

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
НАЦІОНАЛЬНА МЕТАЛУРГІЙНА АКАДЕМІЯ УКРАЇНИ

**Синегін Є.В., Нізяєв К.Г., Стоянов О.М., Герасименко В.Г.,
Журавльова С.В., Молчанов Л.В.**

**ТЕХНОЛОГІЇ ОБРОБКИ СТАЛІ У ПЕРЕДКРИСТАЛІЗАЦІЙНИЙ
ПЕРІОД ПРИ БЕЗПЕРЕРВНОМУ РОЗЛИВАННІ**

МОНОГРАФІЯ

Дніпро
«Середняк Т. К.»
2021

УДК 669.18(02.064)

Т 38

Р е ц е н з е н т и :

Доктор технічних наук, зав. відділу ФТПМС ІЧМ НАН України

А.Г. Чернятевич

Доктор технічних наук, завідувач кафедри металургії сталі

А.Г. Чернятевич

*Синегін Є.В., Нізяєв К.Г., Стоянов О.М., Герасименко В.Г.,
Журавльова С.В., Молчанов Л.С.*

Т 38 Технології обробки сталі у передкристалізаційний період при безперервному розливанні — Дніпро: Середняк Т. К., 2021. — 99 с.

У монографії викладено результати досліджень, виконаних на кафедрі металургії сталі Національної металургійної академії України, з вдосконалення технології безперервного розливання сталі.

УДК 669.18(02.064)

ISBN 978-617-8010-11-9

© НМетАУ, 2021

© Синегін Є.В., Нізяєв К.Г.,

Стоянов О.М., Герасименко В.Г.,

Журавльова С.В., Молчанов Л.С., 2021

ЗМІСТ

ПЕРЕДМОВА	6
ВСТУП	7
РОЗДІЛ 1 ОПИС МЕТОДІВ ЗОВНІШНЬОГО ДИНАМІЧНОГО ВПЛИВУ НА МЕТАЛЕВИЙ РОЗПЛАВ У ПЕРЕДКРИСТАЛІЗАЦІЙНИЙ ПЕРІОД.....	8
1.1 Інтенсифікація і зміна характеру циркуляції потоків у рідкій фазі.....	10
1.1.1 Застосування безнапірних заглибних стаканів.....	10
1.1.2 Електромагнітна обробка металу.....	12
1.1.3 Продувка інертним газом.....	16
1.2 Руйнування фронту кристалізації концентрованими джерелами енергії .	17
1.2.1 Обробка тиском	17
1.2.2 Електрогідроімпульсна обробка	19
1.2.3 Вібраційна обробка.....	19
1.2.4 Обробка ультра- та інфразвуком.....	21
1.3 Інтенсифікація теплообміну рідкої фази із зовнішнім середовищем через тверду кірку.....	22
1.4 Введення в сталь інокуляторів	24
1.4.1 Фригатори.....	25
1.4.2 Модифікатори	27
1.4.3 Лігатори	28
1.4.4 Інокулятори, що армують	28
1.5 Порівняння ефективності технологій зовнішнього динамічного впливу на розплав у передкристалізаційний період	30
Висновки по розділу.....	31

РОЗДІЛ 2 ТЕОРЕТИЧНИЙ АНАЛІЗ ПРОЦЕСІВ ВЗАЄМОДІЇ ІНОКУЛЯТОРІВ З МЕТАЛЕВИМ РОЗПЛАВОМ У ПЕРЕДКРИСТАЛІЗАЦІЙНИЙ ПЕРІОД.....	32
2.1 Заглиблення часточки у метал.....	32
2.2 Плавлення порошку у розплаві	37
2.2.1 Методика моделювання	39
2.2.2 Результати моделювання	44
Висновки по розділу.....	51
 РОЗДІЛ 3 МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕННЯ.....	52
3.1 Визначення чисел подоби та масштабу гідродинамічної моделі для імітації циркуляційних потоків металеві суспензії у кристалізаторі МБЛЗ.	52
3.1.1 Постановка задачі моделювання і обґрунтування методики розрахунку масштабу моделі	52
3.1.2 Розрахунок чисел подоби і масштабів фізичної моделі МБЛЗ	52
3.2 Експериментальне устаткування, матеріали і методика проведення моделювання гідродинаміки металеві суспензії.....	59
3.3 Визначення чисел подоби та масштабу теплофізичної моделі для імітації взаємодії інокулятора з металевим розплавом у кристалізаторі МБЛЗ	61
3.3.1 Тверднення без застосування інокуляторів.....	62
3.3.2 Застосування інокуляторів з нейтрального матеріалу	65
3.3.3 Застосування інокуляторів з поверхнево-активного матеріалу	66
3.4 Вибір матеріалів і методика фізичного моделювання кристалізації металеві суспензії	68
3.4.1 Характеристики обраних металевих систем.....	68
3.4.2 Методика фізичного моделювання кристалізації металеві суспензії... ..	69
Висновки по розділу.....	70

РОЗДІЛ 4 АНАЛІЗ РЕЗУЛЬТАТІВ ІМІТАЦІЙНОГО МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ, ЯКІ СУПУТНІ ТВЕРДНЕННЮ МЕТАЛЕВОЇ СУСПЕНЗІЇ У КРИСТАЛІЗАТОРІ МБЛЗ	72
4.1 Аналіз результатів фізичного моделювання взаємодії газопорошкового струменя з металевим розплавом.....	72
4.1.1 Проведення експерименту	72
4.1.2 Оцінка гальмування струменя металу при вдуванні газопорошкового струменя у кристалізатор МБЛЗ	73
4.2 Розробка режиму вдування газопорошкового струменя у проміжний ківш МБЛЗ.....	78
4.3 Аналіз особливостей формування макроструктури металевих сплавів зі стану металевої рідко-твердої суспензії.....	80
ВИСНОВКИ ПО РОЗДІЛУ	82
ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ.....	84
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ.....	85

ПЕРЕДМОВА

Метою даної монографії є спроба комплексно проаналізувати існуючі методи зовнішнього динамічного впливу на рідкий метал у передкристалізаційний період, зокрема при розливанні сталі на машинах безперервного лиття заготовок. Перспективним напрямком удосконалення процесу безперервного розливання сталі є використання інокуляторів – дрібнодисперсних часточок різного хімічного і гранулометричного складу, які у рідкому розплаві будуть відігравати роль штучних зародків кристалізації та мікрохолодильників, які зніматимуть з металу надлишковий перегрів безпосередньо перед кристалізацією.

Автори намагалися у монографії викласти не лише першочергові на перший погляд питання, щодо визначення особливостей теплофізичної взаємодії часток інокуляторів з металевим розплавом, а й дослідити процеси проникнення газопорошкового струменя у метал та засвоєння ним часточок різних розмірів, ефект гальмування струменя металу при подачі газопорошкового струменя у заглибний стакан промковша та інші.

Книга призначена для наукових співробітників фахових науково-дослідних установ, інженерно-технічних працівників металургійних, ливарних та машинобудівних підприємств, викладачів закладів вищої освіти технічного спрямування та студентів, які навчаються за напрямом «Металургія».

ВСТУП

Чорна металургія вважається найбільш енергоємною галуззю промисловості. На її потреби витрачається близько 25% сумарного енергоспоживання промисловості. Найбільш електроємними є виробництво сталі і прокату (близько 20% від сумарного електроспоживання галузі), а паливоємним – виробництво чавуну (50% від загальної витрати палива в галузі).

Попри суттєві переваги процесу безперервного розливання сталі, показники якості отриманого металу лімітовані неминучими природними процесами та явищами, цілковите пригнічення яких складне або навіть неможливе без негативного втручання в технологічний процес. Серед цих факторів найбільш суттєвими є процеси перерозподілу домішок між фазами зливку, що кристалізується, і процеси структуроутворення. Зовнішній вплив на ці процеси може призводити до погіршення якості металу, зменшення продуктивності процесу та підвищення його енергоємності, а також порушення умов формування кірки заготовки.

Результатом наукових досліджень, які були присвячені вирішенню цих задач, стала низка методів зовнішнього впливу на метал у передкристалізаційний період, спільною рисою яких є обробка металу в рідко-твердому стані безпосередньо перед або в процесі тверднення. До цих методів відносять електромагнітну обробку, «м'яке» обтиснення, вібраційну та електрогідроімпульсну обробку, обробку інокуляторами та ін. Остання в наші часи набуває широкого застосування, особливо при розливанні заготовок великого перерізу, що, вочевидь, викликано простотою використання та безпечністю по відношенню до процесу розливки, а також широким різноманіттям матеріалів та форми інокулятора, а також методів їх введення у розплав.

Введення інокулятора в рідкий металевий розплав супроводжується низкою взаємозалежних фізико-хімічних, теплофізичних та гідродинамічних явищ, що разом чинять істотний вплив на ступінь засвоєння інокулятора розплавом та ефективність обробки в цілому.

Тому важливими і актуальними є дослідження, спрямовані на вивчення теплофізичних та фізико-хімічних процесів взаємодії інокулятора з металевим розплавом та гідродинаміки металевої суспензії у рідкій фазі кристалізатора МБЛЗ. Вирішення цих питань дозволить удосконалити технологію використання інокуляторів при безперервному розливанні сталі та підвищити якість безперервнолитої заготовки.

РОЗДІЛ 1

ОПИС МЕТОДІВ ЗОВНІШНЬОГО ДИНАМІЧНОГО ВПЛИВУ НА МЕТАЛЕВИЙ РОЗПЛАВ У ПЕРЕДКРИСТАЛІЗАЦІЙНИЙ ПЕРІОД

Позапічна обробка розплавів, як ланка сталеплавильного процесу, бере початок з 50-х рр. минулого сторіччя. До цього доводку розплаву виконували під час виплавки сталі. З того часу спостерігається тенденція до наближення у часі процесів рафінування і кристалізації металевого розплаву. Яскравим доказом цього є широке розповсюдження і активний розвиток процесів обробки сталі у проміжному ковші, кристалізаторі та зоні вторинного охолодження машини безперервного лиття заготовок (МБЛЗ) [1].

Незважаючи на те, що технологія безперервного розливання сталі, кольорових металів та їх сплавів з часів її створення Дж. Селлерсом, Ж. Леінгом та Г. Бесмером концептуально не змінювалась, слід відзначити, що напрямки її вдосконалення у країнах СНД та зарубіжжя дещо розійшлися, що, на думку автора, обумовлено низкою геополітичних, економічних та інших причин.

З аналізу вітчизняних і закордонних публікацій очевидно, що металургія економічно розвинутих країн (Німеччини, США, Японії та ін.) вдосконалюється шляхом точної оптимізації технологічних процесів, зокрема і безперервного розливання сталі, та освоєння масового виробництва нових високоякісних марок сталі. Подібна стратегія вимагає в першу чергу високоточних вимірювальних приладів (термопар, металографічних мікроскопів, систем експрес-аналізу хімічного складу металу, тощо), необхідних для надання об'єктивних даних і їх подальшої математичної обробки на ПК. Отримані математичні моделі (лінійні, нелінійні та сіткові) використовуються для автоматизації та динамічного контролю технологічних процесів і своєчасного попередження аварійних ситуацій [2-5].

В Україні та країнах СНД ці напрямки лише починають розвиватися. Тим часом, з початку 70-х рр. ХХ ст. почали активно розвиватися методи зовнішнього динамічного впливу на розплав безпосередньо перед кристалізацією. З метою систематизації широкого різноманіття віднайдених методів зовнішнього впливу на рідкий метал у передкристалізаційний період наприкінці 80-х - початку 90-х рр. минулого сторіччя було запропоновано відразу три класифікації цих методів, а саме Єфимова В.А. [6], Скворцова А.А. [7] та Н.Н. Сироти [8].

До першої належать теплофізичні методи, вібраційні методи, перемішування, електромагнітна обробка, обробка сплавів тиском. Сьогодні така класифікація є досить суперечливою, оскільки електромагнітна обробка здебільшого має за мету інтенсифікацію або пригнічення перемішування рідкої сталі [9]. Вібраційна обробка має ознаки як теплофізичних методів впливу, так і перемішування сталі, оскільки призводить до ламання гілок дендритів (внутрішнє тепловідведення – теплофізичний метод впливу) та

переміщення плаваючих кристалів і неметалевих включень (перемішування розплаву) [10].

Запропонована А.А. Скворцовим на початку 90-х рр. минулого сторіччя класифікація розрізняє види зовнішнього динамічного впливу за їх характером. Ця класифікація включає, поміж іншим, стадії позапічної обробки, що передують розливанню (ковшове вакуумування), однак не включає деякі сучасні методи, що широко розвиваються на металургійних підприємствах («м'яке» обтиснення, стакани-активатори та ін.).

У відповідності до запропонованої Н.Н. Сиротой класифікації модифікування і модифікаторів за механізмом впливу на процес кристалізації існує 3 типи модифікаторів, а решта методів зовнішнього впливу на металевий розплав належить до методів «створення неоднорідності фізичної будови та стану початкової фази».

Із врахуванням цих зауважень автором запропоновано нову класифікацію зовнішнього впливу за принципом дії на кристалізацію, усі категорії якої не перетинаються між собою (рис. 1.1) і відповідають сучасному етапу розвитку металургійного виробництва. Перший розділ роботи присвячено огляду відомих методів зовнішнього динамічного впливу на металевий розплав у передкристалізаційний період відповідно до запропонованої класифікації та порівнянню їх загальних характеристик та ефективності.



Рисунок 1.1. Класифікація методів зовнішнього впливу на метал у передкристалізаційний період при безперервному розливанні сталі

1.1. Інтенсифікація і зміна характеру циркуляції потоків у рідкій фазі

Вплив циркуляційних потоків рідкої металевої фази біля фронту кристалізації на процеси структуроутворення металів та сплавів було теоретично і експериментально підтверджено ще у середині минулого сторіччя японським вченим Ацумі Оно [10]. Головною метою перемішування металевого розплаву під час його кристалізації є вирівнювання температури і хімічного складу розплаву, покращення умов видалення неметалічних включень та подрібнення макроструктури металу. Також у незначному ступені можлива інтенсифікація процесу тверднення за рахунок збільшення коефіцієнту тепловіддачі за вимушеної конвекції та через об'ємну кристалізацію, ініційовану уламками дендритів.

Традиційно, отримання перелічених результатів здійснюється за рахунок перемішування розплаву із постійною потужністю. Однак, теоретично і експериментально доведена перспективність використання технологій перемішування у переривчастому та реверсивному режимах, які дозволяють суттєво збільшити швидкість охолодження та ступінь подрібнення структури [9,11,12]. У випадку електромагнітного перемішування найбільш ефективним є встановлення систем із обертальним або лінійним магнітним полем SEMS (*strand electromagnetic stirring – лінійне електромагнітне перемішування*) реверсивним магнітним полем [13]. Реалізація запропонованого режиму за ЕМП алюмінієвих сплавів дозволила додатково зменшити розміри зерна та збільшити міцність та пластичність алюмінієвих сплавів [14].

Широке різноманіття методів перемішування рідкої сталі наведено у роботах [6,7]. Однак, зважаючи на конструкцію МБЛЗ та технологію безперервного розливання такі методи як механічне перемішування сталі мішалками [15] та продувка її газом у кристалізаторі слід вважати не лише складними, а й нетехнологічними. Мішалки активно використовуються при литві лише кольорових металів та сплавів, здебільшого алюмінієвих сплавів [16,17].

До існуючих і перспективних методів перемішування сталі у рідкій фазі безперервнолитої заготовки належать застосування безнапірних заглибних стаканів, електромагнітне перемішування рідкої фази у кристалізаторі та зонах вторинного охолодження (ЗВО) і остаточного тверднення (ЗОТ), а також газодинамічне гальмування струменя продувкою через порожнистий стопор та газоімпульсна обробка сталі у кристалізаторі.

1.1.1 Застосування безнапірних заглибних стаканів

Найпростішим способом організації потоків рідкої сталі у кристалізаторі МБЛЗ є використання безнапірних заглибних стаканів. Корегування руху потоків рідкої сталі у кристалізаторі МБЛЗ визнано ефективним заходом задля видалення неметалевих включень і пригнічення утворення поверхневих і підповерхневих дефектів за виробництва сталевої заготовки [18-22]. Ці методи використовуються як поодинокі, так і у

комбінації з іншими (найчастіше у комплексі із введенням інокуляторів для їх рівномірного розподілу в об'ємі розплаву) [23].

Режим потоку у кристалізаторі регулюється кількістю отворів, положенням їх осі відносно осі стакану, формою (круглі, квадратні, прямокутні, овальні,) та розмірами, тому варіанти конструкції мають специфічне застосування і залежать від розмірів заготовки і хімічного складу сталі, що розливається. Світовими лідерами з виробництва безнапірних заглибних стаканів є фірми RHI (Австрія), VESUVIUS (Бельгія) та STAVERMA (Германія). Корпус більшості¹ безнапірних стаканів-активаторів виготовляють з композитних корундографітових матеріалів (Grasanit) з добавками дрібнодисперсних компонентів матриці та антиоксидантів (кремнію) із цирконовою або периклазографітовою вставкою в зоні шлакового поясу. Стакани виготовляють методами гідравлічного та ізостатичного пресування. Останній переважає при виготовленні виробів довжиною понад 1,5 м, оскільки дозволяє отримувати рівномірне ущільнення по всій довжині виробу [21].

Широкого вжитку безнапірні заглибні стакани отримали на слябових МБЛЗ і ливарно-прокатних агрегатах (ЛПА). Так на слябовій МБЛЗ 1 на заводі DOFASCO фірми “ArcelorMittal Dofasco Inc” (м. Гамільтон, Канада) застосовують безнапірний заглибний стакан оптимізованої конструкції з двома отворами і кутковим розсікачем. Розташування, форма і розміри отворів дозволили спрямувати потоки сталі таким чином, щоб забезпечити підігрів меніску для запобігання утворення заворотів кірки і, водночас, підтримувати швидкість потоків сталі вздовж межі метал-шлак на рівні $0,20 \div 0,35$ м/с для забезпечення асиміляції неметалевих включень шлаковою фазою [20].

На ЛПА Віксунського заводу використовують заглибний стакан шостого покоління конструкції «бобровий хвіст» із чотирма отворами, що розташовані по два з кожного боку під кутом до горизонтальної площини. Конструкція стакану забезпечує водночас підведення рідкої сталі в верхню частину кристалізатора та рівномірний розподіл потоків у його об'ємі [21].

Перспективним напрямком підвищення якості безперервнолитої заготовки і дешевшою альтернативою електромагнітному перемішуванню (див. п. 1.1.2) є ініціація обертального руху металу у кристалізаторі. Реалізація процесу можлива двома принциповими методами: розміщенням ряду тангенційних отворів при горизонтальному підведенні струменя та розміщенням фрагменту гвинта Архімеда (пластини, що завихрює) у порожнині стакану з горизонтальною подачею струменя [22,25,26].

У роботі [25] наведено стакан з тангенціально розташованими отворами додатково обладнано «юбкою», закріпленою на нижній зворотній частині стакану вище вихідних бічних каналів. Юбка має внутрішню циліндричну (або іншу) поверхню, а її нижня крайка знаходиться нижче дна стакану. Це дозволяє ініціювати закручення потоку сталі у замкненому об'ємі кристалізатора і в повній мірі передати його у нижні об'єми рідкої лунки.

¹ На вітчизняних підприємствах також використовують стакани на основі SiO_2 [24].

Подібна конструкція дозволяє уникнути безпосереднього контакту струменів сталі із кіркою металу у кристалізаторі.

Несуттєвим недоліком стаканів-активаторів першого типу є складність їх застосування при розливанні заготовок з відношенням розмірів понад 1,5, через змінення характеру руху потоків. Цей недолік може бути усунено шляхом оптимізації конструкції стакану або наповненням кристалізатора декількома стаканами. Авторами роботи [22] доведена висока ефективність видалення неметалевих включень з розплаву, яка за результатами гідродинамічного моделювання складає 50÷53%.

Стакани другого типу обладнано пластиною у формі гвинта Архімеда, що завихрює потік сталі у стакані і видає його перпендикулярно до осі стакану. Варіанти конструкції такого стакану пройшли перевірку на слябових МБЛЗ заводів Вакаяма і Касіма (Японія). Незважаючи на удавану небезпеку швидкого заростання стакану за розміщення у його порожнині додаткового конструктивного елемента, прохідний переріз стакану з пластиною після розливання 450 т сталі складає 86 %, тим часом як у звичайного безнапірного стакану-активатора цей показник складає 54 %. Цей факт пояснюється кращою організацією струменя сталі у стакані і відсутністю застійних зон. Використання стаканів із пластиною, що завихрює, дозволяє майже вдвічі зменшити ураженість слябу підкорковими порами та у 5 разів зменшити ураженість прокату поверхневими дефектами [26].

1.1.2 Електромагнітна обробка металу

Методи електромагнітної обробки сталі почали активно розвиватися на початку 70-х рр. минулого сторіччя і сьогодні є невід'ємною частиною технології безперервного розливання сталі у всіх країнах світу. Широкого вжитку магнітогідродинамічна (МГД) обробка розплаву набуває і у кольоровій металургії, зокрема з метою отримання металевих суспензій. Експлуатаційні характеристики мідних сплавів після МГД обробки збільшуються на 30 %, в алюмінієвих сплавах зменшується на 80 % кількість голкових неметалевих включень та у 6 разів їхня довжина, зносостійкість антифрикційних алюмінієвих сплавів збільшується у 2,5÷6 разів [13,27-32].

Вплив електромагнітного поля на рідкий метал виявляється як на макротак і на мікрорівні. На макрорівні електромагнітну енергію використовують для плавки металу та його нагрівання електричним струмом, переміщення металевого розплаву під дією електромагнітних сил, накладання тиску на рідкий метал, у тому числі у передкристалізаційний період.

На мікрорівні магнітні поля безпосередньо впливають на атоми хімічних елементів, що входять до складу сплавів, та надають їм різних прискорень, зумовлюють дипольні взаємодії в системах з феромагнітними і парамагнітними фазами та орієнтацією феромагнітних часточок уздовж силових ліній поля, змінюють величину коефіцієнта молекулярної дифузії елементів у рідкому металі та величину критичного зародка при кристалізації металу. Все це дає змогу керувати рухом металу, тиском, тепло- та

масообміном в об'ємі металевого розплаву, змінюючи структуру і властивості литих заготовок. Безперечною перевагою МГД обробки є її безконтактний характер і низька інерційність [33,34].

Пристрої електромагнітного перемішування (ЕМП) знайшли своє використання і за виробництва спеціальних сплавів зокрема у вакуумно-дуговому (ВДП) та електрошлаковому переплаві (ЕШП). Механічні властивості зливок сталі 12Х18Н10Т, що оброблені у процесі кристалізації електромагнітним полем із додатковим охолодженням гелієм, повністю відповідають діючим нормам і мають великий запас міцності [35]. Перспективним є застосування МГД-обробки за ЕШП титанових сплавів та сталей для виготовлення прокатних валків. Експериментально доведена ефективність використання магнітного поля за виробництва титанового сплаву ВТ22 для отримання зливок з дрібнозернистою структурою і рівномірним розташуванням легуючих елементів в об'ємі зливка [29,36].

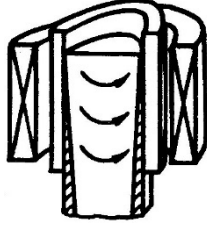
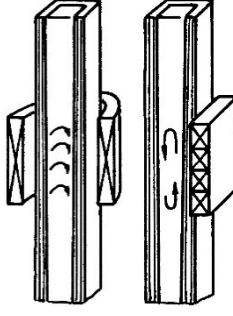

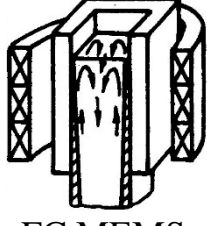
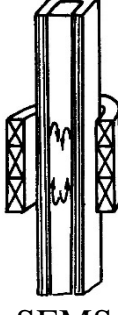
Сутність ЕМП полягає в ініціації вихрових струмів (струмів Фуко) в об'ємі рідкого металу при наведенні на нього магнітного поля. Під дією електромагнітної сили рідкий метал починає обертатися в горизонтальній або пересуватися у вертикальній площинах завжди уздовж ліній магнітної індукції. Шляхом регулювання струму в котушках індуктивності змінюють швидкість потоків рідкої сталі. На сьогодні існують пристрої ЕМП кондуктивного та індуктивного типу [9].

При ЕМП відбувається низка важливих процесів зокрема: інтенсифікація тепло- і масообміну в об'ємі металу, що твердіє; вирівнювання температурного і концентраційного градієнту; інтенсифікація теплообміну з твердою кіркою; руйнування дендритів на фронті кристалізації; поліпшення умов асиміляції неметалевих включень шлаковою фазою. Дослідами на сплавах кольорових металів доведена можливість модифікування емульсованих неметалевих включень [37]. За характером впливу ЕМП на технологію безперервного розливання розрізняють шість принципів методів індукційного ЕМП для сортових, блюмових та слябових МБЛЗ у кристалізаторі, зоні вторинного охолодження (ЗВО) та зоні остаточного тверднення (ЗОТ) (таблиця 1.1) [13,33,38-51].

ЕМП в кристалізаторі полем, що обертається (*mold electromagnetic stirring* – MEMS) – різновид індуктивного перемішування спрямований на створення обертального руху рідкого металу у кристалізаторі, що може застосовуватися за розливання усіх типів заготовок, звичайно низьколегованих, пружинних, холоднокатаних та середньовуглецевистих марок сталі. Слід зауважити, що на сортових і блюмових МБЛЗ обертальний рух металу завжди ініціюється обертальним магнітним полем, а на слябових використовується два генератори лінійного магнітного поля різної направленості.

Таблиця 1.1

Особливості та результати використання пристроїв ЕМП

Тип МБЛЗ	Кристалізатор	ЗВО	ЗОТ
Сортова, блюмова	 MEMS	 SEMS	 FEMS
Слябова	 FC MEMS, EMBR	 SEMS	-
Марки сталі	низьколеговані, пружинні, холоднокатані та середньовуглеце ві	нержавіючі та інструменталь ні	пружинні, шарикопідшипник ові, спеціальні високовуглецевист і
Мета ЕМП			
– неметалеві включення	+		
– шпаристість	+		
– газова пори	+		
– прориви кірки	+		
– внутрішні тріщини	+	+	
– стовпчаста структура	+	+	
– осьова ліквация	+	+	+
– центральна пористість	+	+	+
– V-подібна ліквация			+

За рахунок обертання сталі неметалеві включення та газу із меншою у порівнянні з металом густиною спрямовуються до центральної частини безперервнолитої заготовки (БЛЗ), звідки конвекційними потоками переносяться до дзеркала металу і асимілюються шлаком. Крім того, вимушена конвекція призводить до ламання гілок дендритів, пригнічуючи

розвиток зони транскристалізації. Уламки дендритів, що відіграють роль штучних зародків, додатково подрібнюють структуру, зменшуючи осьову ліквідацію та центральну пористість. Поліпшення умов теплообміну рідкої фази із кіркою заготовки збільшує товщину кірки на виході з кристалізатора, зменшуючи імовірність проривів кірки під кристалізатором та вірогідність утворення внутрішніх тріщин [41-47,49,51-55].

Авторами багатьох робіт доведено, що оптимальна швидкість потоків сталі для досягнення описаних ефектів, знаходиться у межах $0,3 \div 1,0$ м/с ($0,3 \div 0,6$ м/с – для блюмових і $0,5 \div 1,0$ – для сортових). За швидкості менше $0,3$ м/с інтенсивність перемішування надто мала для руйнування верхівок дендритів і досягнення задовільної структури, а швидкість понад 1 м/с призводить до утворення центральної пористості та негативної ліквідації, а також надмірної витрати електроенергії без отримання суттєвих результатів. Негативна ліквідація, в свою чергу, призводить до утворення дефектів, «світлий контур» (смуга) та «ліквідаційний квадрат». Регулювання швидкості потоків рідкої сталі здійснюють шляхом зміни сили електричного струму статора [38,42,43,46,52,56,57].

Другою системою ЕМП, що застосовується переважно на слябових МБЛЗ (див. табл. 1.1), є системи електромагнітного гальмування (*electromagnetic brake* – EMBR), метою якої є гальмування струменя сталі, що витікає з кристалізатора. Гальмування струменя дозволяє зменшити вірогідність проривів за рахунок поліпшення умов первинного охолодження сталі, а також зменшує глибину занурення газових і неметалевих включень у рідку сталь. Не менш ефективною і більш дешевою альтернативою цих систем є використання безнапірних заглибних стаканів, у тому числі із обертальним ефектом (див. п.п. 1.1.1). Особливо ефективним цей метод є за розливання сталі для глибокої витяжки, а також тонких слябів зі швидкостями витягування близько 6 м/хв [33,48,51,54].

Використання системи керування потоками у кристалізаторі (*fluent control mold electromagnetic stirring* – FC MEMS) показує хороші результати у комплексі із застосуванням безнапірних заглибних стаканів. Метою FC MOLD є зменшення ефекту розмивання кірки заготовки потоками металу, що витікає з отворів заглибного стакану перпендикулярно стінкам кристалізатора. Основний ефект – поліпшення умов формування твердої кірки заготовки [42,48,51,54].

На етапі вторинного охолодження заготовки застосовують системи електромагнітного перемішування із обертальним або лінійним магнітним полем (*strand electromagnetic stirring* – SEMS). Їх мета – пригнічення розвитку стовпчастих кристалів, а також усереднення хімічного складу та температури рідкої фази. Системи SEMS застосовують за розливання сортових, блюмових та слябових заготовок з нержавіючих та інструментальних марок сталі. При цьому, на сортових та блюмових МБЛЗ звичайно застосовують лише один генератор обертального або лінійного ЕМП на внутрішньому радіусі

заготовки, а на слябових – на внутрішньому та зовнішньому радіусі заготовки, найчастіше разом із системами EMBR або FC MOLD [13,41-43,47,51,54].

