студент продемонстрував розуміння теми, вміння узагальнювати, аналізувати та логічно структурувати матеріал.
Недоліки кваліфікаційної роботи бакалавра (бакалавра, магістра)
Робота не містить власного моделювання або експериментальної перевірки висновків. Деякі аналітичні положення можна було б підкріпити графічними або чисельними розрахунками.
Тематика дозволяє подальше розширення через поглиблене моделювання процесів кристалізації.
Рекомендації:
У подальших дослідженнях доцільно доповнити роботу власними розрахунками або чисельними симуляціями охолодження та формування структури.
Також рекомендовано розширити порівняння впливу різних режимів охолодження та способів подачі води у зону вторинного охолодження.
Рецензент: <u>Панченко Іванко Віталійович</u>

(прізвище, ім'я та по-батькові)

доцент, к.т.н.

(посада, науковий ступінь, вчене звання)

(підпис)

Д О В І Д К А

про перевірку тексту роботи програмно-технічними засобами

Текст (вибрати необхідне):

- кваліфікаційної роботи;
 навчальної/наукової праці;
 наукових матеріалів

«Дослідження впливу температурних процесів на формування
Матри структури розкриття (назва) митою застосує».

автором/авторами або виконавцем якої є:

Марченко Даниїл Віталійович

(ПІБ)

Кафедра металургійних технологій

(структурний підрозділ, кафедра, лабораторія)

обсягом 44 сторінок друкованого тексту перевірено програмно-технічним засобом «Plagiarism».

Рівень оригінальності становить 99,63%.

При перевірці посилань програмою визначено окремі співпадіння із:

- власними публікаціями;
 термінологією;
 посиланнями на літературу, праці вчених;
 посиланнями на законодавство;
 загальноновживаними фразами.

Матеріали було розглянуто та рекомендовано до До захисту на засіданні

(подальшого розгляду, друку, опублікування тощо)

Кафедра металургійних технологій

(структурний підрозділ, кафедра, лабораторія тощо)

Державного університету економіки і технологій від
« » 20 р. протокол № .

Керівник підрозділу

Виниц
(підпис)

Ініціал, ПРІЗВИЩЕ

Дата

ЗГОДА

здобувача(чки) вищої освіти

Державного університету економіки і технологій
про перевірку кваліфікаційної роботи на прояви академічного плагіату
та розміщення в Репозитарії Університету

Я, Марченко Даниїл Віталійович, підтримую політику Державного університету економіки і технологій з академічної доброчесності і відкритого доступу.

Засвідчую, що кваліфікаційна бакалаврська робота «Дослідження впливу теплових процесів на формування макро структури безперервної листої заготовки» виконана самостійно та не містить академічного плагіату. Я не надавав(ла) і не одержував(ла) недозволену допомогу під час підготовки цієї роботи. Робота містить результати власних досліджень. Використання ідей, результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело.

Із чинним Положенням про запобігання та виявлення академічного плагіату в роботах здобувачів вищої освіти Державного університету економіки і технологій ознайомлений(а). Чітко усвідомлюю, що в разі виявлення у кваліфікаційній роботі порушення норм академічної доброчесності робота не допускається до захисту або оцінюється незадовільно.

Також я поінформований(на), що відповідно до «Положення про Репозитарій (електронну базу даних) Державного університету економіки і технологій» зазначена робота буде розміщена в Електронному архіві Університету (Репозитарії ДУЕТ). З умовами такого розміщення ознайомлений(на).

07.06.2025



Д.В. Марченко
(ініціали, прізвище, власноруч)

ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ ЕКОНОМІКИ І ТЕХНОЛОГІЙ
НАВЧАЛЬНО-НАУКОВИЙ ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ІНСТИТУТ

ДОВІДКА

про підготовку студента-випускника

Марченко Данііла Віталійовича
(прізвище, ім'я та по-батькові)

Кафедра Металургійних технологій
Спеціальність 136 – Металургія




(шифр, назва)

Тема кваліфікаційної
роботи бакалавра

Керівник кваліфікаційної роботи:

доцент, к.т.н., Сусло Н.В.
(посада, науковий ступінь, прізвище, ініціали)

Оцінки по розділах роботи

№ з/п	Найменування розділу проекту (роботи)	Консультант	Зараховано / не зараховано	Дата	Підпис консульта	Примітка
1	Аналітична частина	Сусло Н.В.	зараховано			
2	Основна частина	Сусло Н.В.	зараховано			
3	Охорона праці	Сусло Н.В.	зараховано			

Завідувач кафедри


(підпис)

Д.О. Кассім


(ініціали, прізвище)

« _____ » 20__ р.

Декларація
про дотримання академічної доброчесності під час
написання кваліфікаційної роботи
здобувачем вищої освіти
Державного університету економіки і технологій

Я, Марченко Данил Віталійович
студент(ка)/ 4 курсу, групи МТМ-11 Державного університету економіки і технологій розумію і підтримую політику закладу із академічної доброчесності. Я не надавав(ла) і не одержував(ла) заборонену допомогу під час підготовки цієї роботи. Використання ідей, результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело.

10.06.2025
(дата)

 Д.В. Марченко.
(підпис) (Ініціал, ПРІЗВИЩЕ)