ЕМП на фінальній стадії тверднення (*final electromagnetic stirring* – FEMS) та її перспективний аналог електромагнітний бустер (комплекс у складі FEMS та «м'якого» обтиснення) зазвичай використовують за безперервного розливання сортових і блюмових заготовок пружинних, шарикопідшипникових, спеціальних високовуглецевистих марок сталі з метою пригнічення осьової ліквації та усадочної шпаристості. Наразі використання FEMS обмежено через труднощі у визначенні його розташування та режимів роботи [42,51,52,54].

Розглянуті вище технології ґрунтуються на індуктивному способі ЕМП рідкої сталі. Принцип кондуктивного ЕМП полягає у проведенні електричного струму у напрямку, перпендикулярному технологічній осі МБЛЗ з одночасним накладенням магнітного поля на рідку серцевину зливка. Взаємодія сталого магнітного поля з електричним струмом у серцевині заготовки інспірує поле електромагнітних сил із силовими лініями, які спрямовані уздовж заготовки. Чисельні дослідження з фізичного моделювання кристалізації сталі за комбінованого впливу електричного і магнітного полів доводять значне подібнення структури литого металу. Впровадження технології кондуктивного ЕМП на слябовій МБЛЗ Новоліпецького металургійного комбінату сприяло збільшенню товщини зони великих рівноосних кристалів майже у 2 рази [56,58,59].

Використання МГД-систем вельми доцільно і за розливання сталі на МБЛЗ валкового типу. Їх використання спрямоване на виконання трьох основних задач технології: організація перемішування металу у проміжному ковші; організація підводу рідкої сталі у міжвалковий простір; запобігання бічного витікання металу з міжвалкового простору. Розташування цих систем обмежується промковшем, заглибним стаканом та кристалізатором [60].

1.1.3 Продувка інертним газом

Цей тип обробки передбачає зміну гідродинамічної картини руху конвекційних потоків у об'ємі рідкої фази продувкою струменем інертного газу. Різноманіття технологій продувки сталі при безперервному розливанні описано у роботі [61].

Продувка сталі при розливанні у зливки може здійснюватися згори або знизу. У роботі [62] експериментально визначено оптимальну схему перемішування рідкої фази сталевих зливок з рухом потоків протилежним такому, що спостерігається за природної конвекції. Продувка інертним газом через встановлений у піддоні вкладиш дозволила помітно зменшити ліквацію вуглецю і сірки у зливках сталі марки Ст5 масою 10 т. Вміст неметалевих включень зменшився на 30%, а їх форма змінилася з плівкових та стрічкових на розкидані глобулярні. Пластичність і ударна в'язкість металу після обробки інертним газом збільшується на 20%, а нижня межа інтервалу високотемпературної крихкості збільшується на 40÷50 °С.

Особливості технології безперервного розливання виключають продувку сталі у кристалізаторі через складність підводу дуття та неминучого порушення рівня дзеркала металу внаслідок бурління. Тому єдиним варіантом продувки, що є максимально прийнятним до процесу кристалізації, є вдування газу через порожнистий стопор з витратою газу, що виключає потрапляння газу у кристалізатор. Подібні схеми широко використовуються з метою запобігання вторинного окислення та заметалювання стакану через підсмоктування повітря на ділянці «промківш - заглибний стакан» [63,64,65-67]. Перспективним також є використання цієї технології для регулювання витрати сталі з промковшу та інжекції інокуляторів [68].

Продувка через стопор вочевидь стала прототипом для розробки пульсаційної обробки, за якої у верхню частину заглибного стакану, з'єднану з клапанним блоком, здійснюють періодичну подачу нейтрального газу зі змінним тиском. Внаслідок періодичної зміни тиску газу сталь поперемінно затягується та виштовхується зі стакану, забезпечуючи перемішування у рідкій фазі [69].

1.2. Руйнування фронту кристалізації концентрованими джерелами енергії

За руйнування фронту кристалізації в об'ємі рідкої фази утворюється велика кількість центрів кристалізації із температурою плавлення, вищою за температуру плавлення рідкої сталі. При седиментації цих часток у рідкій фазі БЛЗ утворюється зона негативної ліквідації на її зовнішньому радіусі, що за походженням нагадує конус осадження у зливках, розлитих звичайним способом. Описаний процес призводить до зменшення хімічної і фізичної неоднорідності, подрібнення литої структури сплавів та пришвидшення їх тверднення. Також відомі роботи, що доводять підвищення рівномірності розподілу та незначне модифікування неметалевих включень за деяких різновидів обробки, зокрема електрогідроімпульсної та вібраційної [70,71].

Відомими методами руйнування фронту кристалізації є обробка тиском, електрогідроімпульсна обробка, вібраційна, ультра- та інфразвукова обробка. Далі розглянемо сутність та результати цих видів обробки.

1.2.1. Обробка тиском

Перші дослідження з обтиснення зливка впродовж тверднення були виконані 1900 року у Франції шляхом всебічного втиснення в кокіль, однак у безперервному розливанні сталі цей спосіб почали використовувати за кордоном у другій половині 90-х рр. минулого сторіччя [72].

Обробка металу тиском у передкристалізаційний період має на меті руйнування фронту кристалізації під дією сталого чи періодичного навантаження. Під дією зовнішнього тиску відбувається пригнічення розвитку усадкових процесів, змінюються фізико-хімічні властивості розплаву (температура плавлення, теплопровідність, в'язкість, дифузія тощо). При литті у форму (кокіл або виливницю) покращуються умови охолодження металу за рахунок ліквідації газової пористості. Якщо сплав кристалізується в широкому температурному інтервалі, часточки твердої фази, що утворюються в об'ємі

розплаву, призводять до збільшення в'язкості та зменшення дифузії, що пригнічує розвиток ліквіації, хімічної і фізичної неоднорідності [73-76]. Методи передачі тиску до фронту кристалізації поділяють на три типи [77]:

- 1) лиття під усестороннім газовим тиском (ЛУГТ): автоклави, газостати;
- 2) передача тиску газом або поршнем через рідку фазу: вакуумне лиття, з протитиском, вакуумним всмоктуванням, тощо;
- 3) передача тиску через тверду кірку: «м'яке» обтиснення.

В залежності від технології розливання робочим інструментом зовнішньої дії є газ (газодинамічна обробка), пуансон (лиття під тиском) та валки («м'яке» обтиснення) [73,74].

Альтернативою газодинамічної обробки у безперервному розливанні сталі є «м'яке» обтиснення у зоні остаточного тверднення заготовки.

Ефект від застосування технології «м'якого» обтиснення можна порівняти із зменшенням ступеня перегріву сталі та такими типами зовнішнього впливу, як інокулятори та ЕМП у кристалізаторі та ЗОТ [72,78].

Дослідженнями, виконаними японськими вченими у 80-х рр. минулого сторіччя, доведена неефективність використання ЕМП у ЗОТ (FEMS) слябової заготовки з метою усунення осьової ліквіації (див. табл. 1.1). Вони пояснюють це великою чутливістю зони рівноосних кристалів у центрі заготовки до циркуляційних потоків, ініційованих ЕМП у кінці рідкої фази слябової заготовки. Альтернативним рішенням є застосування технології «м'якого» обтиснення [78].

Ввівши у експлуатацію вертикальну машину з динамічною системою «м'якого» обтиснення слябів з рідкою серцевиною, на якій розливають сталь для товстого листа зі спеціальними властивостями, німецька фірма “Dillinger Hütte” помітила суттєве поліпшення внутрішньої структури. Перша в світі повністю динамічна система «м'якого» обтиснення була впроваджена у 1995 р. на заводі “Rautaruuki Steel” (Фінляндія) із застосуванням системи статичного і динамічного обтиску слябів шляхом регулювання сегментів (шпарин між роликами) за допомогою гідравлічних пристроїв [79].

Однак, було відмічено, що результати значною мірою залежать від швидкості витягування сляба, розташування кінця рідкої фази та зусилля обтиску. Зокрема, за значної частки рідкої фази (понад 80 %) у зоні м'якого обтиснення позитивний ефект обробки зникає через те, що процес тверднення продовжується й після обробки разом із супутніми процесами ліквіації. Навпаки, за значної частки твердої фази (понад 80 %) позитивний ефект може бути досягнутий лише за значних зусиль обтиску, що може призвести до утворення внутрішніх тріщин [72,80,81].

Впровадження технології «м'якого» обтиснення на ОАО «Северсталь» дозволило не лише збільшити робочу швидкість витягування на 27 % без порушення геометрії заготовки, а й зменшити ширину осьової зони, подрібнити стовпчасті кристали та поліпшити хімічну однорідність. Частка

слябів, уражених центральною пористістю та осьовою ліквациєю за балом 1, збільшилася відповідно з 32,4 до 66,4 % та з 68,9 до 95,8 % [72,80,82].

Незважаючи на те, що «м'яке» обтиснення традиційно використовується лише на слябових МБЛЗ, у світовій практиці відомі спроби його застосування при розливанні круглої і квадратної заготовки великого перерізу (від 250 мм), зокрема на підприємствах Китаю Panzhiqua Iron and Steel (Group) Co. (Pangang) та Wuhan Iron & Steel Co. Ltd. (WISCO), а також заводах країн СНД: Білоруському металургійному заводі та ОАО «Северсталь». Його використання за розливання блюмів перерізом 265×265 мм дозволило зменшити ліквацию та в 1,5÷3 рази центральну пористість. За розливання дрібносоротної заготовки ефективність м'якого обтиснення зменшується через обмежене зусилля деформації, викликане малими розмірами заготовки [79,80,83].

1.2.2. Електрогідроімпульсна обробка

Процес електрогідроімпульсного впливу (ЕГІВ) на розплав ґрунтується на створенні періодичного імпульсу в електророзрядному генераторі пружних коливань (ЕРГПК) і його передачі через гнучку мембрану до БЛЗ. Блоки ЕРГПК встановлюють у ЗВО МБЛЗ, зазвичай на місці 3-ого та/або 12-ого роликів. Інтенсивність обробки складає 80-90 кДж/с, при цьому енергія в імпульсі складає від 0 до 5 кДж із частотою імпульсів 0,5-10 Гц. [84,85].

На відміну від інших способів фізичного впливу на розплав, електрогідроімпульсна обробка характеризується високими енергетичними показниками, а її застосування вимагає відносно невеликих енергетичних витрат, що забезпечує можливість обробки великої маси металу. За результатами робіт [85,86] отримано зменшення осьової пористості і зменшення довжини рідкої фази на 11%.

Дослідження неоднорідності литого металу по сірчаних відбитках, обробленого при знижених енергетичних параметрах, показало, що осьова ліквация в дослідному металі за всіма режимами впливу закономірно знижується. Це виявлено як на поперечних, так і на поздовжніх темплетах: у середньому бал хімічної неоднорідності знизився в 1,8 рази. Застосування ЕГІВ призводить до зміни характеру ліквациї: зменшується кількість ділянок, уражених шнуровою ліквациєю, і спостерігається перехід останньої у V-подібну ліквацию [69,84,85].

Металографічне дослідження неметалічних включень по перерізу литих слябів показало, що ЕГІВ не впливає на кількість оксидних і сульфідних неметалевих включень. Однак, встановлено зменшення розміру оксидних включень, а також зміна форми сульфідів заліза і марганцю на овальну чи глобулярну [69].

1.2.3. Вібраційна обробка

Вібраційна обробка металевих розплавів у процесі кристалізації призводить до наступних ефектів: а) ініціація переміщення макрооб'ємів розплаву; б) виникнення пружних коливань в розплаві та переміщення мікрооб'ємів металу; в) виникнення та розвиток кавітації; г) зменшення

роботи утворення зародку нової фази. Важливу роль вібраційної обробки у відокремленні гілок стовпчастих дендритів підкреслює А. Оно. На його думку, вібраційна обробка є найбільш ефективною саме на початкових етапах тверднення [10,87-90].

Вплив вібраційної обробки на процес кристалізації ґрунтується на ініціації пружних коливань гілок дендритів, що після обламування утворюють так звані заморожені кристали (*free chill crystal*). Ці кристали можуть зароджуватися у переохолодженій області, яка існує в розплаві на стінці форми впродовж заливання металу. Деякі з вільних кристалів виживають в умовах перегріву і переносяться до центру заготовки, де вони врешті решт доростають до зерен кінцевих розмірів. Саме цим автори [91] пояснюють вплив перегріву сталі на утворення зони рівноосних кристалів за вібраційної обробки. Ця ідея була вперше висунута Гендерсом у 1926 р. і пізніше Чалмерсом [10,92].

Механічні коливання за вібраційної обробки металу у передкристалізаційний період можна передавати двома шляхами: 1) через ливарну форму (виливницю, кристалізатор, зовнішні водоохолоджувальні мідні холодильники) або тверду кірку та 2) через дзеркало металу у ливарній формі. Обидва способи є прийнятними за розливання на МБЛЗ. У залежності від напрямку розповсюдження вібраційних коливань вібрація може передаватися знизу, у горизонтальній площині та обертально у горизонтальній площині. Відомі, також, способи, що передбачають вібрацію тиглю з розплавом при нерухомому поршні [87,90,93,94].

Ідея покращення якості металу під дією вібрації була висунута Д.К. Черновим ще наприкінці XVIII ст. Глибокі дослідження про вплив вібрації на процес кристалізації сталі проведено у Японії починаючи з 70-х рр. минулого сторіччя [91]. За рахунок перелічених вище явищ обробка 150 кг зливків нержавіючої сталі, розлитих сифонним способом, низькочастотними коливаннями (18 Гц) із амплітудою 110 мкм впродовж 3 хв дозволила майже повністю усунути зону транскристалізації. Випробування вібраційної обробки на слябовій МБЛЗ дозволило збільшити зону рівноосних кристалів до 80 % від товщини заготовки. Збільшення службових властивостей сталі марок 60 та 55Л після вібраційної обробки сягає 20,2 % для ударної в'язкості, 5 % для міцності, 10,6 % для твердості. Об'єм усадкової раковини зменшується на 7,2 % [87,88,95].

Відмічено, що зміна частоти та амплітуди коливань майже не позначається на ефективності обробки на відміну від її тривалості та температури перегріву рідкої сталі. Ефективність подрібнення структури та зменшення тривалості тверднення за вібраційної обробки також залежить від пластичності сталі за температури кристалізації [87,88,91].

Результати роботи [91] уточнено авторами роботи [96], які шляхом моделювання на легкоплавких речовинах встановили, що частота вібрації все ж впливає на поведінку вільних кристалів, що плавають у рідкій фазі. Зокрема, вони зазначають, що за низької частоти та амплітуди відокремлені від фронту

кристалізації уламки кристалів починають рухатися у напрямку до осі зливка. При підвищенні частоти і амплітуди відбувається хаотичне перемішування уламків дендритів у об'ємі розплаву. Також, в залежності від частоти коливань відбувається осідання уламків дендритів уздовж фронту кристалізації (за помірної частоти коливань) та зворотна зміна потоків при підвищенні частоти коливань.

Невірний режим вібраційної обробки БЛЗ так само, як і надмірна інтенсивність ЕМП (див. п. 1.1.2) можуть призводити до розвитку негативної ліквідації, що є причиною утворення в об'ємі заготовки дефектів світлого контуру та ліквідаційного квадрату [57].

Слід відзначити особливості впливу вібраційної обробки на поведінку неметалевих включень у рідкій фазі. Доведено, що за густини часточки, меншої за густину розплаву відбувається рух першої у напрямку джерела вібрації і, навпаки, якщо густина частки менша за густину розплаву – вона рухається від джерела вібрації [96].

1.2.4. Обробка ультра- та інфразвуком

У 1983 році радянським вченими-металургами Всеросійського інституту легких сплавів було зроблено наукове відкриття, що дало поштовх до активних досліджень впливу ультразвукової обробки та інокуляторів на процес кристалізації. Вони встановили, що за надлишку зародків перед фронтом кристалізації відбувається утворення так званої структури субдендритного типу (недендритної), а розмір субдендритних зерен, що утворюються, залежить лише від швидкості охолодження [97].

Механізм впливу ультразвукових коливань² на процес кристалізації вони пояснюють не лише зламванням гілок дендритів, подібно до вібраційної та ЕГ- обробки, а й з погляду капілярних явищ. Річ у тім, що неметалеві включення різної природи і хімічного складу погано змочуються розплавом і майже не приймають участь у процесі гетерогенної кристалізації. Погіршення змочування пояснюється, зокрема, й присутністю на поверхні часток нано- і мікронерівностей, заповнених газовою фазою. Ультразвукова обробка розплаву примушує бульбашки поперемінно зростати та зменшуватися до повного закривання. Зменшення об'єму бульбашки збільшує площу активної поверхні часточки, що змочується рідким металом. Енергія, що поглинається при закриванні бульбашки, трансформується в імпульс високого тиску (до 100 МПа) та кумулятивні струмені, швидкість яких сягає 100 м/с. Металевий розплав, який встигає закристалізуватися у звільнених від газу шпаринах, грає роль «фундаменту» для росту кристалів нової фази, оскільки добре змочується рідким металом того ж хімічного складу. Звільнені бульбашки, спливаючи, здійснюють дегазацію металу і видалення неметалевих включень [97-99].

Як і у випадку вібраційної обробки існує декілька методів передачі коливань до фронту кристалізації, найбільш розповсюдженими з яких є передача через хвилепровід у рідкий метал та через кірку. Слід відзначити, що у більшості розглянутих джерел ультразвукова обробка використовується

² На практиці зазвичай застосовують коливання частотою 17÷25 кГц.

разом з інокуляторами різного типу (здебільшого макрохолодильниками та модифікаторами) [97,100].

У роботах [98,99] доведено, що поглинання акустичної енергії, сильний розвиток кавітації та акустичних потоків у розплаві призводить до збільшення температури останнього на $10 \div 15^\circ\text{C}$, що теоретично може покращувати умови підпитки міждендритного простору у ЗОТ.

Головною причиною вкрай обмеженого застосування ультразвукової обробки розплаву є складність введення коливань у розплав. Більшого поширення отримала ультразвукова обробка твердої сталі, зокрема у комбінації із гартуванням та старінням, яка за належних умов призводить до збільшення мікротвердості та межі текучості за рахунок виділення метастабільних фаз, перегрупування дислокацій та подрібнення макроструктури [98,101,102].

1.3. Інтенсифікація теплообміну рідкої фази із зовнішнім середовищем через тверду кірку

Концепція вторинного охолодження безперервною заготовки повинна забезпечити виконання низки умов: 1) забезпечення заданої швидкості тверднення; 2) запобігання утворенню окалини; 3) запобігання потраплянню ділянок поверхні заготовки у температурний інтервал утворення холодних тріщин ($700 \div 950^\circ\text{C}$ в залежності від хімічного складу сталі) [103].

Перелічені умови є взаємовиключними, що вимагає компромісного підходу до вибору концепції вторинного охолодження. Очевидно, що додаткове зовнішнє втручання у вторинне охолодження заготовки може порушити вкрай нестабільну рівновагу у дотриманні зазначених умов. Цим можна пояснити найменшу кількість наукових праць у даному напрямку, серед яких виділяють розробку режимів охолодження та охолоджуючих середовищ, а також охолодження ефектом Пельтьє.

Роботи, присвячені розробці раціональних режимів охолодження заготовки, мають на меті освоєння безперервного розливання марок сталі з широким інтервалом кристалізації, особливо при розливанні товстих слябів. При розробці концепцій вторинного охолодження прагнуть до наближення температури поверхні заготовки до границь температурного інтервалу утворення холодних тріщин. За цим принципом концепції вторинного охолодження поділяють на системи гарячого і холодного профілю [103,104]. Окремо вирізняється концепція імпульсно-безперервного режиму охолодження [105].

Первинне охолодження заготовки за імпульсно-безперервного режиму відбувається за законом синуса. Автор роботи [105] стверджує, що шляхом зміни термодинамічних умов охолодження заготовки за імпульсно-безперервного режиму її охолодження досягається пригнічення росту стовбчастих кристалів та покращення хімічної однорідності заготовки. Він пояснює цей ефект локальним оплавленням гілок дендритів та утворенням уламків, які грають роль центрів кристалізації перед фронтом кристалізації. Крім того за результатами опробування отримано збільшення коефіцієнта

тверднення заготовки з 0,26 до 0,28 см/с^{0.5}. Однак автор наголошує на тому, що запропонований режим охолодження призводить до підвищення термопружних напружень та їх релаксації за умови в'язко-пластичної деформації, що може викликати утворення тріщин.

Доцільність використання імпульсно-безперервного режиму охолодження можна поставити під сумнів й за результатами роботи [106]. Проведені дослідження показують, що коливання температури поверхні заготовки у ЗВО через періодичне охолодження поверхні заготовки струменем форсунок та нагрівом від дотику із роликками становлять, за різними даними, 30÷100 °С [103] та 100÷300 °С, а у перших секціях ЗВО – понад 450 °С [106] в залежності від конструкції МБЛЗ та типу форсунок. Це разом із здуттям граней у міжвалковому просторі становить загрозу утворення холодних тріщин за розливання високовуглецевистих та мікролегованих (ніобієм і ванадієм) марок сталі та зменшує продуктивність машини.

Концепція Хард-Хард, що належить до концепцій холодного профілю, пропонується для використання на слябових МБЛЗ, особливо за розливання мікролегованої сталі та передбачає обприскування сляба великою кількістю води у верхніх секціях ЗВО з метою зменшення температури поверхні слябу не більше 700 °С із наступним її підтриманням у нижніх секціях ЗВО. Зазначений ефект досягається інноваційною конструкцією форсунок фірми Lechler та їх конфігурацією у верхніх секціях ЗВО, що в цілому дозволяє збільшити ефективну площу зрошення за рахунок збільшення кута розкриття струменю води [103,106].

Впровадження концепції Хард-Хард дозволило збільшити швидкість розливання сталі до 3,5 м/хв за розливання товстих слябів та до 7 м/хв – для тонких. Одночасно, за рахунок раціональної схеми охолодження зменшується витрата води на охолодження.

Альтернативним методом додаткового охолодження заготовки є використання одного з термоелектричних законів перетворення енергії – ефекту Пельтьє. Його суть полягає у поглинанні або виділенні тепла при пропусканні електричного струму через спай двох провідників або напівпровідників із різними величинами термо-ЕРС. Чим більша різниця їх термо-ЕРС, тим більше тепловий потік. У випадку кристалізації цими провідниками є рідка та тверда фаза, а їх «спаєм» – фронт кристалізації [107].

Розробка цього методу охолодження за безперервного розливання здійснювалася у 70-х рр. минулого сторіччя у СРСР. Запатентований метод передбачає підведення до заготовки електричного струму електродами, один з яких ковзає поверхнею заготовки, а інший – занурюється у рідку лунку. Застосування методу дозволило збільшити на 1,2 % щільність алюмінієвого сплаву АМГ-6, збільшити на 18,9 та 29,6 %, відповідно, межі міцності та текучості, а також на 13,8 % зменшити глибину рідкої лунки. При литті у піщану форму сплаву 110Г13Л досягнуто зменшення у 1,4÷2,5 рази вміст неметалевих включень та підвищення на 10÷20% тимчасового опору на розрив [108,109].

Моделювання структуроутворення металевго сплаву під впливом електричного струму зворотної полярності (від'ємний потенціал наводився на розчин), що проведене на тіосульфаті натрію, показало зменшення товщини зони стовпчастих кристалів на 6 % за рахунок відповідного зменшення осьової зони стовпчастих кристалів; тривалість тверднення зменшилася на 15 %. Автори не пояснюють отримані результати, однак очевидно, що їх походження пов'язане зі зменшенням температурного градієнту у рідкій фазі, викликаного переохолодженням граничних шарів рідини за рахунок ефекту Пельтьє [34].

Схоже пояснення результатів власних експериментів надають автори роботи [110] з «холодного» моделювання кристалізації під впливом електричного струму. Результатами їх досліджень на розчині тіосульфату натрію доведена можливість регулювання в широких межах швидкості кристалізації та структурної будови твердого сплаву. Зокрема, пряма полярність (від'ємний потенціал на кристалізаторі) уповільнює кристалізацію на 12,5 % та пригнічує розвиток осьової зони рівноосних кристалів в 1,8 рази. Зворотна полярність, навпаки, пришвидшила кристалізацію на 11% та збільшила осьову зону рівноважних кристалів на 10%. Отримані результати автори пояснюють зміною електрохімічних параметрів подвійного електричного шару, що існує на фронті кристалізації, при поляризації кристалізатору.

Проведені авторами роботи [111] експерименти на легкоплавких сплавах та комп'ютерне моделювання вказує на можливість оплавлення верхівок стовпчастих дендритів у наслідок комплексних процесів виділення Джоулева тепла та сил Лоуренца у рідкому металевому розплаві при використанні методу електророзрядного імпульсу (*PED – Pulse Electric Discharging*), що за характером дії близький до методів, розглянутих вище.

1.4. Введення в сталь інокуляторів

Перш ніж розглядати існуючі технології використання інокуляторів у металургії, необхідно зазначити, що під цим терміном слід розуміти різні технологічні добавки, до яких з 1979 року прийнято відносити дисперсні порошки, металеві стрижні, сітки, дроти, стрічки, кулі, а також гранули, стружку, брикети та ін.

За характером їх впливу на металевий розплав С.С. Затуловський спробував класифікувати всі інокулятори на 4 групи: фригатори (охолоджувачі, мікрохолодильники), модифікатори (домішки, що подрібнюють і модифікують структуру заготовки), лігатори (взаємодіють з компонентами розплаву, утворюючи нові форми) та інокулятори, що армують [23].

Більш вживаною є класифікація, що була запропонована П.А. Ребіндером, який розрізняє модифікатори I і II роду³ [112,113]. До I групи належать модифікатори, що утворюють в розплаві високодисперсну суміш

³ Замість терміну «інокулятор» він використовує «модифікатор», що за змістом є більш вузьким.

(суспензію), частинки якої є зародками для утворення і росту кристалів. Такими сполуками можуть бути як тугоплавкі матеріали, що знаходяться у зваженому стані в передкристалізаційний період, так і часточки залізного порошку, які не встигли (або не змогли) розплавитися за час тверднення заготовки. Авторами роботи [114] наголошено про можливість підвищення міцності металу у $3\div 4$, а твердості у 10 разів з одночасним збільшенням морозостійкості і корозійної стійкості при подрібненні макроструктури цих компонентів до нанорозмірного стану.

До II групи належать елементи або їх сполуки, які адсорбуються на гранях кристалів, що зароджуються, і гальмують їх зростання. Для сталі модифікаторами II роду є поверхнево-активні елементи, здатні адсорбуватися на поверхні зростаючого кристала (ЛЗМ та РЗМ).

Існує також низка інших класифікацій, здебільшого модифікаторів (за класифікацією С.С. Затуловського), які детально описані у роботах [6,112], зокрема Н.Н. Сироти, Ю.А. Нехенді, Г.С. Єршова та В.А. Чернякова. Для подальшого аналітичного аналізу ефективності інокуляторів нами вжито класифікацію С.С. Затуловського.

1.4.1. Фригатори

Фригаторами називають інокулятори того ж хімічного складу, що й розплав, або інертні по відношенню до нього, які вводять у металевий розплав безпосередньо перед кристалізацією з метою зменшення перегріву. Зазвичай використовують фригатори у формі порошку фракцією не більше 2 мм та металевої стрічки з витратою $5\div 25$ кг/т розплаву.

Зменшення перегріву металевого розплаву перед кристалізацією призводить до зменшення температурного градієнту в розплаві, внаслідок чого відбувається об'ємна кристалізація розплаву з утворенням дрібнозернистої структури. Так введення в сталь марок 35Л і 60Л фригатору у формі залізного порошку марки ПЖ-2М з витратою 15 та 25 кг/т сталі супроводжується подрібненням мікроструктури сталі відповідно у 1,3 та 2 рази. Це, в свою чергу, призводить до підвищення механічних властивостей відливок: межі міцності на $10,5\div 11,8\%$, умовної межі текучості на $5,4\div 10,8\%$, відносного подовження на $15,0\div 32,7\%$ та твердості за Брінелем на $16,0\div 18,2\%$. Збільшення густини твердого металу складає $0,40\div 0,41\%$ [115].

Дрібнодисперсна форма порошку сприяє його ефективному засвоєнню металевим розплавом. Це підтверджують електронно-мікроскопічні дослідження поверхні часточок порошку, за даними яких у процесі знеуглецьовуюче-відновного відпалу їх поверхня набуває коралоподібного рельєфу із розміром окремих наростків від 10 до 100 нм [116]. Активна поверхня теплообміну таких часточок сприяє швидкому їх плавленню в металі та покращує умови гетерогенної кристалізації розплаву.

Оскільки металеві порошки зазвичай мають дрібнокристалічну або аморфну структуру, їх використання супроводжується наслідуванням металом дрібнокристалічної структури металевого порошку. За класифікацією Трахтенберга інокулятори цього типу відносять до модифікаторів III роду

[117]. Їх вплив на процес формування структури металу полягає у збереженні ближнього порядку атомів після розплавлення дрібнокристалічної шихти і його збереженні при незначному перегріві розплаву над температурою ліквідус [118]. Для збереження ближнього порядку атомів у розплаві бажано вводити дрібнокристалічний матеріал безпосередньо перед кристалізацією розплаву.

Фригатори-макрохолодильники зазвичай вводять у формі металевих стрічки, сітки або дроту з витратою $6\div 13$ кг/т безпосередньо у кристалізатор зазвичай слябових МБЛЗ до повного їх розчинення у рідкому розплаві. Особливо ефективним є використання металевої стрічки з метою пригнічення осьової ліквідації при виробництві слябової заготовки із низьким (менше 4) ступенем подальшого обтиску. З метою пришвидшення плавлення макрохолодильника у металі йому можуть надавати пружних коливань ($50\div 150$ Гц), які дозволяють у $5\div 8$ разів збільшити коефіцієнт тепловіддачі [119,120].

Введення вібруючих макрохолодильників випробувано на вітчизняних та закордонних підприємствах, зокрема ПАО «Азовсталь», ПАО «ММК», ПАО ММЗ «Серп и Молот», ПАО МЗ «Электросталь» та ін. Результатом застосування є збільшення пластичності на $15\div 20\%$, ударної в'язкості на $50\div 100\%$, що, вочевидь, є результатом підвищення ізотропності заготовки у наслідок зменшення на $70\div 73\%$ товщини зони стовпчастих кристалів та зменшення на $71\div 76\%$ осьової хімічної неоднорідності [100,119,121,122].

Ще одним методом використання фригаторів є ендогенна суспензійна розливка, яка може бути реалізована двома методами: 1) відділенням частини струменя для формування інокуляторів та їх повернення у розплав; 2) утворенням металевої суспензії шляхом руйнування (перемішуванням, вібрацією тощо) стовпчастих дендритів [31].

Перший спосіб найчастіше реалізовується при безперервному розливанні та розливанні зливків зверху під вакуумом. При безперервному розливанні ендогенні фригатори формуються при контакті частини металевого струменя з вібруючим проміжним кристалізатором у формі водоохолоджуваної мідної пластини. При розливанні зливків зверху під вакуумом часточки фригаторів фракцією $0,2\div 3$ мм утворюються шляхом розпилення струменя металу у вакуумі, після чого під дією сили тяжіння повертаються у розплав. Незважаючи на досить великі розміри та високу питому витрату $10\div 13$ кг/т сталі ендогенні фригатори повністю розплавляються через високу початкову температуру, через що зменшення температури сталі не перевищує 5°C . При використанні наведеного способу за розливання сталі марки 38X2H2MA у зливки вагою 24,2 т підвищення механічних властивостей складо: межа текучості на $14,6\%$, межа міцності на $10,5\%$, відносне подовження на $5,0\%$, ударна в'язкість на $3,0\%$. Окрім підвищення рівня механічних властивостей у зливках спостерігається зменшення об'ємної ліквідації вуглецю по висоті зливка з 44% до 25% [123,124,125].

Використання фригаторів також пригнічує розвиток таких дефектів, як центральна пористість та осьова ліквация, зменшуючи частку дефектної продукції щонайменше на 5%. Доведено можливість збільшення швидкості розливання на 25÷30 % без шкідливого впливу на якість осьової зони заготовки. Слід також відмітити вплив фригаторів на забруднення сталі неметалевими включеннями. Низька швидкість кристалізації, властива традиційним методам розливання та збільшення дендритного параметру впродовж тверднення розплаву сприяють більш повному перерозподілу домішок, а отже утворенню сегрегації та ендегенних неметалевих включень. Введення фригаторів хоча і не змінює природи та форми неметалевих включень, проте за рахунок швидкого об'ємного охолодження сприяє зменшенню розмірів (зокрема оксисульфідних) на 10 мкм та рівномірному їх розташуванню в твердому металі [126,127].

1.4.2. Модифікатори

Модифікаторами є матеріали, до складу яких входять активні метали (барій, кальцій, магній, алюміній, титан, цирконій), які призводять до змінення розмірів, морфології та розподілу структурних компонентів (зерен металу та неметалевих включень) або утворення локалізованих фаз. Окрім модифікування ці компоненти завдяки високому хімічному спорідненню до кисню виконують ще й функції розкислювачів. Через їх значну вартість введення цих компонентів необхідно здійснювати у формі комплексних модифікаторів та сплавів (модифікатор "INSTEEL" та ін., сплави алюмобарій, феросилікокальцій тощо) після глибокого розкислення сталі комплексними феросплавами [23,128-130].

Використання модифікаторів через їх значну вартість обмежене якісними та високоякісними відповідальними марками сталі, наприклад, рейками I групи якості, а їх витрата не перевищує 0,1÷5 кг/сталі. Не зважаючи на низьку витрату модифікаторів, їх використання призводить до збільшення умовної межі текучості на 3÷9%, межі міцності на 1,1÷7,3 %, відносного подовження на 2,2÷25%, відносного звуження на 9,1÷33,3%. Недоліком модифікаторів окрім їх значної вартості є незначне зменшення ударної в'язкості (не більше 32%) [128].

Авторами багатьох робіт наголошено про високу ефективність модифікування сталі барієм у порівнянні з використанням кальцію, яке дозволяє суттєво подрібнювати неметалеві включення. Завдяки нижчій, ніж у кальцію температурі плавлення він швидше взаємодіє із розчиненими у сталі елементами-металоїдами (киснем, сіркою та фосфором). Порівняно нижча температура кипіння попереджує його випаровування при температурі до 1637°C. Завдяки більшому в 1,1 рази атомному радіусу барій гірше розчиняється у сталі і швидко з неї видаляється, про що свідчить його відсутність у складі неметалевих включень [6,128,130].

Взаємодія комплексних сплавів, легованих барієм, з глибоко розкисленою сталлю відбувається у декілька етапів, які зручно розглянути на прикладі сплаву FeSiCaBa [131]. На першому етапі часточки сплаву

розплавляються у металевому розплаві із наступним розчиненням у сталі заліза та кремнію. Кальцій та барій починають активно взаємодіяти з розчиненими у сталі домішками, до яких вони мають високу хімічну спорідненість, зокрема киснем, фосфором та вуглецем. Взаємодія краплин кальцію та барію з розплавом супроводжується різким зменшенням міжфазного натягу, який інспірує явище самодиспергування краплин СаВа з утворенням дрібнодисперсної емульсії.

Використання барію при виробництві рейкової сталі дозволяє збільшити межу міцності на 1%, умовну межу текучості на 1,5÷1,6 %, відносне подовження на 4,7÷10,1%, відносне звуження на 11,6÷13,0% та твердість по Брінеллю на 0,5÷1,3%. Пластичні властивості термічно зміцнених рейок, модифікованих барієм, продовжують підвищуватися (загалом не більш ніж на 6-7%) впродовж їх експлуатації, що пов'язано з релаксацією залишкових напружень.

1.4.3. Лігатори

Основною відмінністю лігаторів від модифікаторів є здатність перших до утворення нових фаз (карбідних, нітридних, карбонітридних) та структурних компонентів, які підвищують або надають металу спеціальних властивостей. Введення лігаторів у розплав найчастіше здійснюють у формі порошкового дроту або високолегованого сталевого дроби [132,133]. Одним з різновидів технологій використання лігаторів є мікролегування, під яким розуміють введення у металевий розплав невеликої до 1 кг/т кількості легуючих елементів для змінення властивостей сплаву. Специфіку операції мікролегування чавуну і сталі детально розглянуто авторами робіт [6,130,133,134].

Водночас автори роботи [128] наголошують на тому, що елементи-модифікатори в залежності від присутності у металевому розплаві інших компонентів, зокрема, азоту, кисню та надлишку вуглецю можуть утворювати нові фази з підвищеними механічними властивостями. Витрата лігаторів коливається у досить широких межах 5÷30 кг/т. Зокрема ведення у струмінь металу 7 кг/т феротитану суттєво покращує рівномірність розподілу вуглецю у поперечному перерізі заготовки [135].

1.4.4. Інокулятори, що армують

Цей різновид інокуляторів може бути представлений широким спектром матеріалів, що вводять у рідкій метал у різній формі. Їх спільною рисою і водночас відмінністю від фрігаторів є тугоплавкість по відношенню до основного сплаву, через що цей тип інокуляторів залишається у майже незмінному вигляді (можливе часткове розплавлення або розчинення поверхневих шарів інокулятора). Найбільш розповсюджені технології використання металевого порошку [97,136,137], гранул чи дроби [138,139,140], стрічок [100,121], дроту, стрижнів [100,122,141] та брикетів [142,143], за хімічним складом відмінних або близьких до металу, що розливається. Оскільки цей тип інокуляторів в структурі металу є чужорідною

фазою, його часто також називають модифікатором, а операцію по його введенню – модифікуванням.

Відмінністю даного типу інокуляторів від фригаторів є їх стан у розплаві на момент завершення кристалізації зливка. Найдрібніші частки речовини інертної по відношенню до розплаву (наприклад, залізного порошку в сталі), які мають здатність розплавлятися в розплаві, за певних умов можуть стати армуючою фазою. З цього погляду актуальним є вирішення задачі теплообміну між металевим розплавом і часточкою порошку, одним з прикладів якого є рівняння отримане авторами роботи [144]

Армуючі інокулятори у формі дробу використовують у широкому діапазоні ливарних технологій, в тому числі й при виробництві особливо високоякісних сталей. Зокрема, у процесі електрошлакового переплаву використовують дріб розмірами не більше $5\div 60$ мм ($100\div 700$ кг/т), що дозволяє подрібнювати макроструктури зливка щонайменше на 41 % та ендогенні неметалеві включення, збільшуючи механічні властивості у $1,2\div 1,4$ рази, збільшити продуктивність (на $13\div 55\%$) і енергоефективність процесу (на $8\div 16\%$) [138,139,145].

При розливанні у зливки 13 кг/т дробу вводять при наповненні перших $2/3$ зливка. Гарячі порції металу з верхньої частини підживлюють охолоджені дробом нижні горизонти зливку, пригнічуючи утворення центральної пористості. Ефектом від введення металевого дробу є, зокрема, збільшення товщини коркової зони у $2,5\div 3$ рази та зменшення сегрегації вуглецю, марганцю, сірки та фосфору [140].

При розливанні жароміцних нікелевих сплавів застосовують технологію введення у розплав тугоплавких інокуляторів на основі карбонітриду титану ($TiC_{0,42}N_{0,57}$) або карбідоутворюючих елементів (Mo, W, Nb) у формі брикетів, здатних до саморосповсюджуючогося високотемпературного диспергування. Утворення значної кількості центрів кристалізації призводить до зменшення розміру зміцнюючої фази у $3,3\div 10$ разів, що, у свою чергу, збільшує межу міцності на $10\div 20\%$, відносне подовження – на $70\div 80\%$, межу витривалості – на $25\div 40\%$, ударну в'язкість – вдвічі, жароміцність – у $3\div 4$ рази, стійкість до утворення окалини – у $1,8\div 2,2$ [142,143].

Серед останніх віянь науки слід згадати модифікування сплавів фулереновими нанотрубками, міцність яких у декілька разів перевищує міцність алмазу. Зокрема, модуль Юнга одношарової нанотрубки складає $1\div 5$ ТПа, що на порядок більше, ніж у сталі. Їх роль у структурі сплаву може зводитися як до зміцнення у якості фази, що армує, так і до пригнічення росту зерен в процесі рекристалізації або під впливом високих температур у разі їх розташування на границях зерен. Конструкційні сталі ферито-мартенситного класу, що модифіковані вуглецевими нанотрубками планується застосовувати у атомній енергетиці при виробництві оболонок тепловиділяючих елементів (ТВЕЛ) [146,147].

Як вже згадувалось вище, ефективність використання інокуляторів усіх типів значно зростає при комбінуванні їх впливу разом із іншими методами

зовнішнього динамічного впливу на метал у передкристалізаційний період, зокрема першого та другого типів (див. рис. 1.1). До подібних комбінацій відносяться застосування інокуляторів у комплексі з електромагнітним перемішуванням, вібраційною та ультразвуковою обробкою, а також іншими динамічними впливами [97]. Ультразвукова обробка металевої суспензії на порядок зменшує розмір зерен у структурі конструкційних алюмінієвих сплавів, на 7÷20 % підвищує межу міцності, на 77÷153 % – відносне подовження та на 15 % – межу витривалості (див. п. 1.2.4) [97].

1.5. Порівняння ефективності технологій зовнішнього динамічного впливу на розплав у передкристалізаційний період

Порівняння ефективності методів зовнішнього впливу на метал у передкристалізаційний період при безперервному розливанні сталі виконали за даними численних літературних джерел, що розглянуто вище. У якості критеріїв для порівняння зовнішніх впливів доцільно використовувати ефективність пригнічення найбільш розповсюджених дефектів БЛЗ, а також продуктивність МБЛЗ (швидкість розливання) та запобігання утворення проривів корки під кристалізатором (табл. 1.2 і 1.3).

Таблиця 1.2

Вплив зовнішніх динамічних дій на розвиток поверхневих дефектів

Дефект	Тип зовнішнього впливу			
	I	II	III	IV
Поверхневі тріщини	+		-	+
Шлакові включення	+	+		+
Заливини	+		-	+
Плівки та завороти кірки	+			+
Газова шорсткість	+	+		+

За результатами виконаного огляду можна зробити висновок про однаково високу ефективність першої та останньої групи методів. Однак перша група передбачає використання специфічного обладнання (стакани-активатори і електромагнітні мішалки), вимагає точної настройки обладнання, а ефективність використання методів багато в чому залежить від поточних параметрів безперервного розливання (температура та хімічний склад сталі, режими первинного та вторинного охолодження, тощо). Їх зміна може призводити до погіршення якості заготовки, зокрема, до розвитку від'ємної ліквіації (див. п. 1.1.2).

Введення інокуляторів у металевий розплав можна здійснювати як за допомогою простого у конструктивному плані обладнання (трайб-апаратів, стопорів-інжекторів та ін.), так і більш складного (електромагнітної гармати та ін.), розглянутого у роботі [23]. Розвиток обробки інокуляторами при розливанні сталі у минулому сторіччі стримували висока вартість металевих порошоків та складність технологій їх отримання. Зараз енергоємність

виробництва порошків суттєво зменшилася, що дозволяє рекомендувати їх для використання у якості інокулятора при безперервному розливанні сталі.

Таблиця 1.3

Вплив зовнішніх динамічних дій на розвиток внутрішніх дефектів

Дефект	Тип зовнішнього впливу			
	I	II	III	IV
Внутрішні тріщини	+	+	-	+
Осьова ліквация	+	+	+	+
Центральна пористість	+	+		+
V-подібна ліквация	+	+	+	+
Світлий контур	-	-		+
Газові пухирі	+	+		+
Неметалеві включення	+	+	+	+
Транскристалізація	+	+	+	+
Флокени	+	+		+
Прориви кірки під кристалізатором	+	+	+	+
Збільшення продуктивності МБЛЗ	+	+	+	+

Висновки по розділу

Передумовою розвитку методів обробки металевого розплаву безпосередньо перед кристалізацією сталі наприкінці минулого сторіччя стала потреба отримання якісних металевих зливків та заготовок позбавлених дефектів.

Аналізу літературних джерел свідчить про перспективність методів інтенсифікація і зміна характеру циркуляції потоків у рідкій фазі та ведення в розплав інокуляторів. Водночас остання група методів позбавлена таких недоліків як використання складного і дорогого обладнання, а також ризиків порушення технологічного процесу і утворення додаткових дефектів (світлий контур).

Введення в розплав інокуляторів залежно від їх природи і фракції чинить комплексний ефект на процеси супутні твердненню БЛЗ: зменшення перегріву, утворення в об'ємі розплаву активних зародків, модифікування структури та неметалевих включень, легування та армування металу. Введення у метал модифікаторів та легуючих інокуляторів можливо виконувати на перших етапах розливки без суттєвої втрати інокуляторами своїх властивостей (через нагрів, розплавлення і взаємодію з розчиненими домішками). Використання мікрохолодильників і армуючи інокуляторів, які слід вводити в розплав безпосередньо перед кристалізацією вимагає розробки спеціальної технології, яка дозволить рівномірно зняти перегрів і створити в об'ємі розплаву достатню для модифікування структури концентрацію зародків. Вирішенню цієї задачі слід присвятити подальші дослідження.

РОЗДІЛ 2

ТЕОРЕТИЧНИЙ АНАЛІЗ ПРОЦЕСІВ ВЗАЄМОДІ ІНОКУЛЯТОРІВ З МЕТАЛЕВИМ РОЗПЛАВОМ У ПЕРЕДКРИСТАЛІЗАЦІЙНИЙ ПЕРІОД

2.1. Заглиблення часточки у метал

В умовах безперервного розливання сталі найбільш технологічно виправдане застосування у якості інокулятора порошкового мікрохолодильника у формі залізного порошку, що відповідно до ДСТУ 9849-86 "Порошок залізний" [148] поставляється з різним гранулометричним складом. Введення його в рідку сталь призводить до нерівномірної зміни теплофізичних параметрів останньої внаслідок низки причин, серед яких неповне засвоєння порошку металевим розплавом та поступове плавлення різних фракцій порошку, що, відповідно, впливає і на імовірність росту центрів кристалізації. Хімічний склад залізного порошку відповідно до ДСТУ наведено у таблиці 2.1, а температура ліквідус, що розрахована за моделями [67] – на рисунку 2.1.

Таблиця 2.4

Хімічний склад залізного порошку різних марок

Марка порошку		Хімічний склад (не більше), %				
		C	Si	Mn	P	S
Відновлений	ПЖВ1	0,02	0,08	0,1	0,15	0,015
	ПЖВ2	0,02	0,1	0,35	0,02	0,02
	ПЖВ3	0,05	0,15	0,4	0,02	0,02
	ПЖВ4	0,12	0,15	0,45	0,03	0,03
	ПЖВ5	0,25	0,25	0,45	0,05	0,05
Розпилений	ПЖР2	0,02	0,05	0,15	0,02	0,02
	ПЖР3	0,05	0,08	0,2	0,02	0,02
	ПЖР5	0,1	0,1	0,3	0,03	0,03

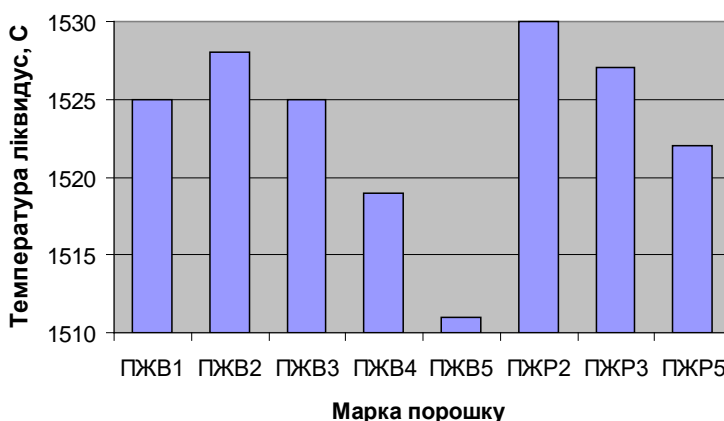


Рисунок 2.2. Температура ліквідус порошку різних марок

Швидкість витікання газопорошкового струменя визначає можливість занурення в метал порошку, частки якого повинні подолати, у першу чергу, сили поверхневого натягу, лобового опору і силу виштовхування. Часточка вважається заглибленою у метал, якщо вона знижує початкову швидкість після удару від початкової w_0 до нуля на відстані не менш свого діаметра від поверхні металу.

Відповідно до методики [149] гранично низьку початкову швидкість частки до зіткнення з поверхнею рідини визначають із закону збереження імпульсу за формулою

$$w_u = w_1 \sqrt{\frac{2\rho_q + 0,5\rho_m}{\rho_q}}, \text{ м/с}, \quad (2.1)$$

де ρ_q, ρ_m – щільність часточки і рідкого металу відповідно, кг/м^3 ; w_1 – гранично низька швидкість частки після удару, яка дорівнює

$$w_1 = 2 \sqrt{\frac{\sigma}{r_q \rho_m} \left(e^{\frac{1,5\rho_m}{\rho_q}} - 1 \right)}, \text{ м/с}, \quad (2.2)$$

де σ – поверхневий натяг рідкого металу, що для сталі може бути визначений за математичними моделями [150], Н/м ; r_q – радіус часточки, м .

Розраховані за формулами (2.1) та (2.2) значення гранично низької швидкості часток різного розміру перед та після удару наведені на рис. 2.2. На рисунку видно, що поверхневий натяг розплаву практично не впливає на умови занурення часточки в розплав.

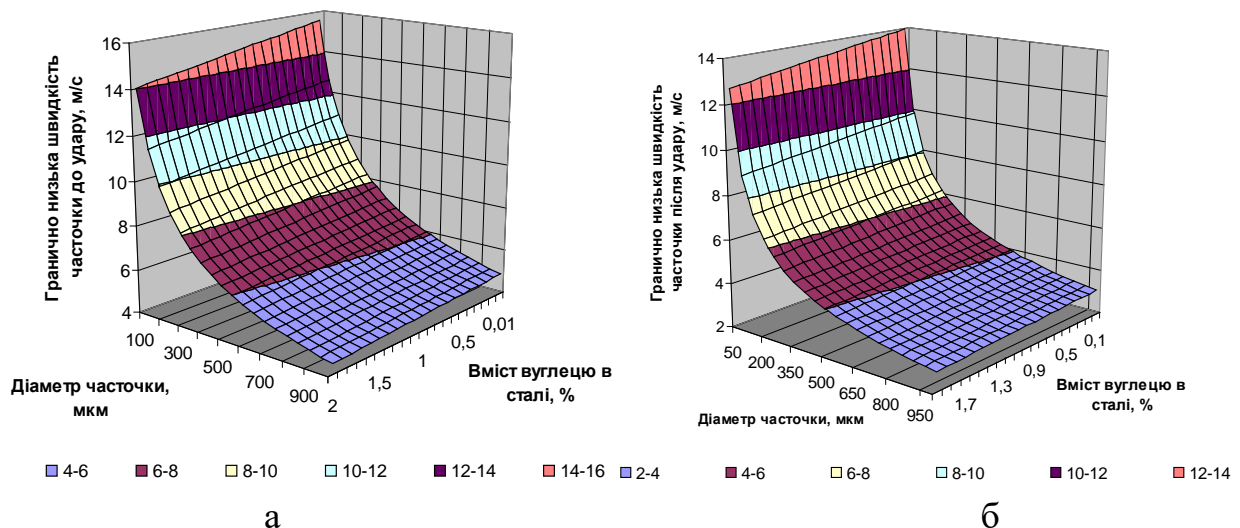


Рисунок 2.3. Гранично низька швидкість часточки порошку до (а) та після (б) занурення у розплав

Швидкість часточки після проходження крізь поверхню розплаву зменшується приблизно на 36 % незалежно від розміру часточки, її швидкості та поверхневого натягу розплаву. Для умов продувки сталі марки 09Г2С⁴ з

⁴ Моделювання плавлення, седиментації і коагуляції інокуляторів також виконано для сталі марки 09Г2С.

вмістом вуглецю близько 0,1 % було побудовано залежність гранично низької швидкості часточки до її занурення у розплав (рис. 2.3).

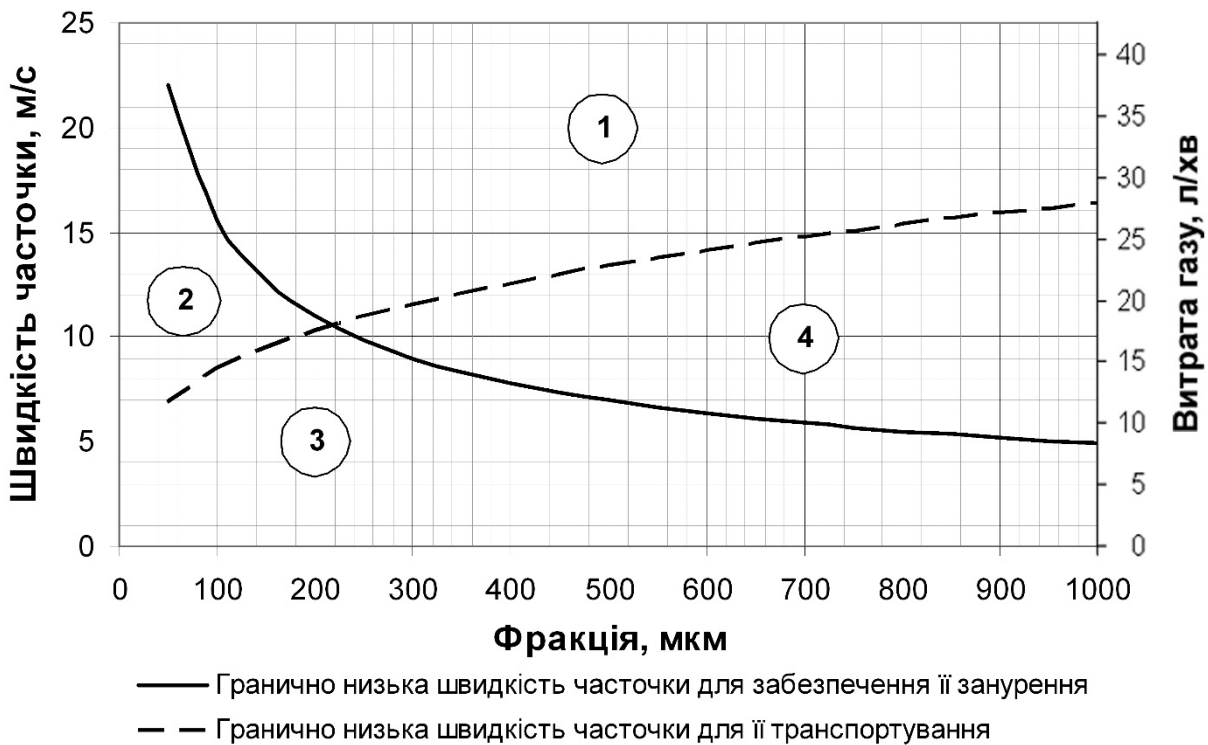


Рисунок 2.4. Умови занурення часточок порошку різної фракції у розплав: 1) часточки транспортуються і здатні зануритись в розплав; 2) часточки транспортуються, але не здатні зануритись в розплав; 3) часточки не транспортуються і не здатні занурюються в розплав; 4) часточки не транспортуються, але здатні зануритися в розплав

З теорії пневмотранспорту [151] відомо, що критична швидкість газопорошкового потоку, за якої відсутнє осадження часточок на стінках трубопроводу, визначається за виразом

$$u_{кр} = 5,6d_{mp}^{0,34}d_c^{0,36}\left(\frac{\rho_c}{\rho_g}\right)^{0,5} \cdot \left(\frac{m_n}{m_g}\right)^{0,55}, \text{ м/с}, \quad (2.3)$$

де d_{mp} – діаметр каналу, яким транспортується порошок, м; d_c – середньомасовий діаметр часточок, м; ρ_g – густина газу-носія, кг/м³; m_n , m_g – масові витрати відповідно порошку і газу, кг/год. Розрахована за формулою (2.3) залежність критичної швидкості часточки і витрати газу від фракції порошку наведена на рис. 2.3.

На рис. 2.3 чітко виділяються чотири режими вдування порошку. Перший режим забезпечує ефективне транспортування порошку (без осадження нашарувань на стінках трубопроводу) і достатній імпульс для занурення часточок в розплав. На практиці цей режим спостерігатиметься за вдування порошку із витратою газу щонайменше 18÷28 л/хв.

Другий режим, що спостерігається за вдування часточок фракцією до 218 мкм забезпечує транспортування часточок трубопроводом, однак імпульс

часточок (через їх малий розмір та невисоку швидкість) є недостатнім для занурення в розплав.

Вдування газопорошкової суміші у третьому режимі з витратою газу до $18 \div 28$ л/хв не забезпечує транспортування і занурення часточок. Вдування порошку в четвертому режимі хоча і призводить до осадження часточок на стінках трубопроводу, однак дозволяє їм зануритися в розплав.

Вочевидь, найбільшу ефективність матиме вдування газу порошкової суміші у першому режимі з витратою газу-носія понад $18 \div 28$ л/хв. У цьому випадку заглиблюватися в метал будуть лише часточки діаметром понад 218 мкм (див. рис. 2.3). Решта буде спливати в об'ємі газової бульбашки і плавитися, не досягаючи поверхні металу та знижуючи перегрів сталі у ньому. Підвищення витрати газу-носія і, відповідно імпульсу часточок, сприятиме заглибленню в метал менших за розмірами фракцій порошку. Загалом же можна стверджувати, що при вдуванні у розплав газопорошкової суміші можливі 3 варіанти взаємодії:

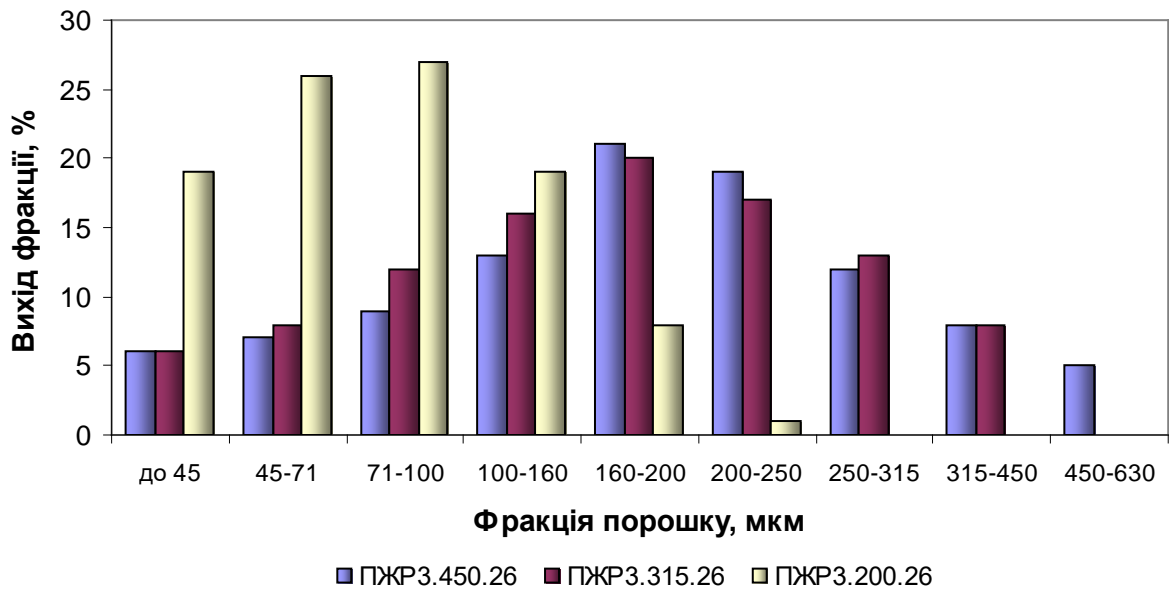
- 1) спливання бульбашки з дрібними часточками порошку;
- 2) спливання бульбашки з великою часточкою порошку;
- 3) повне занурення часточок порошку в розплав.

Характер взаємодії часточок інокулятора з розплавом за кожного з наведених режимів суттєво різниться. Так, при першому режимі у тильній частині бульбашки утворюється прошарок спеченого порошку, який протягом спливання нагрівається і плавиться під дією вимушеної конвекції з тильного боку, а також випромінювання з фронтальної частини. Хвіст з окремих часточок порошку, що не встигли спектися, але й не змогли зануритися у розплав на глибину більшу за їх середній діаметр, також нагрівається і плавиться під дією вимушеної конвекції.

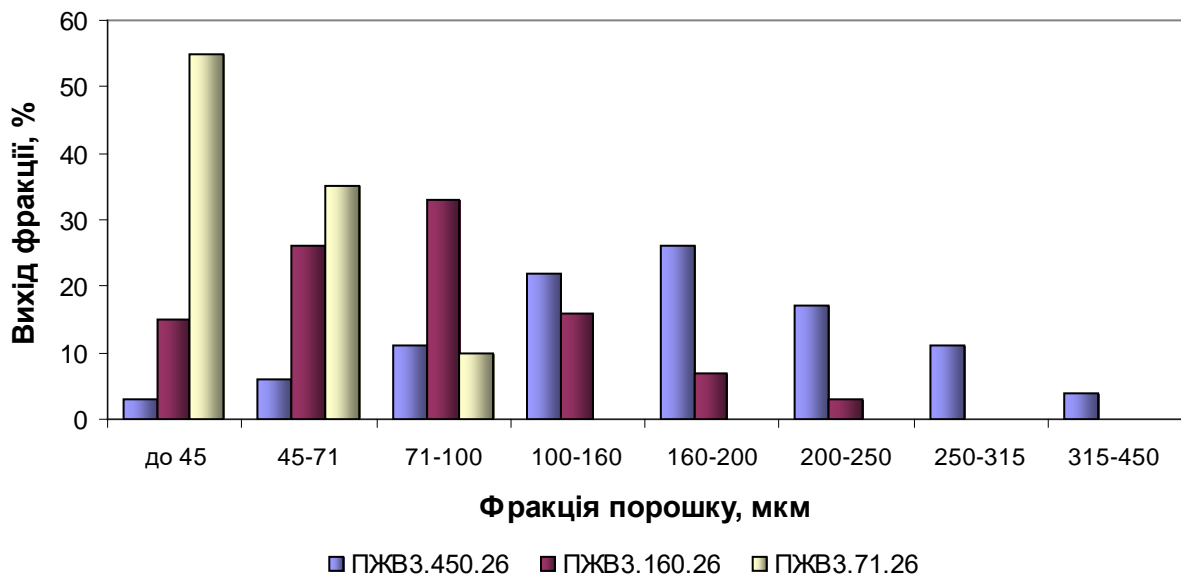
Схожа ситуація повинна спостерігатися й при другому, за якого поверхня часточки порошку, що змочується металом, нагрівається і плавиться під дією вимушеної конвекції з тильної сторони та випромінювання – з фронтальної.

Останній режим повністю відрізняється від двох попередніх тим, що часточки інокулятора повністю занурюються у розплав, а їх нагрів і плавлення відбувається при природній конвекції. Це обумовлено тим, що часточки інокулятора, які занурилися в розплав, рухаються відносно циркуляційних потоків із майже нульовою швидкістю, тим часом, як спливання бульбашки із часточками інокулятора відбувається у розвиненому турбулентному режимі ($Re > 500$), за якого рівняння Стокса не може бути застосоване. За результатами проведеного автором холодного моделювання ця швидкість може складати $0,5 \div 5$ м/с в залежності від розміру бульбашки.

Наведені вище режими взаємодії часточок інокулятора з розплавом спостерігаються на практиці у певному співвідношенні, що можна пояснити змішаним гранулометричним складом порошку за реальних умов (рис. 2.5).



а



б

Рисунок 2.5. Гранулометричний склад залізного порошку, отриманого:
а) методом розпилення металевого розплаву водою високого тиску чи стиснутим повітрям, б) відновленням

Кількісно частку кожного з розглянутих режимів доцільно характеризувати масовою часткою порошку, що занурився в розплав. Масова частка інокулятора, що взаємодіє з розплавом за різних режимів, залежить від гранулометричного складу порошку та витрати газової суміші. Розрахована для різних марок порошку величина масової частки порошку, що занурилася в розплав (третій режим на рис. 2.4), зображена на рисунку 2.6.

З рисунку 2.6 можна зробити висновок, що у якості інокуляторів доцільно використовувати крупнодисперсні залізні порошки марок ПЖР3.450.26, ПЖР3.315.26 і ПЖВ3.450.26 ступінь засвоєння яких металевим розплавом складає не більше 70 %. Ступінь засвоєння порошків інших марок

не перевищує 10%, решта 90% порошку спливає разом з бульбашками у проміжному ковші МБЛЗ не потрапляючи у кристалізатор.

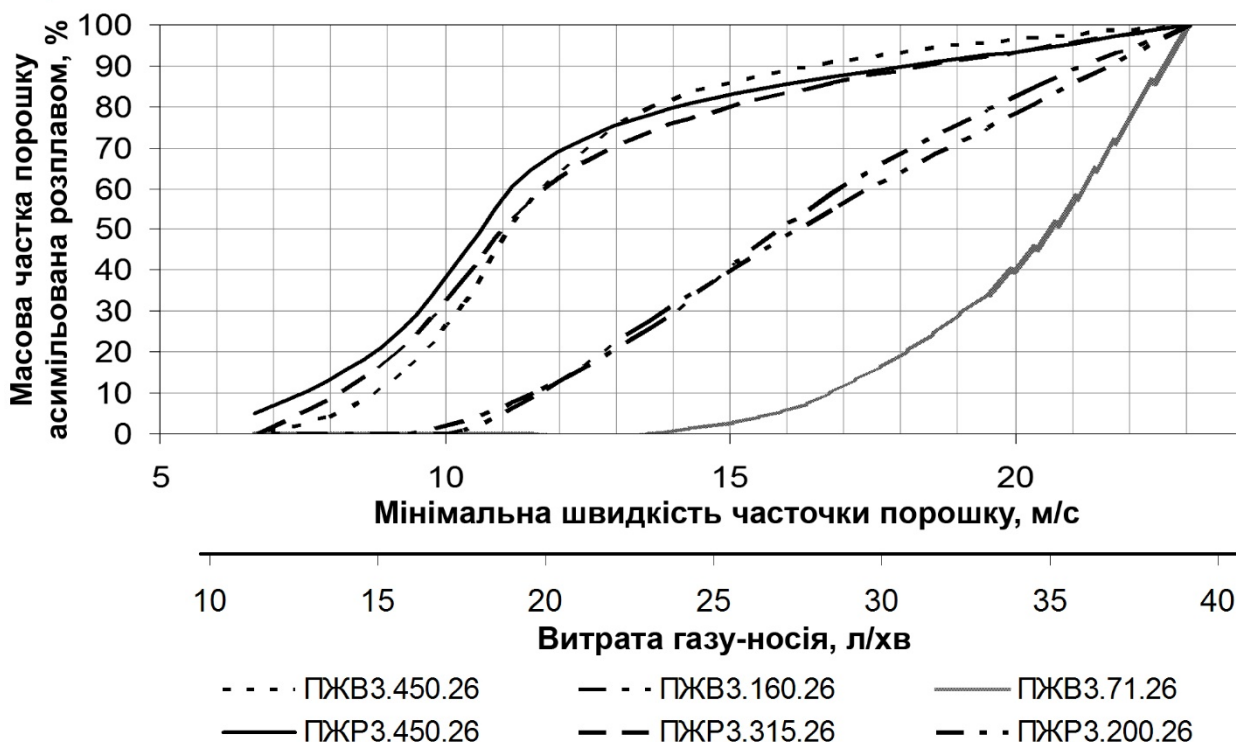


Рисунок 2.6. Вплив гранулометричного складу порошку на ступінь його засвоєння розплавом

2.2. Плавлення порошку у розплаві

Після занурення часточок порошку у розплав відбувається їх послідовне нагрівання і розплавлення. Процес нагріву супроводжується намерзанням на поверхні часточки тонкого шару металу, який згодом плавиться разом з часточками порошку. Плавлення порошку в залежності від теплофізичних характеристик порошку і сталі може відбуватися двома і шляхами, що зображені на рисунку 2.7 [145,152]. В залежності від температури плавлення порошку і сталі теплопередача у системі «порошок-розплав» буде незначним чином відрізнятися. Враховуючи, що температура ліквідус порошку марки ПЖЗ на $15\div 17$ °С вища за температуру ліквідус сталі, можна стверджувати, що їх взаємодія відбувається у першому, другому і четвертому режимах (див. рис. 2.7а,б,в).

Незалежно від типу режиму на поверхні часточки кристалізується тонкий шар металу. Наступний процес плавлення часточки порошку відбувається за одним з чотирьох варіантів (див. рис. 2.7):

- повне розплавлення інокулятора з усуненням температурної і концентраційної неоднорідності до початку тверднення розплаву;
- розплавлення інокулятора без усунення температурної та хімічної неоднорідності та зі збереженням ближнього порядку атомів;
- інокулятора не встигає розплавитися або зовсім не плавиться у розплаві і залишається у розплаві на момент початку тверднення;

г) інокулятора плавиться з утворенням рідкої фази, вкритої оболонкою з твердої кірки, яка через деякий час також плавиться з утворенням уламків, що взаємодіють з рідким розплавом за одним з перелічених вище режимів.

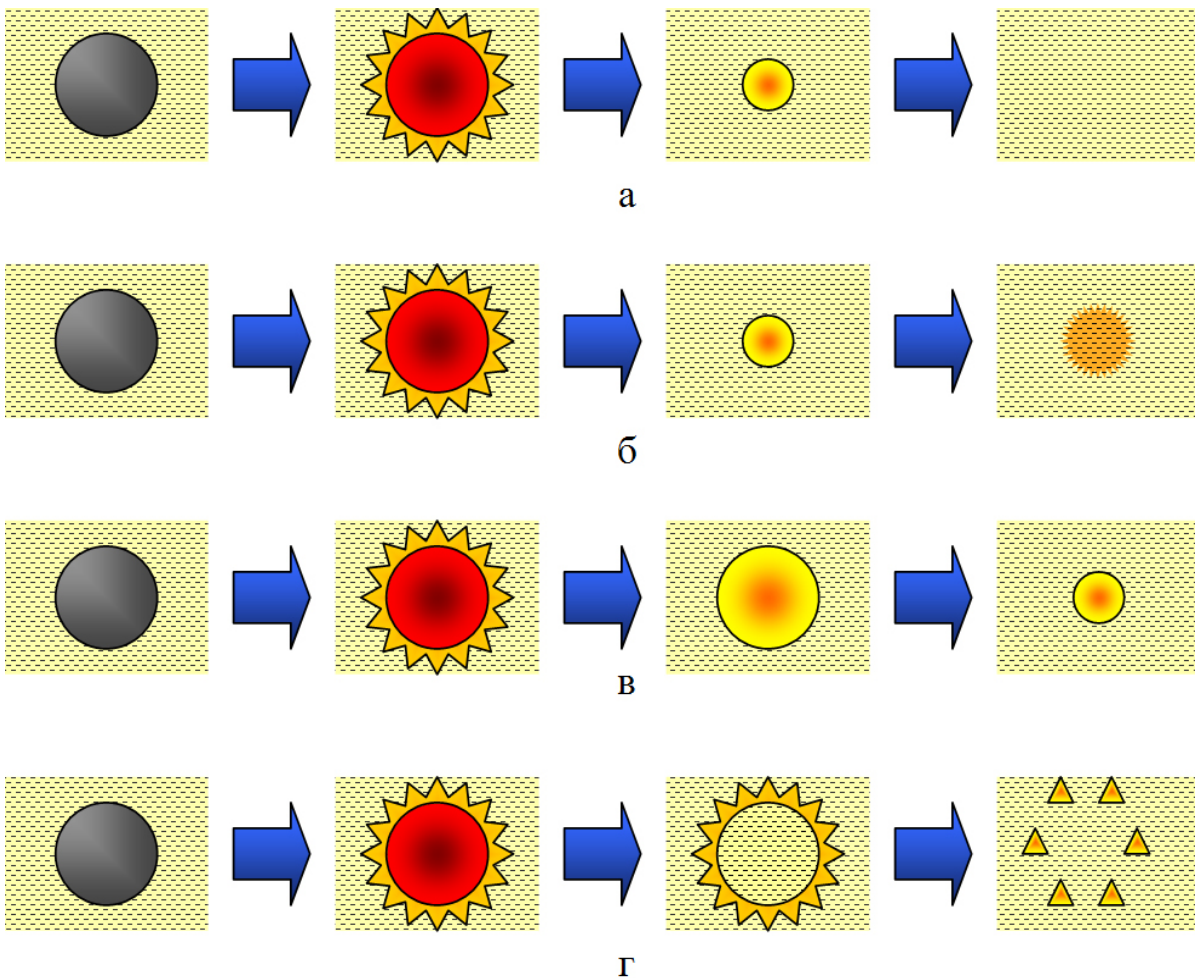


Рисунок 2.7. Режими плавлення часточки порошку у металевому розплаві: а,б,в) при температурі ліквідус порошку більшій, ніж у розплав; г) при температурі ліквідус порошку меншій, ніж у розплав;

Важливо, щоб після встановлення рівноваги в системі «часточка-розплав» (середньомасова температура часточок порошку дорівнює температурі розплаву) у розплаві залишалася велика концентрація стійких зародків твердої фази, здатних ініціювати об'ємну кристалізацію розплаву.

Процес плавлення часточок залізного порошку фракцією до 1 мм у металевому розплаві є надто швидкоплинним (за звичайних умов його тривалість трохи більша за 1 секунду) для його вивчення методами фізичного моделювання чи в умовах промислового експерименту. Тому для дослідження цього складного процесу найкраще підходить математичне моделювання, яке дозволяє визначити найбільш значущі з технологічного погляду параметри взаємодії залізного порошку з металевим розплавом.

2.2.1. Методика моделювання

Для моделювання плавлення порошку змішаного гранулометричного складу розроблено циклічний алгоритм, який реалізовано у редакторі сценаріїв *Visual Basic*, що включає вирішення задачі нагріву і плавлення сферичних часток різної фракції (рис. 2.8). В основі алгоритму лежить розрахунок за неявною схемою методом «прогонки», виконаний у роботі [153], який однак не дає змоги розрахувати параметри системи «порошок-розплав» у перші мілісекунди їх взаємодії.

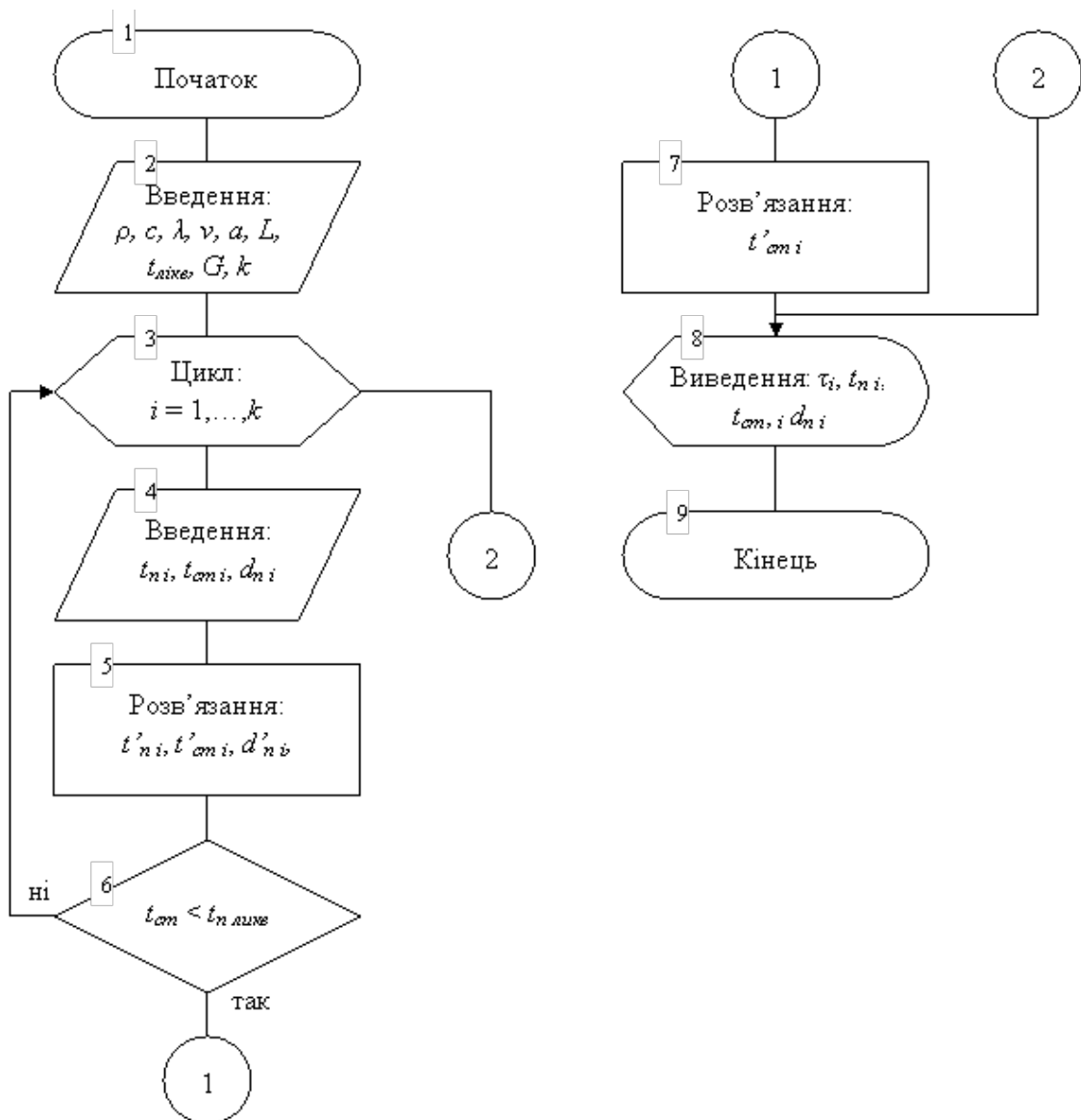


Рисунок 2.8. Алгоритм вирішення задачі плавлення залізного порошку змішаного гранулометричного складу в металевому розплаві

Після початку розрахунку (блок №1) здійснюється введення фізико-хімічних сталих металевому розплаву і твердих часточок порошку (блок вводу №2): густини ρ , питомої теплоємності c , теплопровідності λ , в'язкості розплаву ν , коефіцієнта температуропровідності a , теплоти плавлення L , температури ліквіду порошку і розплаву $t_{ликв}$, питомої масової витрати порошку G .

Для наступного вирішення задачі процес плавлення порошку умовно поділяємо на k етапів, закінчення кожного з яких відповідає часу τ_i повного розплавлення часточок найменшої фракції порошку, що лишилися в розплаві. По завершенні кожного етапу відбувається зниження температури рідкої сталі до t'_{cm} , нагрів великих фракцій порошку до температури t'_{ni} та часткове оплавлення дрібніших до діаметра d'_{ni} . Зміна цих параметрів враховується на наступному етапі, реалізованому блоком циклу №3.

Блок циклу включає операції по введенню (блок №4) початкових умов (початкової температури кожної фракції t_{ni} та її діаметра d_{ni} , і початкової температури сталі t_{cm}) і розрахунок (блок №5) цих же величин для кожної фракції порошку наприкінці i -ого етапу. У випадку зниження температури рідкої сталі нижче температури ліквідус порошку $t_{n.лікв}$ (блок умови №6) його плавлення повністю зупиняється, цикл обривається достроково, а розрахунок охолодження сталі за рахунок нагрівання нерозплавлених фракцій порошку виконується блоком №7. Якщо ж температура сталі більша за температуру ліквідус порошку, виконується наступний етап циклу. За будь-якого варіанту завершення циклу результат розрахунку виводиться на екран (блок №8).

У блоці №5 закладене вирішення задачі нагріву сферичного тіла обмеженої теплопровідності $\lambda \neq \infty$ за умови сталості температури навколишнього середовища $t_{ef} = \text{const}$ [154], а також задача плавлення рівномірно прогрітої сфери з безперервним видаленням рідкої фази з її поверхні (за рахунок конвекційних потоків металевого розплаву, що омивають часточку) [155,156]. Вибір методики вирішення задачі нагріву часточок обумовлений виконанням за умов природної конвекції ($Nu \approx 2$) умови $Bi \geq 0,25$ [154].

Вирішення задачі нагріву тіла до температури плавлення виконували за методом теплової діаграми проф. І.Д. Семикіна [154]. Щільність теплового потоку від рідкої сталі до поверхні часточки після досягнення її поверхнею температури плавлення визначається за рівнянням

$$q_{тв.нов.поч} = \alpha(t_{cm} - t_{n.лікв}), \text{ Вт/м}^2, \quad (2.4)$$

де α – коефіцієнт тепловіддачі, що розраховується для умов природної конвекції ($Nu \approx 2$), або у випадку відомої швидкості руху часточки у потоці сталі з числа Нуссельта [155]

$$Nu = 2 + 0,03 \cdot Pr^{1/3} \cdot Re^{0,54} + 0,35 \cdot Pr^{0,36} \cdot Re^{0,58}, \quad (2.5)$$

або спрощеного варіанту [157]

$$Nu = 2 + 0,6 \cdot Pr^{0,5} \cdot Re^{1/3}, \quad (2.6)$$

де Pr , Re – відповідно числа Прандтля та Рейнольдса.

Різниця температури часточки порошку на поверхні та у центрі складає

$$\Delta t_{тв.поч} = \frac{q_{тв.нов.поч} R_{ij}}{K_2 \lambda_{тв}}, \text{ } ^\circ\text{C}, \quad (2.7)$$

де R_{ij} – радіус часточки j -ої фракції на i -ому етапі плавлення, м;

K_2 – коефіцієнт усереднення щільності теплового потоку по товщині тіла у даний момент часу;

λ_{mv} – теплопровідність твердої часточки, Вт/(м·°С).

Середньомасова температура часточки

$$\bar{t}_{mv.пoch} = t_{n.лікв} - \frac{K_3 - 1}{K_3} \Delta t_{mv.пoch}, \text{ } ^\circ\text{C}, \quad (2.8)$$

де K_3 – коефіцієнт усереднення щільності теплового потоку по товщині тіла у даний момент часу.

Тривалість нагріву поверхні часточки від початкової температури до температури плавлення становить

$$\tau_{наг} = \frac{\Delta I_{наг}}{q_{mv.пов.пoch} F}, \text{ с} \quad (2.9)$$

де F – площа поверхні сферичної частки, м²;

$\Delta I_{наг}$ – приріст тепловмісту часточки за час $\tau_{наг}$

$$\Delta I_{наг} = mc_n (\bar{t}_{mv.пoch} - t_{n.пoch}), \text{ Дж}, \quad (2.10)$$

де m – маса часточки, кг;

c_n – теплоємність часточки, Дж/(кг·°С);

Після нагріву поверхні часточки до температури плавлення відбувається остаточний догрів решти її об'єму до температури плавлення. Впродовж догріву тепловміст часточки збільшується на величину, що може бути визначена за рівнянням (2.11). Тоді тривалість догріву $\tau_{догр}$ визначають за рівнянням, яке аналогічне рівнянню (2.9), з урахуванням

$$\Delta I_{догр} = mc_n (t_{n.лікв} - \bar{t}_{mv.пoch}), \text{ Дж}. \quad (2.11)$$

Тривалість безпосередньо процесу плавлення частки визначаємо для умов безперервного видалення рідкої фази з поверхні часточки конвекційними потоками рідини

$$\tau_{пл} = \frac{R_{i1} \rho_n L}{q_{mv.пoch.пов}}, \text{ с}, \quad (2.12)$$

де R_{i1} – радіус часточки порошку найменшої фракції на i -ому етапі розрахунку, м;

ρ_n – густина порошку, кг/м³;

L – теплота плавлення часточки, Дж/кг.

Загальний приріст Δi_{ij} питомого тепловмісту часточки j -ої фракції на i -ому етапі за весь час її існування в об'ємі рідкого розплаву складає

$$\Delta i_{ij} = \frac{\Delta I_{наг} + \Delta I_{догр}}{m} + L + c_n (t_{cm} - t_{n.лікв}), \text{ Дж/кг}. \quad (2.13)$$

Розрахунок за рівняннями (2.4)-(2.13) виконується для часточок порошку найменшої фракції, що існують у об'ємі розплаву. Більші за розміром фракції порошку можуть в залежності від їх розмірів або нагріватися до певної температури, або нагріватися до температури плавлення і частково розплавлятися. У першому випадку приріст її питомого тепловмісту знаходимо з виразу (2.9), а кінцеву температуру – з виразу (2.10). У разі ж,

якщо тривалість догріву часточки менше загальної тривалості i -ого етапу $\tau_{нагр} + \tau_{догр} < \tau_i$, відбувається її часткове розплавлення до розміру

$$R_{i(j>1)кін} = R_{i(j>1)поч} - \frac{q_{тв.пов.поч}}{\rho_n L} (\tau_i - \tau_{нагр} - \tau_{догр}), \text{ м.} \quad (2.14)$$

Змінення питомого тепловмісту частково розплавленої часточки розраховується за рівнянням

$$\Delta i_{i(j>1)} = \frac{\Delta I_{нагр} + \Delta I_{догр} + \frac{4}{3} \pi \rho_n [R_{i(j>1)поч}^3 - R_{i(j>1)кін}^3] [L + c(t_{см} - t_{н.лікв})]}{m}, \text{ Дж/кг.} \quad (2.15)$$

За отриманими величинами зміни питомого тепловмісту, використовуючи рівняння теплового балансу системи «розплав-порошок», розраховуємо зменшення температури розплаву наприкінці i -ого етапу плавлення

$$\Delta t_i = \frac{G_i}{10c_{см}} \sum_{j=1}^k p_j \Delta i_j, \text{ } ^\circ\text{C}, \quad (2.16)$$

де G_i – масова концентрація порошку на i -ому етапі, кг/т сталі;

$c_{см}$ – питома теплоємність рідкої сталі, Дж/(кг·°C);

p_j – частка j -ої фракції порошку у суміші.

Повне розплавлення найменшої фракції порошку і відповідне збільшення маси розплаву на кожному етапі вимагає перерахунку масової концентрації порошку за рівнянням

$$G_{i>1} = \frac{1 - p_{i-1}}{10 \left(\frac{10}{G_{i-1}} + p_{i-1} \right)}, \text{ кг/т,} \quad (2.17)$$

де G_{i-1} – масова концентрація порошку на попередньому ($i-1$)-ому етапі циклу, кг/т;

p_{i-1} – масова частка порошку, що розплавився на попередньому етапі циклу.

Окрім цього блоком №5 виконується розрахунок питомої поверхні $S_{\Sigma i}$ часток порошку, віднесеної до одиниця об'єму металу, і числа центрів кристалізації в одиниці об'єму рідкого металу $ЧЦ$.

Відповідно до припущення часточка j -ої фракції має сферичну форму площа поверхні і об'єм якої визначаємо за формулами $S_j = 4\pi R_j^2$, $V_j = \frac{4}{3} \pi R_j^3$.

Кількість часточок j -ої фракції n_j в розплаві розраховуємо як відношення загального об'єму $V_{\Sigma j}$ часток j -ої фракції до об'єму однієї часточки V_j тієї ж фракції. Розписавши це твердження отримаємо

$$n_j = \frac{V_{\Sigma j}}{V_j} = \frac{m_{\Sigma j}}{V_j \rho_n} = \frac{3 \cdot 10^{18} m_{\Sigma j}}{4\pi R_j^3 \rho_n} = 0,75 \cdot 10^{18} \cdot \frac{p_j \cdot m_n}{\pi R_j^3 \rho_n}, \quad (2.18)$$

де $m_{\Sigma j}$, p_j – відповідно маса (кг) та масова частка j -ої фракції в розплаві на i -ому етапі циклу;

R_j – радіус часточки порошку j -ої фракції, мкм;

m_n – загальна маса порошку, кг.

Тоді загальна питома площа поверхні $S_{\Sigma i}$ часток порошку всіх фракцій віднесена до одиниці об'єму рідкої сталі V_{cm} , в якій вони знаходяться, дорівнює

$$S_{\Sigma i} = \frac{1}{V_{cm}} \cdot \sum_{j=1}^k S_{ij} \cdot n_{ij} = \frac{\rho_{cm}}{m_{cm}} \cdot \sum_{j=1}^k 4 \cdot 10^{-12} \pi R_j^2 \cdot 0,75 \cdot 10^{18} \cdot \frac{p_j \cdot m_n}{\pi R_j^3 \rho_n} =$$

$$= \frac{3 \cdot 10^6 \rho_{cm} \cdot m_n}{m_{cm} \cdot \rho_n} \cdot \sum_{j=1}^k \frac{p_j}{R_j} = 3 \cdot 10^3 G_i \cdot \frac{\rho_{cm}}{\rho_n} \cdot \sum_{j=1}^k \frac{p_j}{R_j}, \text{ м}^2/\text{м}^3, \quad (2.19)$$

де ρ_{cm} – густина рідкої сталі, кг/м³;

m_{cm} – маса рідкої сталі, що містить порошок, кг;

Аналогічно розраховуємо число центрів $ЧЦ$ кристалізації на першому етапі циклу

$$ЧЦ_{i=1} = \frac{1}{V_{cm}} \sum_{j=1}^k n_j = \frac{\rho_{cm}}{m_{cm}} \cdot \sum_{j=1}^k 0,75 \cdot 10^{18} \cdot \frac{p_j \cdot m_n}{\pi R_j^3 \rho_n} =$$

$$= \frac{0,75 \cdot 10^{18} \cdot \rho_{cm} \cdot m_n}{\pi m_{cm} \cdot \rho_n} \cdot \sum_{j=1}^k \frac{p_j}{R_j^3} = \frac{0,75 \cdot 10^{15} G_1 \cdot \rho_{cm}}{\pi \rho_n} \cdot \sum_{j=1}^k \frac{p_j}{R_j^3}, \text{ 1/м}^3. \quad (2.20)$$

На подальших етапах циклу $ЧЦ_{i>1}$ розраховуємо як різницю між цією величиною на попередньому етапі циклу та числом часток фракції, яка розплавилася на попередньому етапі, враховуючи збільшення маси рідкої сталі за рахунок розплавлених на попередньому етапі фракцій. Для зручності сприйняття величину $ЧЦ$ виражено в 1/см³. Тоді наведені вище формули можна записати наступним чином

$$S_{\Sigma i} = 3 \cdot 10^3 \cdot G_i \cdot \frac{\rho_{cm}}{\rho_n} \sum_{j=1}^k \frac{p_j}{R_j}, \text{ 1/м}, \quad (2.21)$$

$$ЧЦ_{i=1} = 7,5 \cdot 10^8 \frac{G_1}{\pi} \cdot \frac{\rho_{cm}}{\rho_n} \sum_{j=1}^k \frac{p_j}{R_j^3}, \text{ см}^{-3}, \quad (2.22)$$

$$ЧЦ_{i>1} = \left(ЧЦ_{i-1} - 7,5 \cdot 10^8 \frac{G_{i-1} p_{j-1}}{\pi R_{j-1}^3} \cdot \frac{\rho_{cm}}{\rho_n} \right) \left(1 + \frac{p_{j-1} \cdot G_{i-1}}{1000} \right)^{-1}, \text{ см}^{-3}, \quad (2.23)$$

де ρ_{cm} – густина рідкої сталі, кг/м³;

R_j , R_{j-1} – радіус часточки порошку відповідно j -ої фракції та фракції, що повністю розплавилася на попередньому етапі розрахунку, мкм.

Після завершення розрахунку (блок №5) програма перевіряє, чи зменшилася температура сталі нижче температури плавлення порошку, і у разі невиконання цієї умови виконує розрахунок наступного етапу плавлення порошку з урахуванням падіння температури сталі та концентрації порошку у ній, а також підвищення температури часточок порошку і їх часткового розплавлення.

Замість математичних виразів (2.4)-(2.16) можливо також застосування в блоці №5 математичних моделей, запропонованих у роботах [144,158,159], які, однак, несуттєво ускладнюють рішення задачі і знижують точність результату. Похибка кінцевої температури отримана шляхом перевірки адекватності розробленого алгоритму за балансовими рівняннями теплообміну в системі «порошок-розплав» не перевищує 1,5 °С.

2.2.2. Результати моделювання

Моделювання здійснювали для умов розливання на МБЛЗ низьковуглецевої сталі марки 09Г2С з уведенням інокулятора у формі залізного порошку, отриманого методом розпилення розплаву (ПЖР3.200.26, ПЖР3.315.26, ПЖР3.450.26) та відновлення (ПЖВ3.71.26, ПЖВ3.160.26, ПЖВ3.450.26), гранулометричний склад якого представлено на рис. 2.5 [148].

Витрату порошку змінювали в межах 2÷6 кг/т сталі. Температура ліквідус сталі і залізного порошку, отриманого розпиленням і відновленням, що розрахована за методикою [67], склала відповідно 1510, 1527, 1525 °С. Перегрів сталі обраної марки перед розливанням на МБЛЗ за нашими даними [160] складає 25°С. Інші фізико-хімічні параметри рідкої сталі і порошку, що прийнято з довідкової літератури [67,155,159], наведено у таблиці 2.2.

На рисунку 2.9 наведено динаміку падіння температури сталі внаслідок нагріву і плавлення інокуляторів у формі залізного порошку різних марок, отриманого розпиленням та відновленням. З метою візуалізації швидкоплинних процесів на початку плавлення порошку графіки наведено в залежності від десятичного логарифму часу у мілісекундах, починаючи з 1 мс. Аналіз плавлення порошку до 1 мс не піддається розрахунку через відсутність даних щодо гранулометричного складу порошку фракцією менше 45 мкм, оскільки плавлення саме цих фракцій порошку відбувається протягом першої мілісекунди процесу.

Таблиця 2.5

Фізико-хімічні властивості залізного порошку і рідкої сталі

Параметр	Порошок	Рідка сталь
Густина ρ , кг/м ³	7800	7200
Питома теплоємність c , Дж/(кг·°С)	439,6	837,6
Теплопровідність λ , Вт/(м·°С)	40	20
Коефіцієнт температуропровідності a , м ² /с	$1,17 \cdot 10^{-5}$	$3,32 \cdot 10^{-6}$
Теплота плавлення L , Дж/кг	267955	
Температура ліквідус $t_{лікв}$, °С	1527 (1525)*	1510
Початкова температура, $t_{поч}$, °С	100	1535
Кінематична в'язкість ν , м ² /с	-	$4,95 \cdot 10^{-7}$

* Для порошку, отриманого методом відновлення

Логарифмічна шкала, однак, не дає змогу адекватно проаналізувати зміну швидкості охолодження сталі впродовж обробки інокуляторами. Цей

показник $\frac{\partial t_{cm}}{\partial \tau} = f(\tau)$, отриманий шляхом диференціювання функції

температури від часу, графічне зображення якої наведено на рис. 2.9, представлено на рис. 2.10 також у логарифмічній системі координат.

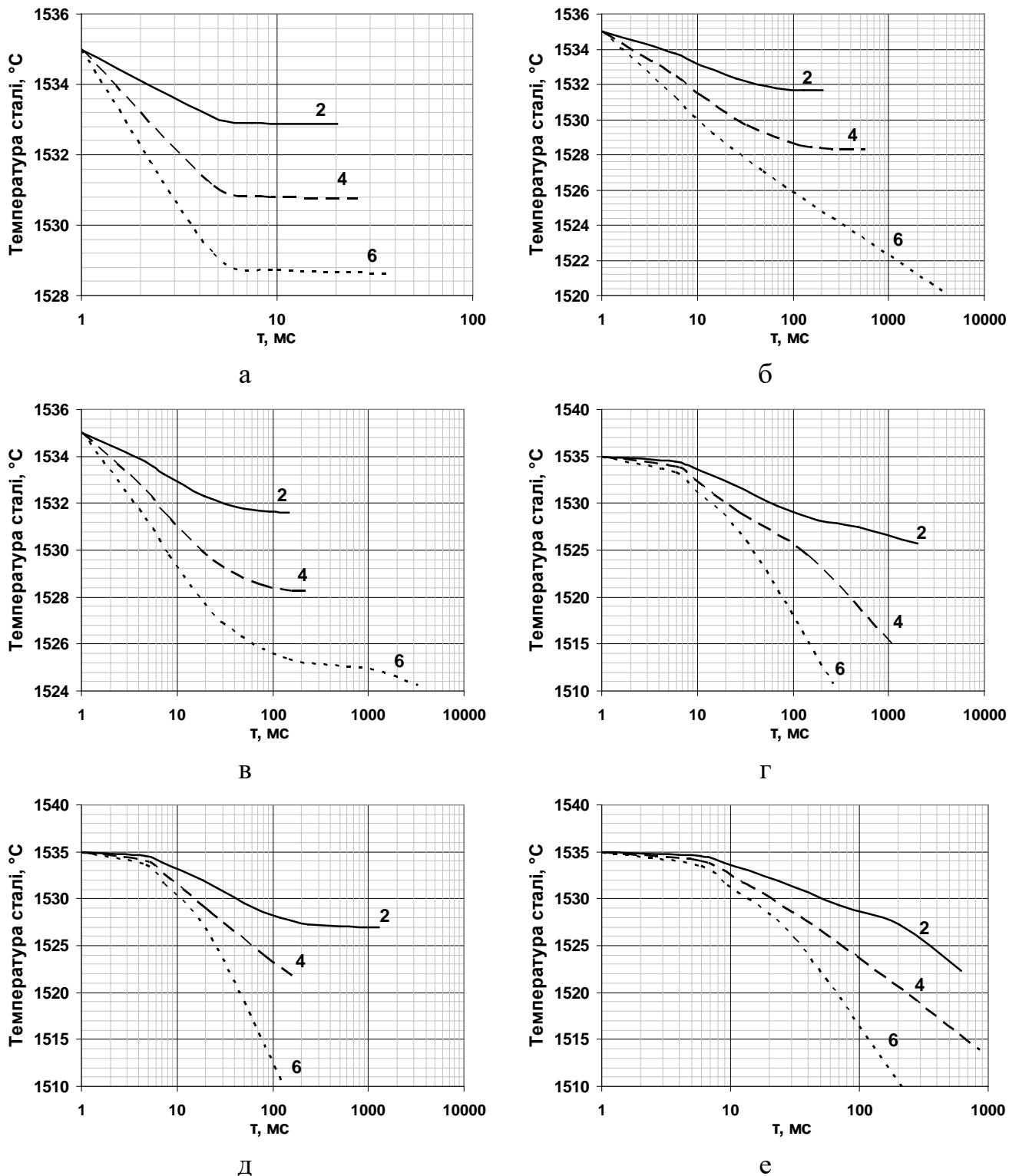


Рисунок 2.9. Динаміка падіння температури сталі при обробці залізним порошком марок: а) ПЖВ3.71.26; б) ПЖР3.200.26; в) ПЖВ3.160.26; г) ПЖР3.315.26; д) ПЖВ3.450.26; е) ПЖР3.450.26 (цифри біля кривих – витрата залізного порошку, кг/т сталі)

Перший період уповільненого охолодження сталі дрібними фракціями порошку, найбільш чітко виражений у крупно-дисперсних порошках з незначною часткою дрібних фракцій (рис. 2.10 г, д, е). Його тривалість для порошків цих марок не перевищує 10 мс, протягом яких швидкість охолодження розплаву зростає до $200 \div 750$ °C/с в залежності від витрати порошку.

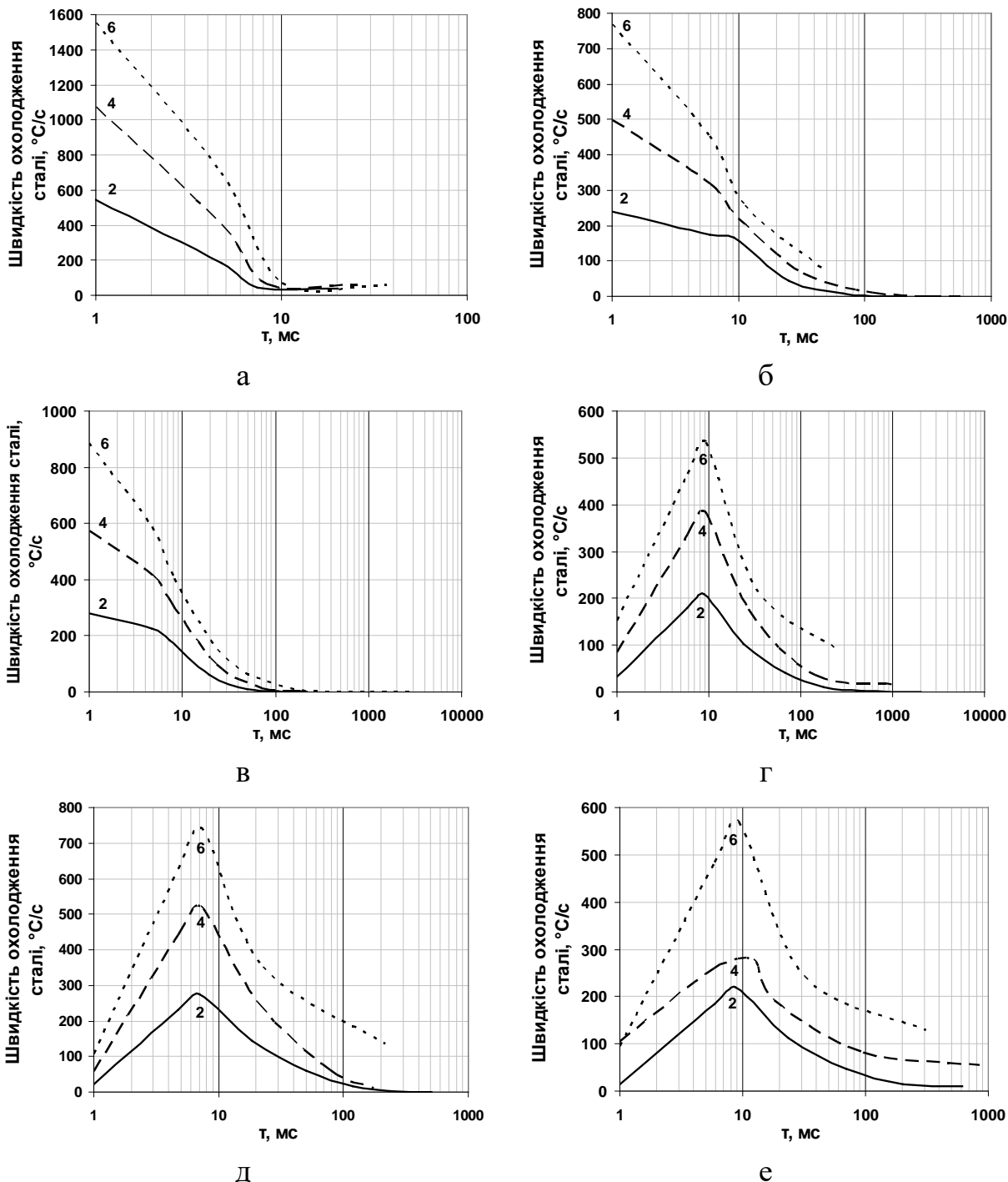


Рисунок 2.10. Швидкість падіння температури сталі при обробці залізним порошком марок: а) ПЖВ3.71.26; б) ПЖР3.200.26; в) ПЖВ3.160.26; г) ПЖР3.315.26; д) ПЖВ3.450.26; е) ПЖР3.450.26 (цифри біля кривих – витрати залізного порошку, кг/т сталі)

Збільшення масової частки дрібних фракцій розміром до 45 мкм пригнічує період уповільненого охолодження, зменшуючи його тривалість менш ніж до 1 мс, протягом якої швидкість охолодження зростає до максимальної величини (до 1600 °C/c) і далі монотонно зменшується до 0. Наявність цього періоду можна пояснити великими значеннями щільності теплового потоку через межу «розплав-часточка» внаслідок великої різниці температури, що призводить до плавлення маси часточок, яка постійно збільшується через зростання масової частки більших фракцій (див. рис. 2.5).

Через деякий час у розплаві лишаються лише прогріті часточки середніх та великих розмірів, тривалість плавлення яких особливо значна за умов зменшення теплового потоку від сталі внаслідок зменшення різниці температур. Максимальна швидкість охолодження триває протягом кількох мілісекунд при використанні крупнодисперсних порошоків та частки мілісекунди – при використанні дрібнодисперсних, після чого монотонно зменшується.

Наступне зменшення тепловмісту охолодженої сталі відбувається в умовах низького теплового потоку через поверхню добре прогрітих часточок порошку великих розмірів (рис. 2.11), масова частка яких в розплаві незначна. Уповільнення плавлення часточок за цих умов призводить до монотонного уповільнення швидкості охолодження сталі.

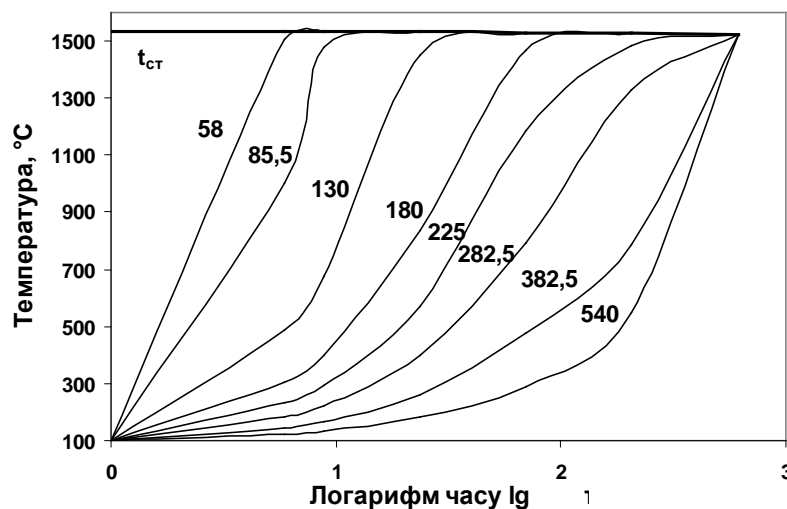


Рисунок 2.11. Температурна діаграма плавлення кожної фракції порошку марки ПЖР3.450.26 при його витраті 2 кг/т (цифри біля кривих – розмір фракції, мкм)

Однак головною метою використання інокуляторів у формі залізного порошку є створення у об'ємі розплаву штучних центрів кристалізації, які ініціюватимуть об'ємну кристалізацію розплаву. Існування у об'ємі розплаву стійких центрів кристалізації є можливим за умови, коли фактична температура сталі менша за температуру плавлення порошку. Динаміка зменшення кількості центрів кристалізації у об'ємі розплаву та сумарної питомої площі поверхні часток інокулятора у 1 м³ рідкої сталі наведена відповідно на рисунках 2.12 і 2.13.

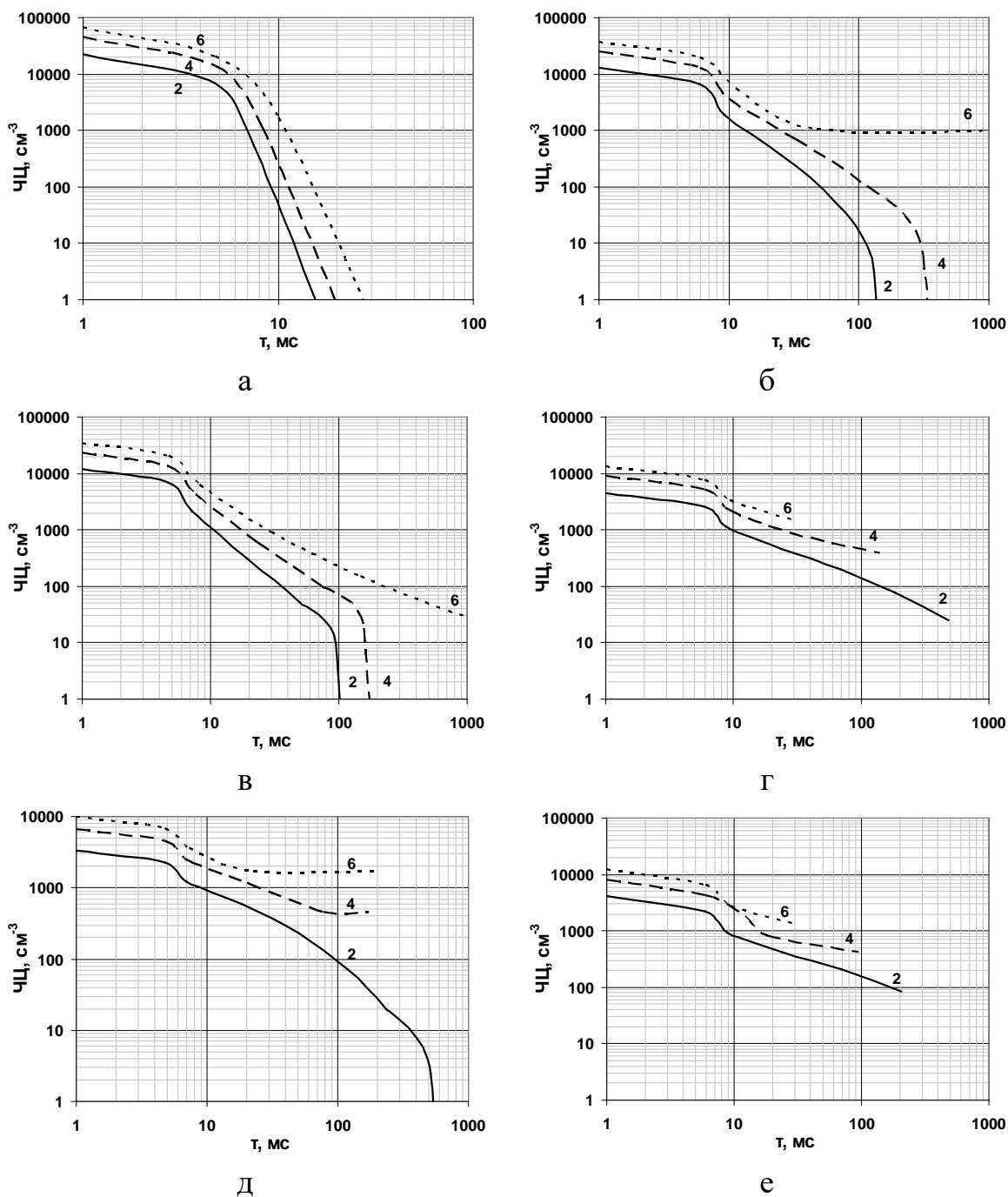


Рисунок 2.12. Кількість центрів кристалізації у 1 см^3 об'єму розплаву при обробці залізним порошком марок: а) ПЖВ3.71.26; б) ПЖР3.200.26; в) ПЖВ3.160.26; г) ПЖР3.315.26; д) ПЖВ3.450.26; е) ПЖР3.450.26 (цифри біля кривих – витрата залізного порошку, кг/т сталі)

З аналізу кривих на рис. 2.12 видно, що, незважаючи на велику (близько 10^5 см^3) початкову концентрацію центрів кристалізації, властиву дрібнодисперсним порошкам, найбільша кількість ($30 \div 1100 \text{ см}^3$) залишкових центрів кристалізації у розплаві спостерігається при використанні крупнодисперсних порошоків.

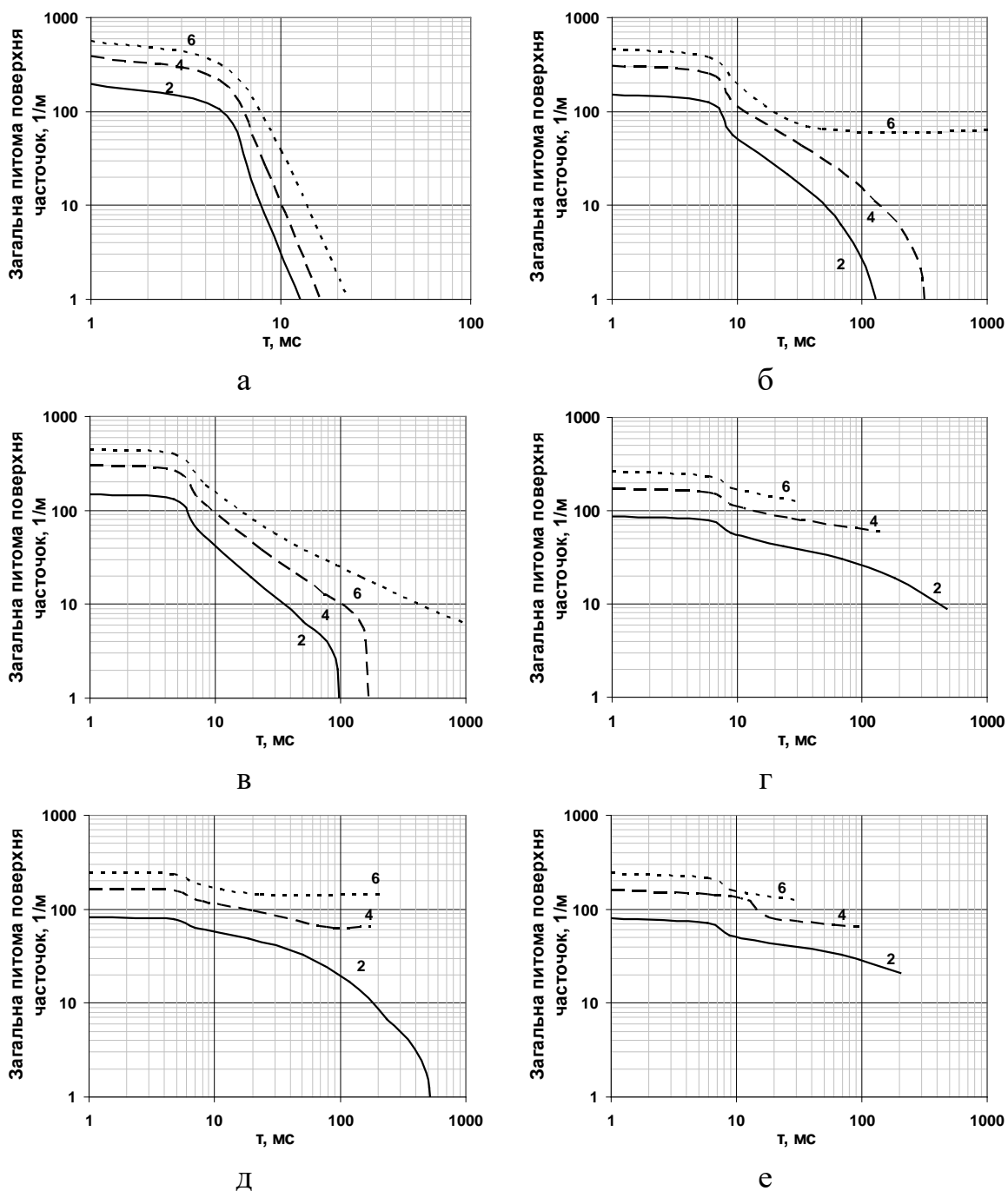


Рисунок 2.13. Загальна питома площа поверхні (m^2) інокулятора в $1 m^3$ об'єму розплаву при обробці залізним порошком марок: а) ПЖВ3.71.26; б) ПЖР3.200.26; в) ПЖВ3.160.26; г) ПЖР3.315.26; д) ПЖВ3.450.26; е) ПЖР3.450.26 (цифри біля кривих – витрата залізного порошку, кг/т сталі)

Теж ствердження справедливо й по відношенню до загальної питомої площі поверхні часточок (див. рис. 2.13). Для визначення раціональної витрати порошку та його гранулометричного складу можна скористатися графіком залежності кількості залишкових центрів кристалізації від масової витрати порошку (рис. 2.14).

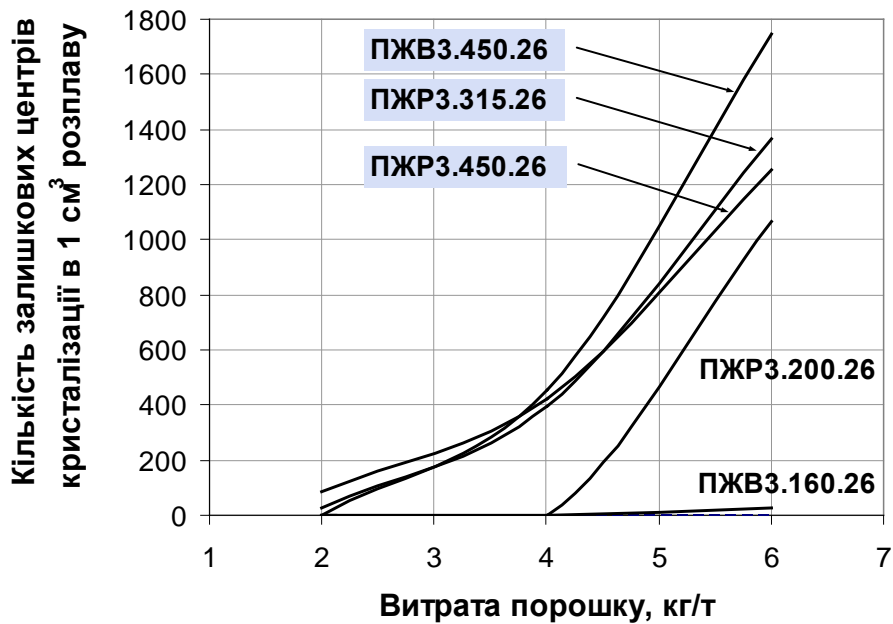


Рисунок 2.14. Вплив витрати порошку різних марок на кількість залишкових центрів кристалізації у об'ємі розплаву

Найбільша кількість залишкових центрів кристалізації у розплаві спостерігається при використанні крупнодисперсного залізного порошку марок ПЖР3.315.26, ПЖР3.450.26 та ПЖВ3.450.26. Помітно, що при витраті залізного порошку понад 3,8 кг/т сталі раціональним є використання залізного порошку марки ПЖВ3.450.26, а при витраті до 3,8 кг/т – марки ПЖР3.450.26. Слід зауважити, що при обробці сталі середньо- і високовуглецевих марок, температура яких у промковшії відносно нижча, залізним порошком розглянутих марок кількість залишкових центрів кристалізації буде на декілька порядків вищою. Це викликано відсутністю можливості плавлення порошку, чия температура плавлення є вищою за фактичну температуру сталі. Зменшення перегріву таких марок сталі можливе лише за використання вуглецевистого залізного порошку з температурою плавлення більшою на 5÷15 °С за температуру ліквідус сталі.

За умов введення інокуляторів у формі порошку через порожнистий стопор-інжектор проміжного ковша у струмені інертного газу змішування порошку з рідкою сталлю буде відбуватися безпосередньо у струмені рідкої сталі, що витікає з проміжного ковша у кристалізатор, а саме, у порожнині стакану-дозатору та заглибного стакану, загальна довжина яких в залежності від конструкції МБЛЗ становить близько 1 м. При швидкості потоку розплаву у стакані дозаторі близько 4 м/с за умов розливання блюмової заготовки перерізом 335×400 мм плавлення переважної кількості порошку відбуватиметься у порожнині стакану-дозатору та на початку заглибного стакану.

Надмірні швидкості охолодження, що досягаються за великої витрати дрібнодисперсних порошків, не здатні призвести до локального переохолодження сталі та утворення на внутрішній поверхні вогнетривів

небажаних металевих конгломератів, оскільки дрібні часточки порошку спливатимуть разом з бульбашками газу (див. п.п. 2.1).

Висновки по розділу

Процес взаємодії порошкового інокулятора (мікрохолодильника) з рідкою сталлю складається з кількох етапів:

- механічного – занурення часточок в розплав або їх спливання в об'ємі газовій фазі;
- теплофізичного – ріст кірки на поверхні часточки, повне або часткове розплавлення часточки і зменшення перегріву розплаву;
- фізико-хімічного – седиментація і агрегація нерозплавлених часточок у розплаві.

Для занурення часточок в розплав їх початкова швидкість повинна перевищувати критичну величину, що залежить від поверхневого натягу сталі та густини розплаву і часточок, їх діаметру, а також інших параметрів. За умов розливання низьковуглецевої сталі ця величина складає $7 \div 12$ м/с. Частка порошку змішаного гранулометричного складу, що зануриться в розплав, не перевищує 60 %. Збільшення ступеня засвоєння порошку можливе шляхом збільшення швидкості введення порошку в розплав до 23 м/с або збільшення частки крупних фракцій розміром понад 500 мкм.

Теплофізичний етап взаємодії часточки з розплавом відбувається за одним з чотирьох варіантів:

- а) повне розплавлення інокулятора з усуненням температурної і концентраційної неоднорідності до початку тверднення розплаву;
- б) розплавлення інокулятора без усунення температурної та хімічної неоднорідності та зі збереженням ближнього порядку атомів;
- в) інокулятор не встигає розплавитися або зовсім не плавиться у розплаві і залишається у розплаві на момент початку тверднення;
- г) інокулятор плавиться з утворенням рідкої фази, вкритою оболонкою з твердої кірки, яка через деякий час також плавиться з утворенням уламків, що взаємодіють з рідким розплавом за одним з перелічених вище режимів.

Вивчення динаміки плавлення часточок в розплаві та охолодження сталі методами математичного моделювання здійснювали за допомогою розробленого алгоритму. При змішаному гранулометричному складі порошку процес його плавлення складається з трьох етапів, для яких характерні різні швидкості охолодження сталі. Період максимальної швидкості охолодження (до 1600 °C/с тривалістю не більше 1 мс) за часом повністю співпадає з плавленням фракції порошку з найбільшою масовою часткою у суміші.

Для утворення грубої металевої суспензії з високою концентрацією дисперсної фази (до 1700 см⁻³) доцільно використовувати залізні порошки марок ПЖР3.315.26, ПЖР3.450.26 та ПЖВ3.450.26, при чому при витраті залізного порошку понад 3,8 кг/т сталі більш раціональним є використання залізного порошку марки ПЖВ3.450.26, а при витраті до 3,8 кг/т – марки ПЖР3.450.26.

РОЗДІЛ 3

МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕННЯ

3.1. Визначення чисел подоби та масштабу гідродинамічної моделі для імітації циркуляційних потоків металеві суспензії у кристалізаторі МБЛЗ

3.1.1. Постановка задачі моделювання і обґрунтування методики розрахунку масштабу моделі

Метою холодного моделювання є вивчення гідродинамічних процесів, що визначають технологічність і умови практичної реалізації способу вдування і розподілу дисперсного інокулятора в кристалізаторі:

- 1) гідродинаміка потоків суспензії в кристалізаторі і розподіл інокулятора у рідкій фазі;
- 2) формування геометричних розмірів циркуляційних зон;
- 3) характер поведінки поверхні рідини в кристалізаторі при спливанні газових бульбашок.

Особливістю даного моделювання є наявність 4 ємностей (промківш, захисна труба, кристалізатор і порожнистий стопор) і 4 фаз: рідина 1 (сталь), рідина 2 (шлакоутворююча суміш – ШУС в кристалізаторі), газ-носій, порошок-інокулятор. Очевидно, що досягнення повної подоби намічених до вивчення процесів неможливо, тому методику необхідно розробляти таким чином, щоб врахувати лише ті фактори і фізичні властивості матеріалів, вплив яких на процес є найістотнішим.

Розрахунок здійснюється за π -теоремою [161-164] і складається з трьох етапів, що характеризують подобу наступних величин:

- подоба швидкостей потоків у кристалізаторі на моделі і натурі w , м/с;
- подоба глибини зони проникнення трифазного потоку в рідку фазу заготовки $l_{3ф}$, м;
- подоба характеру бурління поверхні металу в кристалізаторі l_6 , м.

Обрані величини є цільовими функціями, кожна з яких має розмірність і може бути виміряна в процесі моделювання.

Для кожної цільової функції визначаємо параметри і фактори, що на неї впливають. Встановлюємо апріорну залежність вигляду $y = f(x_1, x_2, \dots, x_n)$, з якої за допомогою π -теореми одержуємо безрозмірні критерії подоби і комплексну залежність виду $\Pi_y = F(\Pi_{x_1}, \Pi_{x_2}, \dots, \Pi_{x_n})$. За отриманими числами подоби розраховуємо геометричний масштаб моделі і масштаби фізичних величин, що вивчаються.

3.1.2. Розрахунок чисел подоби і масштабів фізичної моделі МБЛЗ

3.1.2.1. Імітація швидкості на моделі і натурі

Насамперед, розглянемо фактори і параметри, що впливають на гідродинаміку процесу безперервного розливання без вдування газової суспензії. Такими, на думку [113,165,166], є числа Рейнольда Re , Фруда Fr і Вебера We . Число We не впливає на жодну з обраних цільових функцій,

оскільки в розглянутому випадку сили інерції рідини є у край великими в порівнянні з її поверхневим натягом [167].

У роботах [154,161,162,166,167] доведено, що число Re є автомодельним у випадку розвиненої ламінарної або турбулентної течії. А автори роботи [165] у своїх дослідженнях переконливо доводять, що для умов моделювання безперервного розливання сталі при $Re > 13000$, що відповідає швидкості витікання 1,2 м/с, має місце явище автомодельності. Для умов, що спостерігаються в захисній трубі

$$Re = \frac{\varphi \sqrt{2gh_{np.k.}} \cdot d_{загл.ст.}}{\nu} = \frac{0,82\sqrt{2 \cdot 9,8 \cdot 0,7 \cdot 0,03}}{10^{-6}} = 911120 \approx 0,9 \cdot 10^5, \quad (3.24)$$

де φ – коефіцієнт швидкості струменя, що для циліндричного стакану дорівнює 0,82;

g – прискорення вільного падіння, м²/с;

$h_{np.k.}$ – рівень металу в проміжному ковші, м;

$d_{загл.ст.}$ – діаметр заглибного стакану, м;

ν – кінематична в'язкість сталі, м²/с.

Для найбільш турбулентних умов у кристалізаторі з гідравлічним діаметром 0,3 м на порядок більше:

$$Re = \frac{0,82\sqrt{2 \cdot 9,8 \cdot 1,2 \cdot 0,3}}{10^{-6}} = 1989409 \approx 1,9 \cdot 10^6. \quad (3.25)$$

Оскільки орієнтовна величина числа Рейнольдса знаходиться у другій автомодельній області [154,162] то достатньою умовою подоби моделі і натури є $Re > 13000$, за якого має місце виражений турбулентний режим течії рідини.

Очевидно, що вплив сил в'язкого тертя на процес буде мінімальним і визначальним буде число Фруда, що характеризує співвідношення інерційних і гравітаційних сил в потоці.

У випадку вдування газової суспензії через порожнистий стопор-інжектор у потік рідини, що вільно витікає з промковша, перша буде передавати потоку рідини секундний імпульс [149]

$$i_{zc} = f_c \cdot (\Delta P + \rho_{zc} \cdot w_{zc}^2), \text{ Н}, \quad (3.26)$$

де $\rho_{zc} = \frac{\rho_g + C_n}{1 + \frac{C_n}{\rho_n}}$ – густина газової суспензії, кг/м³;

f_c – площа перерізу сопла, м²;

ΔP – надлишковий тиск газової суспензії, Па;

w_{zc} – швидкість газової суспензії, м/с;

C_n – питома витрата порошку, кг/м³;

ρ_g, ρ_n – густина газу і порошку відповідно, кг/м³.

Виходячи з закону збереження імпульсу, сумарний імпульс трифазного потоку, що витікає з заглибного стакану діаметром d_{mp} у кристалізатор, дорівнює сумі секундних імпульсів струменя рідини i_p і газової суспензії i_{zc} .

$$i_{3\phi} \equiv f_{\text{загл.ст.}} \cdot w_{3\phi}^2 \cdot \rho_{3\phi} = i_p + i_{zc} = \rho_p \cdot \frac{\pi \cdot d^2}{4} \cdot 2 \cdot g \cdot h_p + i_{zc}, \text{ Н}, \quad (3.27)$$

де $\rho_{3\phi} = \frac{\rho_z + \frac{1}{C_{zc}}}{1 + \frac{C_{zc}}{\rho_p}}$ – густина трифазного струменя, кг/м³;

ρ_p – густина рідини, кг/м³;

C_{zc} – питома витрата газової суспензії, м³/кг рідини.

$d = \sqrt{d_{\text{загл.ст.}}^2 - d_{\text{ст.}}^2}$ – наведений діаметр, що описує площу вхідного

отвору труби, не перекриту стопором, м;

$d_{\text{ст.}}$ – діаметр перерізу головки стопора, що закриває вхідний отвір заглибного стакану; м;

g – прискорення вільного падіння, м/с²,

h_p – рівень рідини у проміжному ковші, м.

З формули (3.4), можна визначити швидкість трифазного потоку $w_{3\phi}$

$$w_{3\phi} = \sqrt{\frac{i_h + i_{zc}}{f_{\text{загл.ст.}} \cdot \rho_{3\phi}}}, \text{ м/с}. \quad (3.28)$$

Тоді функціональна залежність швидкості струменя за вдування газової суспензії має вигляд

$$w_{3\phi} = f(h_p, g, d, \rho_p, i_{zc}). \quad (3.29)$$

Для приведення функції і факторів до безрозмірної форми скористаємося π -теоремою. У залежності присутня $n = 6$ величин і $k = 3$ основні одиниці (кг, м, с), тобто одержимо $n - k = 6 - 3$ критерії.

У таблиці 3.1 представлені 3 безрозмірних критерії: 1 симплекс (D) і 2 комплекси (Fr, I). Для можливості попередньої оцінки їхньої значущості розраховуємо приблизні значення отриманих критеріїв.

Таблиця 3.6

Приведення величин до безрозмірного вигляду

Величина	Порядок величини	Одиниця вимірювання	Масштаб	Масштабна одиниця	Безрозмірний критерій
$w_{3\phi}$	10^1	м/с	-	-	$Fr = \frac{w_{3\phi}^2}{g \cdot h_p}$
g	10^1	м/с ²	g	с	1
h_p	10^{-1}	м	$h_{жс}$	м	1
d	10^{-2}	м	-	-	$D = \frac{d}{h_p}$
ρ_p	10^3	кг/м ³	$\rho_{жс}$	кг	1
i_{zc}	10^3	кг·м/с ²	-	-	$I = \frac{i_{zc}}{\rho_p \cdot g \cdot h_p^3}$

Після перетворення у критеріальну форму отримуємо залежність

$$Fr = f(D, I). \quad (3.30)$$

Результати розрахунків безрозмірних комплексів представлені в таблиці 3.2 (розрахунок виконано виходячи з порядку величин для натури, що наведено в табл. 3.1).

Таблиця 3.7

Порядок величин безрозмірних критеріїв		
$Fr = \frac{w_{3\phi}^2}{g \cdot h_p}$	$D = \frac{d}{h_p}$	$I = \frac{i_{zc}}{\rho_p \cdot g \cdot h_p^3}$
10^2	10^{-1}	10^2

Оскільки величини критеріїв з таблиці 3.2 не прямують до нескінченності чи нуля, то вони адекватно характеризують процес [161].

Критерій Фруда Fr тут характеризує співвідношення інерційних і гравітаційних сил в потоці рідини, що витікає з захисної труби в кристалізатор.

Безрозмірний імпульс I показує співвідношення секундних імпульсів газової суспензії, що вдувається в струмінь металу через порожнистий стопор, і струменя металу під дією власного напору.

3.1.2.2. Імітація розмірів глибини $l_{3\phi}$ зони проникнення трифазного потоку в рідку фазу заготовки і гідродинамічних умов в кристалізаторі

За даними роботи [149] глибина проникнення $l_{3\phi}$ газопорошкового струменя, що визначає величину і напрямок руху потоків у рідині, дорівнює

$$l_{3\phi} = \sqrt{\frac{4 \cdot i_{zc}}{\pi \cdot d_c \cdot \rho_{zc}}}, \text{ м}, \quad (3.31)$$

де d_c – діаметр сопла, м.

Таблиця 3.8

Приведення величин до безрозмірної форми

Величина	Порядок величини	Одиниця вимірювання	Масштаб	Масштабна одиниця	Безрозмірний критерій
$l_{3\phi}$	10^{-1}	м	-	-	$L = \frac{l_{3\phi}}{d_{mp}}$
Δh	10^0	м	-	-	$\Delta H = \frac{\Delta h}{d_{mp}}$
g	10^1	м/с ²	g	с	1
d_{mp}	10^{-1}	м	d_{mp}	м	1
ρ_p	10^3	кг/м ³	ρ_p	кг	1
i_{zc}	10^3	кг·м/с ²	-	-	$I = \frac{i_{zc}}{\rho_p \cdot g \cdot \Delta h^3}$

У даному випадку відбувається витікання трифазного потоку з захисної труби діаметром d_{mp} у рідку фазу під рівень, тобто до імпульсу газової суспензії додається імпульс рідини, записаний у формулі (3.4)

$$l_{3\phi} = f(\Delta h, g, d_{mp}, \rho_p, i_{zc}), \quad (3.32)$$

де Δh – різниця рівня рідини в промковші і кристалізаторі, м.

У виразі (3.9) присутні $n = 6$ величин і $k = 3$ основних одиниць (кг, м, с), тобто отримуємо $n - k = 6 - 3 = 3$ критерії (табл. 3.3).

У критеріальній формі залежність (3.9) запишеться так

$$L = f(I, \Delta H). \quad (3.33)$$

3.1.2.3. Подоба характеру бурління поверхні металу в кристалізаторі

В умовах безперервного розливання рівень металу контролюється автоматично і його відхилення не повинне перевищувати ± 5 мм [168].

Поверхня металу в кристалізаторі покрита шарами рідкого і напівтвердого (розм'якшеного) шлаку, на яких лежить спечена і порошкоподібна шлакоутворююча суміш (ШУС), тому можна припустити, що характер бурління поверхні (висота хвиль $l_{xв}$) визначається за виразом

$$l_{xв} = f(\rho_{шус}, \nu_{шус}, \delta_{шус}, q_z, g, \rho_z, l_{3\phi}), \quad (3.34)$$

де $\rho_{шус}, \nu_{шус}, \delta_{шус}$ – густина, в'язкість і товщина шару ШУС відповідно, кг/м³, м²/с, м;

q_z – об'ємна витрата газу, м³/с.

В залежності присутні $n=8$ величин і $k=3$ основні одиниці (кг, м, с), тобто отримуємо $n-k=8-3=5$ критеріїв (табл. 3.4).

Таблиця 3.9

Приведення величин до безрозмірного вигляду

Величина	Порядок величини	Одиниця вимірювання	Масштаб	Масштабна одиниця	Безрозмірний критерій
$l_{xв}$	10^{-2}	м	-	-	$L_{xв} = \frac{l_{xв}}{\delta_{шус}}$
$\rho_{шус}$	10^2	кг/м ³	$\rho_{шус}$	кг	1
$\nu_{шус}$	10^{-4}	м ² /с	-	-	$Ga = \frac{g \cdot \delta_{шус}^3}{\nu_{шус}^2}$
$\delta_{шус}$	10^{-2}	м	$\delta_{шус}$	м	1
q_z	10^{-4}	м ³ /с	-	-	$Q = \frac{q_z}{g^{1/2} \cdot \delta_{шус}^{5/2}}$
g	10^1	м/с ²	g	с	1
ρ_z	10^0	кг/м ³	-	-	$P = \frac{\rho_z}{\rho_{шус}}$
$l_{3\phi}$	10^{-1}	м	-	-	$L_{3\phi} = \frac{l_{3\phi}}{\delta_{шус}}$

У критеріальній формі залежність (3.11) запишеться так

$$L_B = f(Ga, Q, P, L_{3\phi}). \quad (3.35)$$

Для спрощення розрахунків доцільно зменшити число критеріїв за рахунок їхнього комбінування.

Значення критерію Галілея як міри відношення сил, що визначають процес вільного руху, безпосередньо неясне [162]. Тому перепишемо його в такий спосіб

$$Ga = Re^2 : Fr \equiv \pi_{IF}^2 : \pi_{IG} = \pi_{IF} \cdot \pi_{GF}. \quad (3.36)$$

Тепер ясно, що критерій Галілея може бути представлений у вигляді добутку двох комплексів, з яких один є міра відносини інерційної сили (I) до сили внутрішнього тертя (F), а іншої – відношення сили ваги (G) до сили внутрішнього тертя (F). Тоді добуток критерію Галілея і безрозмірної щільності дозволить повніше охарактеризувати відношення сил інерції і ваги (Архімедової сили) до сил внутрішнього тертя, що діють на пухирець газу при спливанні через шар ШУС:

$$Ar \equiv Ga \cdot P = \frac{g \cdot \delta_{шус}^3}{v_{шус}^2} \cdot \frac{\rho_z}{\rho_{шус}}. \quad (3.37)$$

Саме у формі (3.14) уводиться звичайно параметричний критерій, що характеризує неоднорідне поле щільності. Отриманий комплекс у роботах [154,162,163] називають критерієм Архімеда. Він являє собою особливого роду модифікацію критерію Галілея, спростивши яку, одержимо

$$Re^2 : \frac{\rho_z \cdot w^2}{g \cdot l \cdot \rho_{шус}} \equiv \pi_{IF}^2 : \pi_{\Delta G} = \pi_{IF} \cdot \pi_{\Delta GF} \quad (3.38)$$

З формули (3.15) критерій Архімеда є добуток двох комплексів, з яких один є міра відносини інерційної сили (I) до сили внутрішнього тертя (F), а інший – відношення підйомної сили (ΔG) до сили внутрішнього тертя (F).

У таблиці 3.5 показаний порядок величин безрозмірних критеріїв до і після модифікування.

Таблиця 3.10

Порядок величин безрозмірних критеріїв				
Вихідні комплекси і симплекси з табл. 3.4				
$L_{XB} = \frac{l_{XB}}{\delta_{шус}}$	$Ga = \frac{g \cdot \delta_{шус}^3}{v_{шус}^2}$	$Q = \frac{q_z}{g^{1/2} \cdot \delta_{шус}^{5/2}}$	$P = \frac{\rho_z}{\rho_{шус}}$	$L_{3\phi} = \frac{l_{3\phi}}{\delta_{шус}}$
10^0	10^3	10^0	10^{-2}	10^1
Модифіковані критерії				
$L_{XB} = \frac{l_{XB}}{\delta_{шус}}$	$Ar = \frac{g \cdot \delta_{шус}^3}{v_{шус}^2} \cdot \frac{\rho_z}{\rho_{шус}}$	$Q = \frac{q_z}{g^{1/2} \cdot \delta_{шус}^{5/2}}$	$L_{3\phi} = \frac{l_{3\phi}}{\delta_{шус}}$	
10^0	10^1	10^0	10^1	

Після модифікування функція (3.12) запишеться так

$$L_{XB} = f(\text{Ar}, Q, L_{3\phi}). \quad (3.39)$$

Усі розглянуті критерії відповідають необхідній і достатній умовам подоби, висунутим у роботах [163,164].

3.1.2.4. Розрахунок масштабу моделі

Перш ніж розраховувати масштаб моделі, розрахуємо число ступенів свободи, яким володіє розглянута система [162]. У розрахунку прийнято 8 величин ($w_{3\phi}$, i_{2c} , ρ_p , ρ_z , $\rho_{шуг}$, $v_{шуг}$, q_z , l – лінійний розмір), g з масштабом $k_g = 1$ не враховуємо. Вони зв'язані між собою 4 обмежувальними умовами (Fr, I, Ar, Q).

Тоді число ступенів свободи складе $8 - 4 = 4$, тобто лише для 4 величин масштаб можна обрати довільно. До їхнього числа, слід, віднести ρ_p і ρ_z , оскільки для імітації рідкої сталі і аргону на моделі зручно використовувати воду і повітря з щільністю при стандартних умовах. У якості інших двох обираємо $\rho_{шуг}$, $v_{шуг}$.

Таким чином, задача зводиться до вибору шлакового покриву (а саме $\rho_{шуг}$, $v_{шуг}$) у моделі кристалізатора, при яких геометричний масштаб моделі не буде абсурдний.

У даному випадку система обмежена 4 умовами (одним штрихом позначається значення критерію для природи, а двома – для моделі).

$$\left\{ \begin{array}{l} \text{Fr}'' = \text{Fr}'; \\ \text{I}'' = \text{I}'; \\ \text{Ar}'' = \text{Ar}'; \\ \text{Q}'' = \text{Q}'; \end{array} \right. \text{ або } \left\{ \begin{array}{l} k_w^2 / k_g \cdot k_l = 1; \\ k_i / k_{\rho p} \cdot k_g \cdot k_l^3 = 1; \\ k_g \cdot k_l^3 \cdot k_{\rho z} / k_v^2 \cdot k_{\rho_{шуг}} = 1; \\ k_q / k_g^{1/2} \cdot k_l^{5/2} = 1. \end{array} \right. \quad (3.40)$$

Значення $k_g = 1$ можна відкинути, а систему для приведення до лінійного вигляду прологарифмувати. Тоді одержимо систему 4 лінійних параметричних рівнянь

$$\left\{ \begin{array}{l} 2 \cdot \lg k_w - \lg k_l = 0; \\ \lg k_i - \lg k_{\rho p} - 3 \cdot \lg k_l = 0; \\ 3 \cdot \lg k_l + \lg k_{\rho z} - 2 \cdot \lg k_v - \lg k_{\rho_{шуг}} = 0; \\ \lg k_q - \frac{5}{2} \cdot \lg k_l = 0. \end{array} \right. \quad (3.41)$$

Система лінійних рівнянь (3.18) вирішується матричним методом у програмі *Mathcad 2000 Professional*, а її рішенням є матриця $X_{4 \times 1}$. Для рішення перепишемо систему (3.18) таким чином, щоб ліві частини всіх рівнянь містили невідомі складові, а праві – відомі.

Далі записуємо 2 матриці $A_{4 \times 4}$ невідомих членів і $B_{4 \times 1}$ – відомих, для яких справедливо $A \cdot X = B$. Звідки $X = A^{-1} \cdot B$.

$$A = \begin{pmatrix} 2 & -1 & 0 & 0 \\ 0 & -3 & 1 & 0 \\ 0 & 3 & 0 & 0 \\ 0 & -2.5 & 0 & 1 \end{pmatrix} \text{ та } B = \begin{pmatrix} 0 \\ \lg k_{\rho p} \\ 2 \cdot \lg k_{\nu_{шус}} - \lg k_{\rho_2} + \lg k_{\rho_{шус}} \\ 0 \end{pmatrix}. \quad (3.42)$$

Значення $k_{\rho p} = 1/7$, $k_{\rho_2} = 1,225/0,279$ встановлювали постійними, а значення $k_{\rho_{шус}}$ і $k_{\nu_{шус}}$ змінювалися в залежності від властивостей модельної ШУС. У якості модельної ШУС були запропоновані вакуумна олія ВМ1, гас та їх суміш у різному співвідношенні [162]. Розраховані масштаби використуваних величин наведені в таблиці 3.6.

Таблиця 3.11

Значення параметрів модельних ШУС і розраховані масштаби величин						
Модельний матеріал	Густина, кг/м ³	В'язкість, м ² /с	Розраховані масштаби			
			$w_{зф}$	l	$I_{гс}$	q_2
ВМ1	912	$6,47 \cdot 10^{-4}$	1,34	1,79	0,82	4,28
ВМ1 + гас (50/50)	857,5	$0,94 \cdot 10^{-5}$	0,70	0,48	0,02	0,16
Гас	803	$1,53 \cdot 10^{-6}$	0,17	0,03	$4,02 \cdot 10^{-6}$	$1,61 \cdot 10^{-4}$

Перевірка розрахункових значень масштабів шляхом підстановки в систему (3.17) підтвердила вірність методики і правильність розрахунку.

Серед розглянутих рідин для моделювання ШУС у кристалізаторі найбільш зручною є суміш вакуумної олії ВМ1 і гасу в співвідношенні 50:50. Значення геометричного масштабу в цьому випадку складає 0,48 (1:2,08), що задовільно для побудови фізичної моделі (модель менше оригіналу в 2 рази). Прийняті масштаби моделі представлені в таблиці 3.7.

Таблиця 3.12

Масштаби моделі							
$w_{зф}$	l	$i_{гс}$	ρ_p	ρ_2	$\nu_{шус}$	$\rho_{шус}$	q_2
0,70	0,48	0,02	0,14	4,39	1,30	0,30	0,16

3.2. Експериментальне устаткування, матеріали і методика проведення моделювання гідродинаміки металевої суспензії

Для імітації взаємодії газопорошкового струменя із потоком рідини, що витікає з проміжного ковша, було зібрано фізичну модель у масштабі 1:2 (рис. 3.1), яка складається з напірної ємності 1 з мірною шкалою, з якої вода скляною трубкою 2 витікає у модель кристалізатора 3. Поверхня рідини у моделі кристалізатора вкрита сумішшю 4 вакуумного масла та керосину у

пропорції 1:1 для імітації ШУС на дзеркалі металу у кристалізаторі. Рівень води у кристалізаторі підтримують сталим за допомогою гнучкого шлангу 5.

Воду в напірну ємність постачають через трубу 6 із вентилям 7. Стиснене повітря з компресора 8 потужністю 1,5 кВт гнучкими шлангами подають до ресиверу 9 об'ємом 35 л, після чого змішують у бункері 10 з порошком, що імітує інокулятор. Отриману повітряно-порошкову суміш через мідну трубку 11 із резиновим наконечником вдувають у потік рідини, що витікає з напірної ємності.

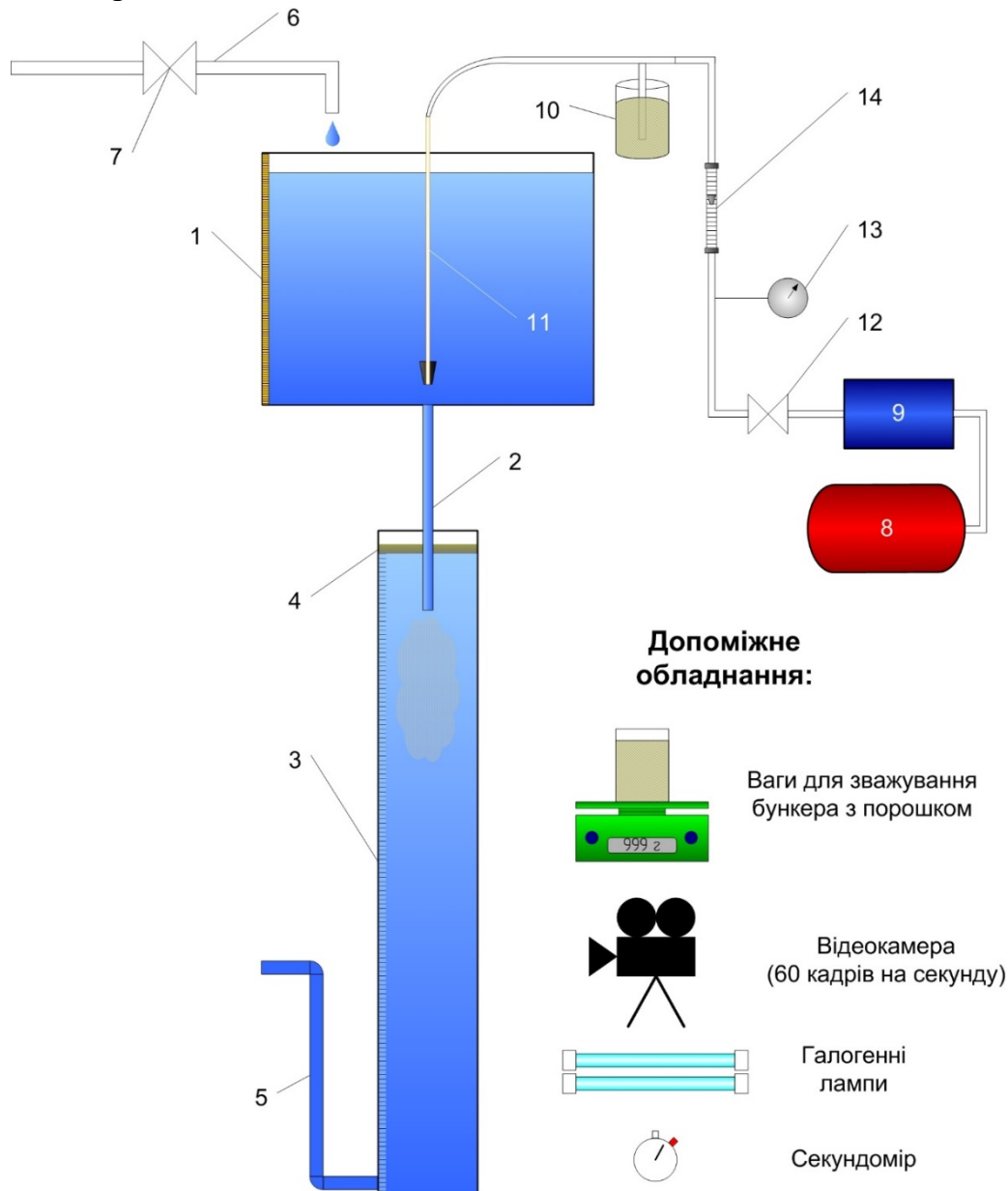


Рисунок 3.15. Принципова схема експериментальної установки:

1 – напірна ємність; 2 – скляна трубка; 3 – модель кристалізатора; 4 – суміш вакуумного масла та керосину; 5 – зливний шланг; 6 – труба для постачання води у напірну ємність; 7 – вентиль; 8 – компресор; 9 – ресивер; 10 – бункер з піском; 11 – мідна трубка з резиновим наконечником; 12 – вентиль; 13 – манометр; 14 – ротаметр

Висоту сопла над рівнем стоку регулюють за допомогою шарнірної передачі із точністю 0,5 мм. Витрату повітря з ресиверу регулюють вентилям 12, тиск і витрату повітря перед соплом вимірюють відповідно манометром 13 [169] і ротаметром 14 із поправками на втрату тиску при транспортуванні газопорошкової суміші. Режими взаємодії газового струменя з рідиною фіксують камерою з частотою 60 кадрів на секунду з підсвічуванням двома галогенними лампами. Отримане HD-відео розкадровують у програмі *VirtualDub* для подальшої графічної обробки у програмі *Adobe Photoshop CS4* та візуальної оцінки режимів витікання газового струменя з сопла.

Перед проведенням експерименту зважують бункер з порошком. Вага порошку в ньому повинна складати близько 1,4 кг. Бункер приєднують до системи і перекривають вентиль перед бункером. Перевіряють фільтри і систему відводу води, закривають заглушку на кристалізаторі, піднімають стопор у промковші і включають воду. Одночасно включають компресор для нагнітання стиснутого повітря у ресивер.

Наповнивши кристалізатор, опускають стопор і наповнюють промківшу до заданого рівня. Впродовж наповнення моделі промковша на поверхню води в моделі кристалізатора обережно, уникаючи перемішування з водою, виливають 110÷120 мл підготовленої суміші вакуумної олії і гасу. Після наповнення моделі промковшу і досягнення необхідного тиску повітря у ресивері одночасно відкривають зливні патрубки у моделі кристалізатора, піднімають стопор і включають вентиль на ресивері.

Продувку здійснюють за різного положення стопору над гирлом скляної трубки при постійному тиску повітря перед бункером з порошком, що досягається за використання ресиверу. Після досягнення тиску повітря у ресивері 3 атм стопор опускають, одночасно перекриваючи злив води з кристалізатора і вентиль за ресивером. Дослід повторюють багато разів при різному тиску повітря початкового рівня води у напірній ємності і кристалізаторі та різній висоті стопора. Після кожного дослідження занотують кінцевий рівень води в ємностях, бункер з порошком від'єднують від системи і зважують, фіксуючи зменшення його маси.

Оскільки під час експерименту змінюють три параметри процесу для планування експерименту обрано повний факторний план типу 2^3 [163,170].

Зупинка установки після проведення експерименту здійснюється в наступній послідовності: відключають компресор, виключають воду, перекривають вентиль, зливають воду з промковша і кристалізатора, від'єднують і зважують бункер з порошком, зливають залишки води з відстійника.

3.3. Визначення чисел подоби та масштабу теплофізичної моделі для імітації взаємодії інокулятора з металевим розплавом у кристалізаторі МБЛЗ

Метою «гарячого» моделювання є визначення впливу модифікаторів I і II роду (див. п.п. 1.4) на розвиток рівноосної і стовпчастої структури безперервнолитої заготовки (БЛЗ).

Оцінка впливу інокуляторів на процес структуроутворення складається в проведенні фізичного моделювання тверднення БЛЗ в умовах введення інокуляторів різного роду. Однак процес тверднення заготовки в таких умовах визначається багатьма факторами, і їх використання при розрахунку чисел подоби і масштабів моделі неминує викличе утворення складних для розуміння безрозмірних комплексів і призведе до зменшення ступенів свободи аж до інваріантності системи.

Для спрощення розрахунку його варто проводити в 3 етапи:

- розрахунок чисел подоби без застосування інокуляторів;
- розрахунок чисел подоби при використанні інокуляторів без врахування їх фізико-хімічних властивостей (поверхневого натягу, величини адсорбції тощо), що властиво для залізних порошків;
- розрахунок чисел подоби при використанні інокуляторів з поверхнево-активних елементів з різною температурою плавлення (модифікаторів I і II роду).

Це дозволить не тільки уникнути наведених вище проблем, але й у подальшому спростить вибір модельних речовин і методику моделювання.

3.3.1. Тверднення без застосування інокуляторів

Тверднення зливків і заготовок супроводжується утворенням на фронті кристалізації зони твердо-рідкого стану (двофазної зони). Її товщина при постійних умовах тепловіддачі, що спостерігаються при твердненні БЛЗ і зливків у виливницях, залежить від різниці температури ліквідус і солідус, обумовлених хімічним складом сталі, що розливається. Саме з цим пов'язана необхідність корегування режиму вторинного охолодження БЛЗ з високолегованих сталей з великим інтервалом кристалізації.

Умови розвитку та існування двофазної зони можуть бути описані критерієм концентраційного переохолодження, сформульованим Чалмерсом і уточненим Маллінзом і Секеркой [92]

$$\frac{G_L}{R} + \frac{\rho_L \cdot L}{2\lambda_L} \geq - \frac{m_L C_o (1-k)}{k \cdot D_L} \cdot \frac{\lambda_S + \lambda_L}{2\lambda_L} \cdot \varphi, \quad (3.43)$$

де G_L – температурний градієнт у рідкій фазі, К/м; R – швидкість кристалізації, м/с; ρ_L – щільність рідини, кг/м³; L – теплота кристалізації, Дж/кг; λ_L, λ_S – теплопровідність рідкої і твердої фаз відповідно, Вт/м·К; m – тангенс кута нахилу кривий ліквідус; C_o – концентрація домішки в рідині, %; k – коефіцієнт розподілу домішки; D_L – коефіцієнт дифузії домішки в рідині, м²/с; φ – експериментальний коефіцієнт.

З закону Фур'є температурний градієнт у рідкій фазі дорівнює відношенню теплового потоку q , що проходить через фронт кристалізації, до теплопровідності рідкої фази λ_L при даній температурі. Оскільки теплопередача від рідкої фази до твердої кірки відбувається змушеною конвекцією, то тепловий потік q відповідно до формули Ньютона-Ріхмана є добутком коефіцієнта тепловіддачі α на різницю температур рідкої фази і фронту кристалізації (перегріву над температурою ліквідус) [154].

$$G_L \equiv \frac{dT}{dl} = \frac{q}{\lambda_L} = \frac{\alpha \cdot \Delta T_L}{\lambda_L}, \text{ К/м.} \quad (3.44)$$

У роботах [171,172] наведені вирази для визначення швидкості просування фронту кристалізації. Аналізуючи результати експериментів, В.А. Єфімов прийшов до висновку, що перегрів сталі вельми слабо впливає на швидкість кристалізації, а значущими є теплопровідність затверділого шару металу λ_s , перепад температур у ньому ΔT_s , питома теплота кристалізації L і щільність сталі ρ_L .

$$R = \frac{\lambda_s \cdot \Delta T_s}{\rho_L \cdot L \cdot l}, \text{ м/с,} \quad (3.45)$$

де l – товщина затверділого шару металу, м.

Крім факторів, наведених у формулах (3.20)-(3.22), морфологія структури БЛЗ за даними [173] визначається теплоємністю сталі c .

Першорядну роль у формуванні макроструктури виливків і злитків, на думку Ацумі Оно [10], відіграє перемішування розплаву. Зокрема, у процесі безперервного розливання швидкість перемішування потоків сталі уздовж граней заготовки в рідкій серцевині за даними "холодного" моделювання [166] складає 7 см/с, і зі зростанням глибини лунки зменшується майже до нуля.

При низьких швидкостях руху розплаву уздовж грані БЛЗ, що спостерігаються на нижніх рівнях рідкої лунки, можливий прояв впливу в'язкості ν на дифузію домішок від фронту кристалізації всередину розплаву.

Роль визначального параметра (функції) грає товщина δ структурної зони (кірки чи транскристалічної) заготовки.

Зі сказаного вище одержуємо $n = 10$ факторів: $\alpha, \Delta T, \lambda, \rho, L, l, c, w, \nu$ и D . Розписавши $Dж = кг \cdot м^2 / с^2$ одержимо $k = 4$ основних одиниць: кг, м, К и с. Тоді після перетворення одержимо $n - k = 10 - 4 = 6$ безрозмірних комплексів.

Визначення показників ступенів параметрів і факторів, що входять у безрозмірні комплекси, робили в програмі *Mathcad 2000 Professional*. Результати перетворення наведені в таблиці 3.9.

Отримана система з 6 комплексів має 4 ступеня волі, що вочевидь недостатньо для проведення якісного моделювання. З метою збільшення числа ступенів волі і спрощення отриманих комплексів перетворимо їх шляхом взаємного перемноження.

Критерій фазового переходу N є мірою відношення теплового потоку, що йде на фазове перетворення речовини, до теплоти перегріву (переохолодження) однієї з фаз [155]. Цей комплекс, зокрема, може бути отриманий з формули розрахунку максимального переохолодження рідкого металу, приведеного в роботах [174,175]

$$\Delta T = \frac{L}{c_s}. \quad (3.46)$$

Розділивши комплекс π_6 на π_3 , одержимо число Шмідта Sc :

$$Sc = \frac{\pi_6}{\pi_3} = \frac{v \cdot \rho^{1/3} \cdot l^{1/3}}{\Delta T^{1/3} \cdot \lambda^{1/3}} \cdot \left(\frac{D \cdot \rho^{1/3}}{l^{2/3} \cdot \Delta T^{1/3} \cdot \lambda^{1/3}} \right)^{-1} = \frac{v}{D}. \quad (3.47)$$

Комплекс π_1 називають числом Біо, яке характеризує відношення внутрішнього і зовнішнього теплових опорів.

Розділивши комплекс π_2 на π_4 , одержимо критерій фазового переходу N:

$$N = \frac{\pi_2}{\pi_4} = \frac{L \cdot \rho^{2/3} \cdot l^{2/3}}{\Delta T^{2/3} \cdot \lambda^{2/3}} \cdot \left(\frac{c \cdot \rho^{2/3} \cdot l^{2/3} \cdot \Delta T^{1/3}}{\lambda^{2/3}} \right)^{-1} = \frac{L}{c \cdot \Delta T}. \quad (3.48)$$

Таблиця 3.13

Визначення чисел подоби фізичного моделювання

Величина	Одиниця виміру	Масштабна одиниця	Безрозмірний комплекс
α	кг/с ³ ·К	—	$\pi_1 = \frac{\alpha \cdot l}{\lambda}$
ΔT	К	К	—
λ	кг·м/с ³ ·К	с	—
ρ	кг/м ³	кг	—
L	м ² /с ²	—	$\pi_2 = \frac{L \cdot \rho^{2/3} \cdot l^{2/3}}{\Delta T^{2/3} \cdot \lambda^{2/3}}$
l	м	м	—
D	м ² /с	—	$\pi_3 = \frac{D \cdot \rho^{1/3}}{l^{2/3} \cdot \Delta T^{1/3} \cdot \lambda^{1/3}}$
c	м ² /с ² ·К	—	$\pi_4 = \frac{c \cdot \rho^{2/3} \cdot l^{2/3} \cdot \Delta T^{1/3}}{\lambda^{2/3}}$
w	м/с	—	$\pi_5 = \frac{w \cdot \rho^{1/3} \cdot l^{1/3}}{\Delta T^{1/3} \cdot \lambda^{1/3}}$
v	м ² /с	—	$\pi_6 = \frac{v \cdot \rho^{1/3} \cdot l^{1/3}}{\Delta T^{1/3} \cdot \lambda^{1/3}}$

Число Шмідта, що є дифузійним аналогом числа Прандтля, є мірою подоби швидкісних і дифузійних сил у розплаві [154].

Помноживши комплекс π_4 на π_5 , одержимо число Пекле Re:

$$Re = \pi_4 \cdot \pi_5 = \frac{c \cdot \rho^{2/3} \cdot l^{2/3} \cdot \Delta T^{1/3}}{\lambda^{2/3}} \cdot \frac{w \cdot \rho^{1/3} \cdot l^{1/3}}{\Delta T^{1/3} \cdot \lambda^{1/3}} = \frac{w \cdot \rho \cdot c \cdot l}{\lambda} = \frac{w \cdot l}{a}. \quad (3.49)$$

Теплове число Пекле є мірою відношення молекулярного і конвекційного переносу в потоках сталі, що циркулюють уздовж зовнішньої стінки кірки.

Роль функціонального критерію грає безрозмірний симплекс $R = \frac{\delta}{r}$ (r – радіус зразка). У результаті перетворення одержуємо 4 безрозмірних

комплекси: $Bi = \frac{\alpha \cdot l}{\lambda}$, $N = \frac{L}{c \cdot \Delta T}$, $Sc = \frac{D}{\nu}$, $Pe = \frac{w \cdot l}{a}$ і безрозмірний симплекс

$R = \frac{\delta}{r}$. Отримана функціональна залежність (3.27) має 6 ступенів свободи.

$$R = f(Bi, N, Sc, Pe), \quad (3.50)$$

У якості параметрів, що можуть бути задані довільно, обираємо лінійний розмір l моделі і фізичні властивості матеріалів: λ , ρ , L , c , ν і D .

Проведений розрахунок узгоджується з роботами [155,176], у яких для опису процесів тверднення використовують число Біо і критерій фазового переходу. Число Фур'є в даному випадку не доречно, оскільки є функцією $Fo = f(Bi, N)$ [155].

3.3.2. Застосування інокуляторів з нейтрального матеріалу

Розглянемо випадок введення в розплав порошку з матеріалу, хімічний склад якого ідентичний чи близький до складу розплаву, що кристалізується. Тоді їхні температури кристалізації збігаються й у результаті взаємодії часточки порошку з розплавом можливі два варіанти: 1) на часточку "намерзає" тонкий шар металу, що потім нагрівається до температури кристалізації і плавиться разом із самою часточкою, знімаючи переохолодження розплаву; 2) "намерзлий" на часточку шар металу розплавляється, однак сама вона не встигає повністю розплавитися і служить зародком для росту кристала.

Відповідно до класифікації, запропонованої С.С. Затуловським [23], у першому випадку часточка є фригатором – тепловим стоком, що знімає переохолодження розплаву. В другому випадку порошок відіграє роль інокулятора, що армує (див. п.п. 1.4.4). Його введення в розплав, що кристалізується, змінює морфологію і розподіл структурних складових, а в тілі заготовки він грає роль армуючої, зміцнюючої фази. При цьому в обох випадках відповідно до класифікації, запропонованої П.А. Ребіндером [112], інокулятор є модифікатором І роду (див. п.п. 1.4).

Таким чином, при діаметрі частки менше критичного ($d < d_{кр}$) вона буде повністю розплавлятися знижуючи перегрів ΔT розплаву до температури, що визначається з рівняння теплового балансу тверднення заготовки

$$c_{cm} \cdot m_{cm} (T_o - T) = c_n \cdot m_n (T_L - T_n) + m_n \cdot L + c_{cm} \cdot m_n (T - T_L), \quad (3.51)$$

де c_{cm} , c_n – питома теплоємність рідкої сталі і порошку, відповідно, Дж/кг·К; m_{cm} , m_n – маса рідкої сталі і порошку, кг; L – теплота кристалізації, Дж/кг; T_o – початкова температура рідкої сталі, К; T – температура сталі після нагрівання і розплавлення порошку, К; T_L – температура ліквідус, К; T_n – початкова температура порошку, К.

З формули (3.28) одержуємо температуру сталі після повного розплавлення порошку:

$$T = \frac{c_{cm} \cdot m_{cm} \cdot T_o - c_n \cdot m_n \cdot (T_L - T_n) + m_n \cdot L + c_{cm} \cdot m_n \cdot T_L}{c_{cm} \cdot (m_{cm} + m_n)}, \quad \text{К}, \quad (3.52)$$

а для відносної маси порошку G_n , вираженої у відсотках

$$T = \frac{c_{cm} \cdot T_o - G_n \cdot [c_n \cdot (T_L - T_n) + L + c_{cm} \cdot T_L]}{c_{cm} \cdot (1 + G_n)}, \text{ К.} \quad (3.53)$$

Розрахована по формулі (3.29) чи (3.30) кінцева температура розплаву і його фактичний перегрів підставляють у комплекс N (див. п.п. 3.4.1).

Кількісно оцінити вплив інокулятора при $d \geq d_{кр}$ можна, увівши симплекс $D = d/d_{кр}$, у якому $d_{кр}$ визначається для конкретних умов введення інокулятора, чому будуть присвячені подальші дослідження.

3.3.3. Застосування інокуляторів з поверхнево-активного матеріалу

У цьому пункті мова йтиме про модифікатори, що відповідно до класифікації академіка П.А. Ребиндера поділяються на модифікатори I і II роду (див. п.п. 1.4). До першої групи відносяться модифікатори, що утворюють у розплаві високодисперсну суміш (суспензію), часточки якої служать зародками для утворення і росту кристалів. Такими з'єднаннями можуть бути як тугоплавкі матеріали, що знаходяться в зваженому стані в передкристалізаційний період, так і розглянуті вище мікрохолодильники, що не розплавився.

До другої групи відносяться елементи та їхні з'єднання, що адсорбуються на гранях кристалів, що зароджуються, і гальмують їх ріст. Для металів модифікаторами II роду є поверхнево-активні елементи, здатні адсорбуватися на поверхні зростаючого кристала (ЩЗМ і РЗМ).

Як і в попередньому випадку, тут можливі 2 варіанти: 1) інокулятор з тугоплавкого матеріалу адсорбується на поверхні зростаючих кристалів і, гальмуючи їх зростання, призводить до росту дрібнозернистої структури; 2) інокулятор з легкоплавкого матеріалу охолоджує розплав за рахунок нагрівання і плавлення, а потім у розчиненому вигляді адсорбується на зростаючих кристалах.

У першому випадку взаємодія часточки з розплавом супроводжується її нагріванням, розчиненням і адсорбцією на границі кристал-розплав. У випадку високої хімічної спорідненості матеріалу інокулятора з домішками, що містяться в розплаві, період нагрівання супроводжується утворенням на поверхні часточки плівки з продуктів реакції, що грає роль додаткового теплового і дифузійного опору. Другий випадок супроводжується додатково плавленням часточки.

Для оцінки горючості (адсорбційної активності) модифікаторів II роду різними дослідниками було запропоновано 7 критеріїв, узагальнених у роботах [112,134]. Цими критеріями є:

- узагальнений момент m (В.К. Семенченко),
- статистичний узагальнений момент m_c (С.Н. Задумкин),
- різниця температур плавлення розчинника і добавки ΔT (П.А. Ребиндер),
- різниця поверхневої енергії розчинника і добавки $\Delta \sigma$ (А.А. Жуковицкий),

- різниця ентропії розчинника і добавки в стандартному стані ΔS^{298} (А.М. Корольков і А.А. Ігумнов),
- різниця питомої поверхневої енергії ΔP (А.М. Корольков),
- різниця енергії зчеплення $\Delta\psi$ між атомами розчинника і добавки.

У роботах [112,134] відзначається, що горофільність добавки достатньо адекватно характеризують $\Delta\sigma$, ΔP і $\Delta\psi$. Останні два в даному випадку не підходять, оскільки можуть характеризувати лише горофільність чистих металів (хімічних елементів).

Запропонована А.А. Жуковицьким різниця поверхневої енергії розчинника і добавки $\Delta\sigma$ позбавлена цього недоліку і може бути використана для характеристики модифікаторів, як з одноатомних речовин, так і для їхніх з'єднань (оксидів, нітридів, карбідів і т.д.). У безрозмірних одиницях цей критерій можна записати в такий спосіб:

$$\Sigma = \frac{\sigma_p - \sigma_m}{\sigma_p}, \quad (3.54)$$

де σ_p, σ_m – відповідно поверхнева енергія розплаву і модифікатора.

За результатами трьох етапів розрахунку отримано 5 безрозмірних комплексів: Bi, Sc, N, Re і симплекси D і Σ . Масштаб моделі визначають з рівності безрозмірних комплексів Bi, Sc, N, Re для моделі і природи. Фракція порошку d з симплекса D , залежить від умов уведення порошку на моделі і природі. Симплекс Σ є безрозмірним показником поверхневої активності модифікатора і не впливає на масштаб моделі.

Розраховані числа подоби дозволяють довільно вибирати лінійний масштаб моделі і модельні речовини з відомими фізичними властивостями: теплою кристалізації, питомою теплоємністю і теплопровідністю. Коефіцієнти подоби перепаду температур, коефіцієнта тепловіддачі і швидкості конвекційних потоків у рідкій фазі заготовки визначаються відповідно з чисел Bi, N і Re за формулами (3.32)-(3.34). Число Шмідта характеризує фізичні властивості використовуваних матеріалів і не впливає на масштаб моделі.

$$k_\alpha = \frac{k_\lambda}{k_l}, \quad (3.55)$$

$$k_{\Delta T} = \frac{k_L}{k_c}, \quad (3.56)$$

$$k_w = \frac{k_a}{k_l}. \quad (3.57)$$

Аналізуючи результати експерименту, крім розрахованих чисел подоби варто також врахувати безрозмірний концентраційний симплекс k , що входить до формули (3.20). Коефіцієнт розподілу домішки k , який визначають з діаграм стану, описує рівноважний віст домішки у твердій та рідкій фазах.

3.4. Вибір матеріалів і методика фізичного моделювання кристалізації металевих суспензій

3.4.1. Характеристики обраних металевих систем

Присутність у системі числа Шмідта викликає необхідність у проведенні експерименту на декількох речовинах, з різними значеннями величини цього комплексу. Модельні речовини можуть бути як металами і їх сплавами, так і хімічними сполуками (органічними чи неорганічними), що схильні до кристалізації.

До останнього варто віднести речовини, адекватність використання яких для імітації затвердіння заготовки і зливків підтверджена численними дослідженнями. Такими матеріалами є камфен, нафталін і гипосульфід натрію.

Що стосується металів та їх сплавів, то усі вони повинні задовольняти наступним умовам:

- а) низька температура плавлення (до 1100 °С);
- б) відсутність хімічних перетворень у процесі тверднення;
- в) наявність діаграми фазової рівноваги "склад-температура";
- г) доступність реактивів для травлення темп летів;
- д) не токсичність і безпечність для навколишнього середовища.

Усім цим умовам задовольняють сплави на основі свинцю, олова, міді і цинку. Температури кристалізації цих металів і реактиви для травлення чистих металів та їх сплавів на макроструктуру приведені в таблиці 3.10. Коефіцієнти розподілу домішки для обраних металевих систем були визначені графічним шляхом з діаграм стану. Оскільки величина коефіцієнта розподілу змінюється впродовж охолодження системи між лініями ліквідус і солідус внаслідок їх кривизни прийнято середньоарифметичне значення величини k у цьому інтервалі розраховане за методикою Флемінгса [92]. Фазові перетворення сплавів на основі цих металів та коефіцієнт розподілу домішки при її концентрації 5 % мас. наведені в таблиці 3.11.

Величина коефіцієнта розподілу домішки у таблиці 3.11 характеризує характер ліквідації у зливку. При величині $k < 1$ спостерігається збільшення концентрації домішок у рідкому розплаві властиве твердненню сталевих зливків. При величині $k > 1$ відбувається збагачення домішками твердої фази, що унеможливорює моделювання кристалізації сталі на цих металевих системах.

Таблиця 3.14

Реактиви для травлення металевих темплетів

	Мідь	Свинець	Олово	Цинк
$T_{кр}, ^\circ\text{C}$ [155]	1083	327	232	420
Реактив [177]	HNO_3 , $\text{H}_2\text{SO}_4 + \text{H}_2\text{O}_2$	$\text{HNO}_3 + \text{H}_2\text{O}$	$\text{HCl} + \text{H}_2\text{O}$, $\text{HNO}_3 + \text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$, $\text{HNO}_3 + \text{H}_2\text{O}$	HNO_3 , HCl , $\text{HNO}_3 + \text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$, $\text{HCl} + \text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$

Таким чином, певну подобу процесів розподілу домішок між твердою і рідкою фазами можна спостерігати в системах Pb-Sn, Sn-Pb, Sn-Zn, Cu-Sn, Cu-Zn. Для прикладу величина коефіцієнта розподілу для розчину 0,1 %C в залізі складає близько $k \approx \frac{3}{20}$, для сірки в залізі – $k = 0$, для 0,05%P в залізі – $k \approx \frac{1}{3}$, для кисню в залізі – $k = 0$ і для 0,1% Cu в залізі – $k \approx \frac{34}{69}$.

Таблиця 3.15

Фазові перетворення при твердненні сплавів та коефіцієнт розподілу домішки при її концентрації 5 % мас.

Розчинник	Розчинена домішка			
	Мідь	Свинець	Олово	Цинк
Мідь	–	Монотектичне $k = 0$	Перитектичне $k \approx \frac{14}{55}$	Перитектичне $k \approx \frac{9}{10}$
Свинець	Евтектичне $k \approx 38$	–	Евтектичне $k \approx \frac{37}{68}$	Монотектичне $k \approx 41,67$
Олово	Евтектичне $k \approx 26,917$	Евтектичне $k \approx \frac{4}{33}$	–	Евтектичне $k \approx \frac{18}{85}$
Цинк	Перитектичне $k \approx 3,32$	Монотектичне $k = 0$	Евтектичне $k \approx 10,6$	–

3.4.2. Методика фізичного моделювання кристалізації металеві суспензії

Експеримент проводять у печі Таммана 1 (рис. 3.2). Тигель 2 встановлюють в піч на керамічну підставку 3 через яку з зовні приєднана хромель-алюмелева термопара 4 з'єднана з мультиметром 5. В тигель засипають попередньо зважену навіску сплаву і здійснюють його розплавлення при постійній температурі печі, що на 15°C перевищує температуру ліквідус сплаву. Під час розплавлення виконують зважування навіски металевих порошків. Отриману навіску засипають у капсуль 6, який приєднують до системи вдування порошків.

Система вдування порошків складається з балону з азотом 7 та приєданого до нього редуктору з манометром 8 [169,178], ресиверу 9 об'ємом 0,5 л, в якому накопичується об'єм азоту, необхідний для вдування однієї порції порошків, і з'єднувальних шлангів 10. На виході з ресиверу встановлено кнопковий вентиль 11, який дозволяє миттєво вивільняти накопичений у ресивері об'єм газу. Капсуль з металевим порошком приєднують послідовно у систему і гнучким шлангом 12 з'єднують з кварцовою трубкою 13 з внутрішнім діаметром 4 мм.

Після розплавлення навіски на поверхню розплавленого свинцю наводять флюс з каніфолі, а ресивер заповнюють азотом до тиску 2 атм після чого перекривають вхідний вентиль. Попередньо розігріту в робочому просторі печі кварцову трубку опускають у розплав приблизно на третину його глибини і натиском на кнопковий вентиль 11 вдувають порцію газу з ресиверу.

Контрольовану кристалізацію розплаву проводять у робочому просторі вимкненої печі з відкритою кришкою. Оскільки охолодження робочого простору печі і тиглю відбувається випромінюванням і природною конвекцією можна припустити, що умови охолодження в серії експериментів були однакові. Динаміку падіння температури в печі відслідковують за допомогою термопар.

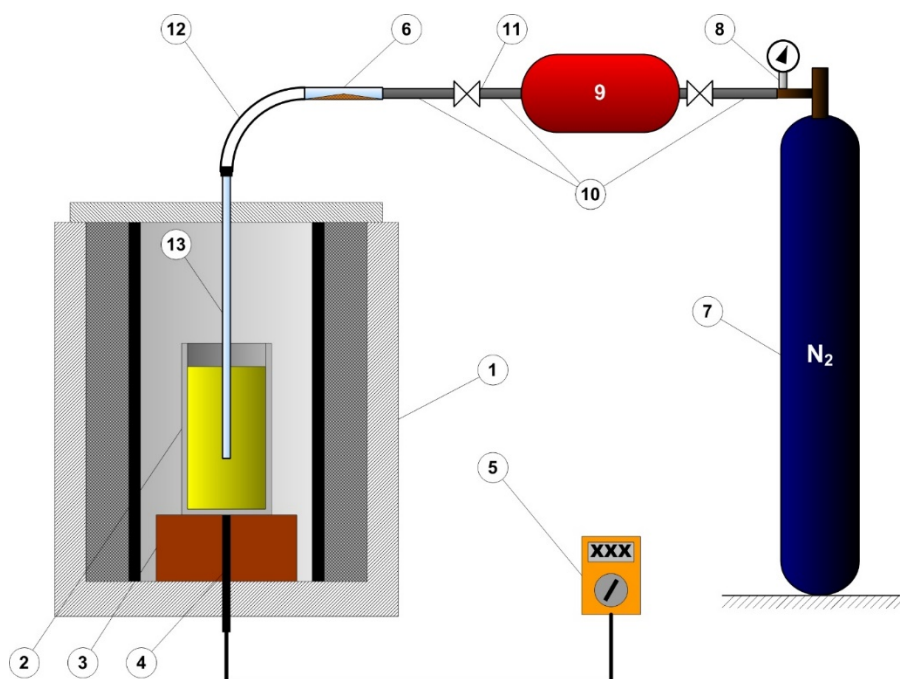


Рисунок 3.16. Схема експериментальної установки контрольованої кристалізації: 1 – піч Тамана; 2 – тигель з розплавом; 3 – керамічна підставка; 4 – хромель-алюмелева термопара; 5 – мультиметр; 6 – капсуль з металевим порошком; 7 – балон з азотом; 8 – редуктор з манометром; 9 – ресивер; 10 – з'єднувальні шланги; 11 – кнопковий вентиль; 12 – гнучкий шланг з гумовою пробкою; 13 – кварцова трубка

Висновки по розділу

Процес кристалізації металевої суспензії, як і процес кристалізації рідких металевих розплавів є багатостороннім і потребує вивчення всіх його складових: гідродинамічної картини циркуляційних потоків, процесів теплопередачі, фазових і структурних перетворень. Для вивчення цих процесів доцільно використовувати відомі техніки і прийоми такі як фізичне і математичне моделювання.

Вивчення гідродинамічної картини потоків металевої суспензії передбачає створення фізичної моделі у масштабі 1:2, яка здатна адекватно

імітувати поведінку циркуляційних потоків металевої суспензії в кристалізаторі МБЛЗ та характер бурління поверхні розплаву в кристалізаторі.

Моделювання кристалізації металевої суспензії доцільно проводити за використання легкоплавких сплавів наприклад свинцю та олову встановивши параметри теплопередачі таким чином, щоб врахувати відмінності у теплофізичних і фізико-хімічних властивостях імітаційних сплавів і рідкої сталі. Результати фізичного моделювання доцільно обробляти методами математичної статистики в залежності від конкретних цілей моделювання.

РОЗДІЛ 4

АНАЛІЗ РЕЗУЛЬТАТІВ ІМІТАЦІЙНОГО МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ, ЯКІ СУПУТНІ ТВЕРДНЕННЮ МЕТАЛЕВОЇ СУСПЕНЗІЇ У КРИСТАЛІЗАТОРІ МБЛЗ

4.1. Аналіз результатів фізичного моделювання взаємодії газопорошкового струменя з металевим розплавом

4.1.1. Проведення експерименту

Експеримент проводили за розробленої методикою на установці, яку було побудовано відповідно до розрахованого масштабу, що дозволяє з достатньою точністю імітувати гідродинамічні процеси у рідкій фазі безперервнолитої заготовки за її тверднення.

Перш за все на дослідній установці була здійснена імітація традиційної технології безперервного розливання сталі (без використання інокуляторів) для порівняння із практичними результатами і результатами моделювання, виконаного попередніми дослідниками. Для визначення циркуляційних контурів у рідину вводили маркери густиною, близькою до густини води. Впродовж наступною комп'ютерною обробки знімків маркери були усунені з зображень для зручності їх сприйняття.

За результатами цієї перевірки в моделі кристалізатора підтримувався сталий рівень води, що довело стаціонарність установки і вірність калібрування окремих вузлів моделі. Глибина проникнення струменя рідини, що витікає з промковша при рівні води у ньому 200÷250 мм до кристалізатора, становила 250÷300 мм, що збігається з результатами, отриманими авторами роботи [165]. Зону поглиблення струменя у ванну кристалізатора зображено на рисунку 4.1.

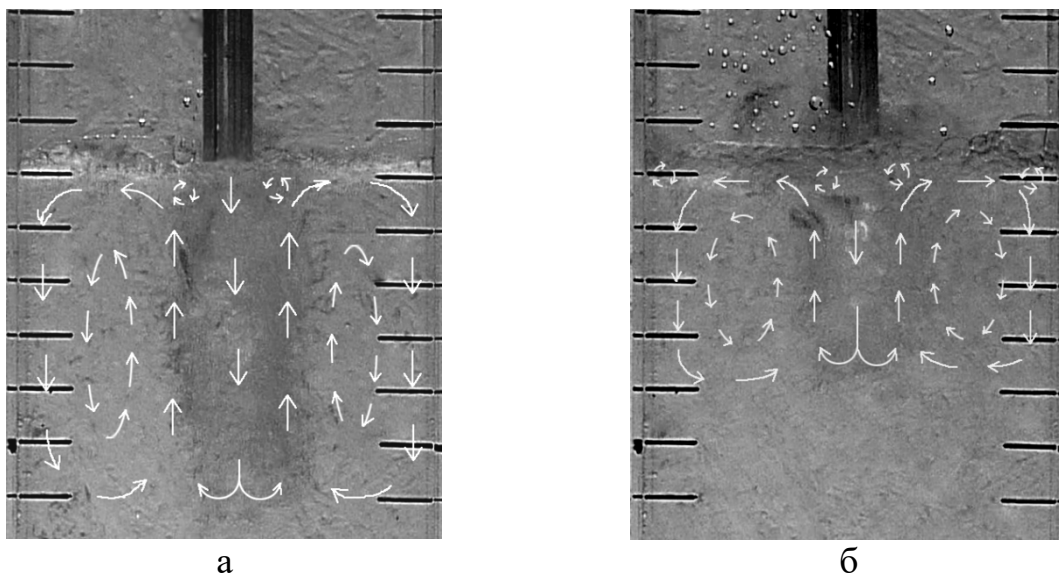


Рисунок 4.1. Циркуляційні потоки рідини при взаємодії струменя води з ванною у кристалізаторі (ціна поділки шкали на рисунку – 20 мм): а – за нормальних умов; б – за інжекції газопорошкового струменя

Вдування газу під тиском $0,2 \div 0,5$ атм в півтора рази зменшує глибину занурення струменя у ванну кристалізатора за інших постійних умов розливання. Цей ефект пояснюється спливанням бульбашок газу під дією сили Архімеда. Зменшення глибини занурення струменя також має позитивний вплив на формування твердої кірки у кристалізаторі. Слід також відзначити активну асиміляцію маркерів на моделі газовими бульбашками, що спливають. Вочевидь в реальних умовах неметалічні включення також будуть добре асимілюватися газовими бульбашками і разом із газом потрапляти у шлакову фазу.

Характер розподілу порошку у рідкій фазі заготовки не змінюється за різних режимів продувки і має однаковий циркуляційний контур, який у верхніх шарах рідини співпадає з циркуляційним контуром рідини. У нижніх шарах рідини, де швидкості потоків уповільнюються, порошок із густиною, вищою за густину води, починає осаджуватися. Водночас щільність седиментації у поперечному перетині заготовки дещо нерівномірна. Максимум її спостерігається в осьовій частині заготовки, периферійні ділянки перетину заготовки меншою мірою насичуються порошком.

У разі використання порошку із густиною, нижчою за густину рідини, близько $50 \div 80$ % порошку затягується висхідними струменями газу, що спливають у рідкій фазі заготовки, і асимілюються шлаковою фазою. Решта порошку у нижніх шарах заготовки в значному ступені рівномірно розподіляється по перерізу заготовки і поступово спливає. Характер розподілу порошку різної густини в об'ємі заготовки зображено на рисунку 4.2. Слід відмітити найбільш виражені подібності та відмінності графіків на рис. 4.2. Криві розподілу концентрації в обох випадках подібні до кривої нормального розподілу Гауса і при віддаленні від заглибного стакану наближуються до прямої. Концентраційний градієнт при вдуванні легкого порошку у центрі заготовки майже відсутній і спостерігається лише у периферійній частині заготовки. Важкий порошок утворює значний концентраційний градієнт на всьому перетині заготовки. Концентраційний градієнт майже відсутній на глибині 800 мм для важкого порошку і 600 мм для легкого.

Слід відзначити, що у разі використання плавких мікрохолодильників градієнт концентрації порошку у поперечному перетині заготовки буде меншим. Це зумовлюється швидшим розплавленням порошку у «теплішій» середині заготовки.

4.1.2. Оцінка гальмування струменя металу при вдуванні газопорошкового струменя у кристалізатор МБЛЗ

Статистична обробка експериментальних даних «холодного» моделювання включала кореляційний і регресійний аналіз. Для більшої адекватності подальших розрахунків прийнято, що лінійний симплекс $N = h_p / h_c$, де h_p, h_c – рівень рідини в промковші та стопора над рівнем стакану-дозатора відповідно, м.

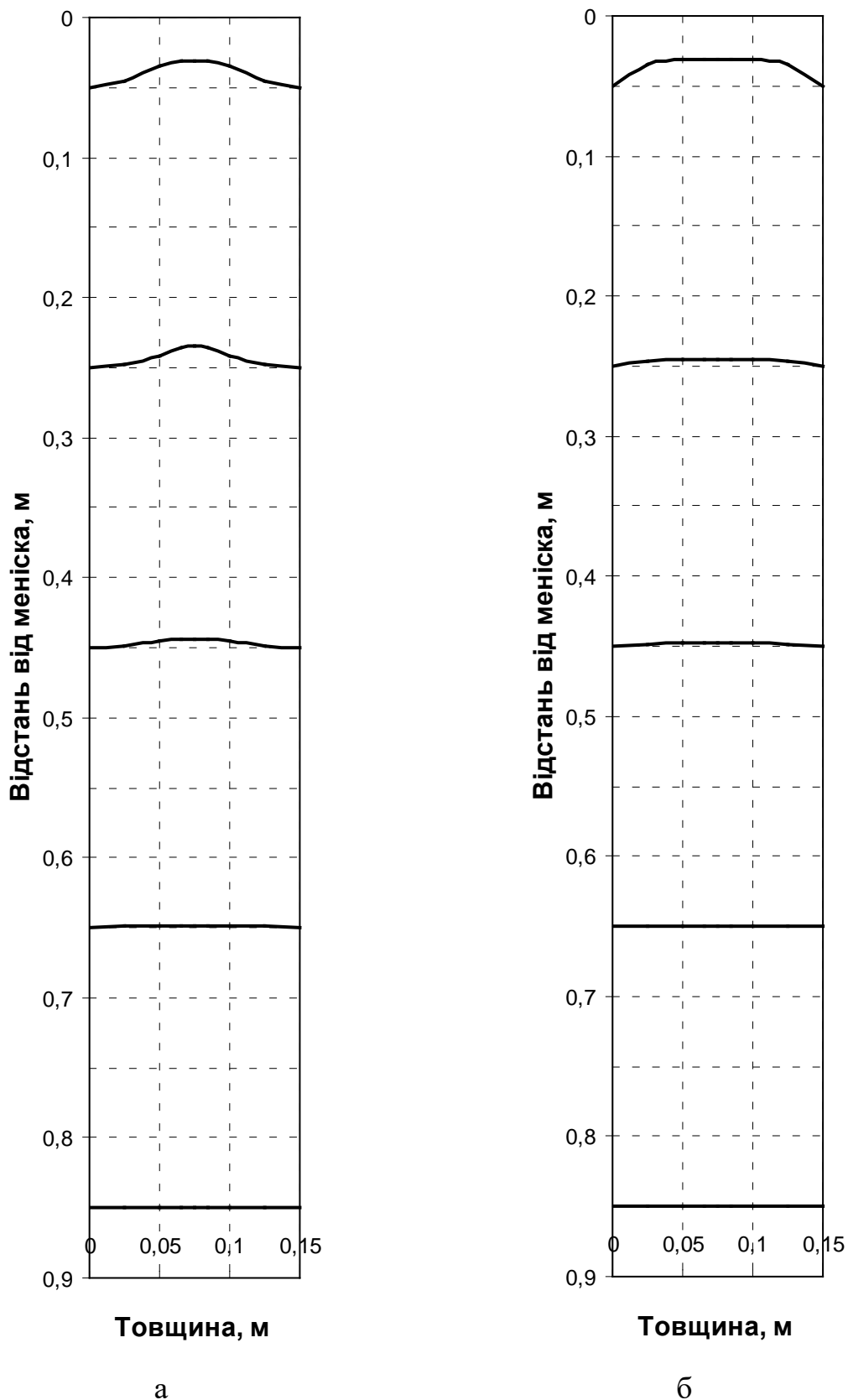


Рисунок 4.2. Епюри концентрації порошку важчого (а) і легшого (б) за рідину по перетину заготовки на різній глибині рідкої фази

При поверхневому огляді масиву експериментальних даних було відмічено екстремальний характер впливу безрозмірного імпульсу на число

Фруда. Точкою екстремуму, у якій число Фруда максимізується, є $I \approx 10^{-4}$ (рис. 4.3). Тому подальшу обробку експериментальних даних у програмі *Microsoft Excel* здійснювали окремо для двох масивів точок. В результаті кореляційного аналізу була отримана кореляційна матриця для кожного з двох масивів точок (табл. 4.1).

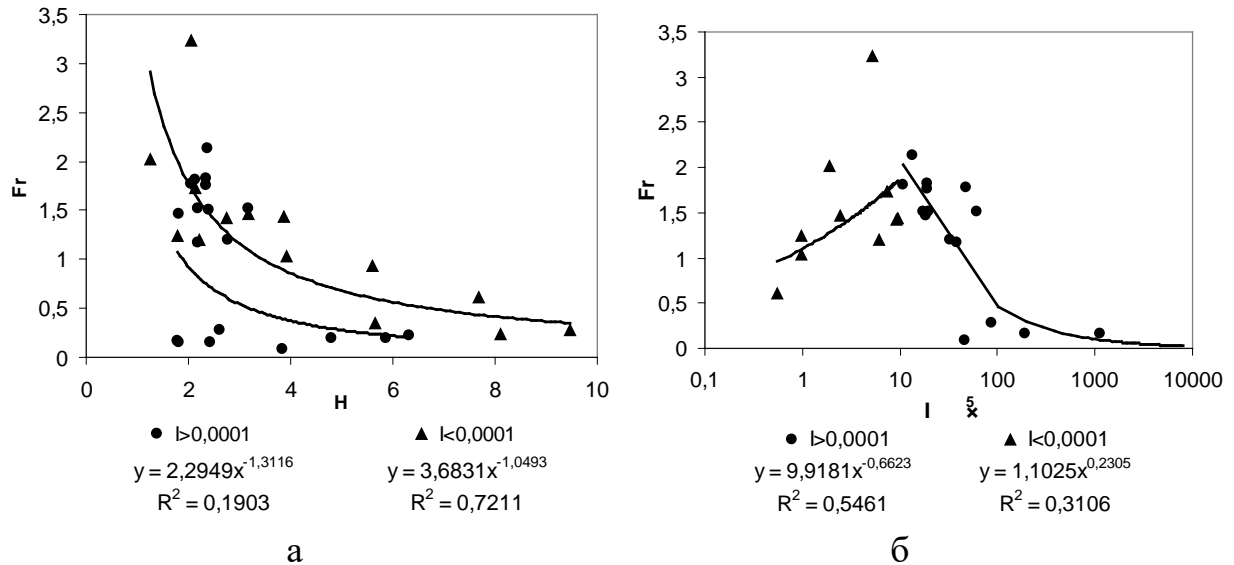


Рисунок 4.3. Емпіричні залежності числа Фруда від симплекса висоти стопора (а) та безрозмірного імпульсу газу (б) за вдування газу у струмись рідини

Таблиця 4.16

Кореляційні матриці розглянутих масивів

$I < 10^{-4}$				$I \geq 10^{-4}$			
	lg Fr	lg H	lg I		lg Fr	lg H	lg I
lg Fr	1			lg Fr	1		
lg H	-0,4362	1		lg H	-0,8560	1	
lg I	-0,4292	-0,4733	1	lg I	0,4779	-0,4408	1

З кореляційної матриці для масиву $I \geq 10^{-4}$ видно, що абсолютна величина коефіцієнта кореляції між факторами (0,4408) менша за абсолютні величини коефіцієнтів кореляції між цільовою функцією та аналізованими факторами (парні коефіцієнти кореляції 0,8560 і 0,4779). Висока величина коефіцієнту $r_{\lg Fr, \lg H} = -0,8560$ вказує на сильний зворотній лінійний⁵ зв'язок між цими величинами. Це свідчить про достатньо високу адекватність ступеневих моделей побудованих на основі розглянутого масиву.

Кореляційна матриця масиву $I < 10^{-4}$ вказує на наявність мультиколінеарності, оскільки зв'язок між цільовою функцією і досліджуваними факторами (0,4362 і 0,4292) менший за зв'язок між досліджуваними факторами (0,4733). Помітно, що для обох масивів

⁵ Для нелогарифмованих величин цей зв'язок ступеневий

характерний більший вплив симплекса висоти стопора на число Фруда ніж безрозмірного імпульсу.

Для підтвердження результатів кореляційного аналізу виконано регресійний аналіз та оцінку величин деяких статистичних критеріїв (табл. 4.2) для отриманих математичних моделей

$$Fr = 9,3 \cdot \frac{\sqrt[10]{I}}{H}, \quad (4.58)$$

$$Fr = \frac{0,01}{I^{0,8} \cdot H^{2,5}}. \quad (4.59)$$

Таблиця 4.17

Статистичні показники математичних моделей отриманих в ході регресійного аналізу

Параметр	Модель (4.1) $I < 10^{-4}$			Модель (4.2) $I \geq 10^{-4}$		
	<i>n</i>	<i>m</i>	<i>A</i>	<i>n</i>	<i>m</i>	<i>A</i>
Коефіцієнти регресії	0,095 4	- 0,989 0	9,338 3	- 0,814 7	- 2,477 2	0,010 9
Стандартна похибка	0,124 0	0,200 4	0,527 7	0,151 8	0,458 9	0,470 9
Продовження табл. 4.2						
Критерій Стьюдента <i>t</i>	0,769 3	4,935 3	1,838 6	5,367 7	5,399 1	4,167 7
Критична величина критерію Стьюдента $t_{кр}$ ($\alpha = 0,05$)	2,1788			2,1199		
Множинний R	0,8633			0,8431		
Коефіцієнт апроксимації R^2	0,7453			0,7109		
Нормований R^2	0,7029			0,6748		
Стандартна похибка для оцінки числа Фруда	0,1806			0,2835		
F-спостережне значення (F-статистика)	17,5605			19,6715		
F-розподіл вірогідності	$2,7277 \cdot 10^{-4}$			$4,8804 \cdot 10^{-5}$		
Ступінь свободи системи	12			16		

Аналізуючи статистичні показники моделі (4.1), наведені у табл. 4.2, а також рис. 4.4 б та рис. 4.5, було виявлено, що безрозмірний імпульс має дві автотельні по відношенню до числа Фруда області. Про наявність першої свідчить нерівність $t_{n,A} < t_{кр}$ при $I < 10^{-4}$ (див. табл. 4.2), що свідчить про незначний вплив величини безрозмірного імпульсу на число Фруда, яке у

цьому діапазоні задовільно описується моделлю (4.3), зображеною також під рис. 4.3а. Візуалізована у STATGRAPHICS модель (4.2) зображена на рис. 4.4.

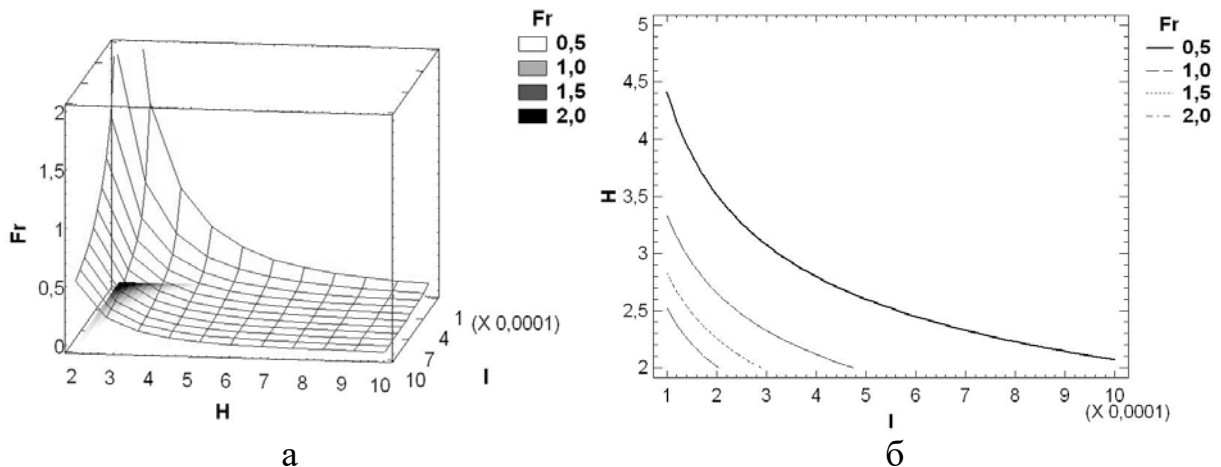


Рисунок 4.4. Графічне зображення моделі (4.2): а) у вигляді поверхні, б) у вигляді ізоліній

$$Fr = 3,7/H, \quad (R^2 = 0,7211). \quad (4.60)$$

Друга автомодельна область при $I > 5 \cdot 10^{-2}$ помітна на рис. 4.4б, як майже горизонтальний відрізок кривої, а на рис. 4.4 це плоска ділянка поверхні. Таким чином, безрозмірний імпульс має вплив на число Фруда лише при значеннях першого менше за $5 \cdot 10^{-2}$, причому при зменшенні безрозмірної висоти стопора цей вплив посилюється.

Перша автомодельна область відповідає випадку високого рівня води у напірній ємності за низької інтенсивності продувки. У цьому випадку інерційні сили потоку рідини, що витікає з напірної ємності, переважають над імпульсом газового струменя. Число Фруда у цьому випадку залежить лише від висоти стопора h_c , при збільшенні якої (зменшенні H) цей вплив посилюється. Друга автомодельна область, навпаки, спостерігається при високій інтенсивності продувки за низького напору рідини, тобто, коли імпульс газового струменя переважає над інерційними силами потоку рідини, що витікає з напірної ємності. У цьому разі положення стопору настільки низьке, що струмінь газу практично повністю блокує витікання рідини.

Враховуючи наявність автомодельних областей, проведено аналіз ефективності гальмування струменя рідини, що може бути описана симплексом швидкості W. Розраховані математичні моделі (4.4) і (4.5) зображені на рис. 4.5.

$$W = \frac{w_{факт}}{w_{ном}} = 1 - \frac{H^2}{125} + \frac{H}{89,73}, \quad \text{при } I < 10^{-4}, \quad (R^2 = 0,92) \quad (4.61)$$

$$W = \frac{w_{факт}}{w_{ном}} = \frac{0,04}{\sqrt{I} \cdot H^{1,36}}, \quad \text{при } I \geq 10^{-4}, \quad (R^2 = 0,73) \quad (4.62)$$

де $w_{факт}$, $w_{ном}$ – фактична середньовитратна швидкість за продувки та номінальна швидкість витікання без продувки відповідно.

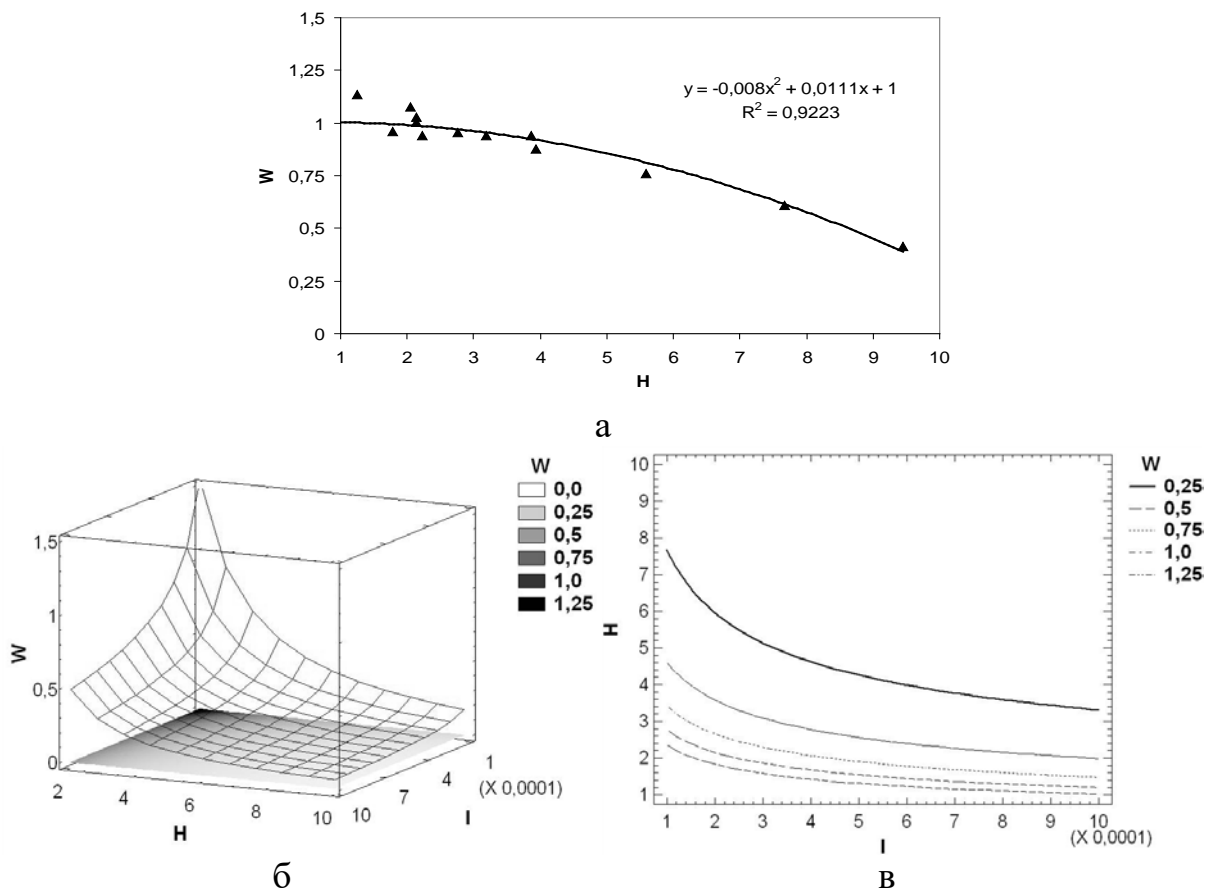


Рисунок 4.5. Графічне зображення моделей: а) модель (4.4), б) тривимірне зображення моделі (4.5), в) зображення тієї ж моделі у вигляді ізоліній

З рис. 4.5 видно, що швидкість витікання рідини при продувці може зменшуватися до часткової зупинки або збільшуватися щонайменше у 1,5 рази за різних режимів продувки. Слід зазначити, що коефіцієнти регресії, які представлені у табл. 4.2 та формулах (4.2)-(4.5), можуть несуттєво змінюватися в залежності від профілю стакан-дозатора та довжини заглибного стакану, що вимагає проведення фізичного моделювання на масштабній моделі прототипу зі зміненими параметрами.

У промислових умовах продувка відбувається у режимі $I \leq 10^{-5}$, $H \geq 8$, за умов якого симплекс швидкості змінюється в межах $0,3 \div 0,45$.

4.2. Розробка режиму вдування газопорошкового струменя у проміжний ківш МБЛЗ

Серед технологій введення інокуляторів у рідку сталь при розливанні на МБЛЗ запропонована технологія є найбільш простою у конструктивному і технологічному плані. При використанні у якості інокулятора порошоків (мікрохолодильників) із хімічним складом, який є близьким до хімічного складу сталі, що розливається, можливе їх введення на трьох ділянках: промківш, у струмінь металу та безпосередньо у кристалізатор.

Доцільність введення мікрохолодильників у промківш є вкрай сумнівною з декількох причин. По-перше, робота мікрохолодильників у промковшій буде зводитися до зняття перегріву металевого розплаву, що може

бути досягнуто більш простими та енергоефективними методами, такими як продувка металу аргонем та регулювання температури сталі на установці «ківш-піч». Крім того, надмірна інтенсивність введення мікрохолодильників може призвести до різкого та локального падіння температури сталі у промковші та застигання сталі в ємності.

Введення мікрохолодильників безпосередньо у кристалізатор є вкрай складною та небажаною з технологічного погляду операцією. Складність операції полягає у необхідності майже миттєвого введення дрібнодисперсного порошку крізь шар шлакового покриву у кристалізаторі, уникаючи його окислення, нагріву, плавлення та спікання. До того ж введення слід виконувати рівномірно, запобігаючи охолодженню окремих об'ємів рідкого металу у кристалізаторі. Перепоною введення мікрохолодильників на цій ділянці є також небезпека порушення умов формування твердої кірки у кристалізаторі та імовірність затягування шлакової суміші в об'єм рідкої фази із утворенням екзогенних неметалевих включень. Технологія, що дозволила б повністю уникнути всіх цих недоліків, була б вкрай ефективною, оскільки часточки мікрохолодильників, розплавляючись в об'ємі рідкої фази заготовки, зменшували б температурний градієнт. Часточки, що не розплавлялися, грали б роль зародків твердої фази, що загалом сприяло би утворенню однорідної у фізичному та хімічному плані заготовки.

Компромісним варіантом є технології введення мікрохолодильників у струмінь металу, що витікає з промковшу у кристалізатор, які дозволяють уникнути недоліків попередніх методів із збереженням їх ефективності. До цих технологій відносять введення порцій порошку електромагнітним імпульсом, використання пінч-ефекту, обдування відкритого струменя рідкого металу газопорошковою сумішшю збоку тощо [23]. Недоліками більшості з них є необхідність розливання сталі без захисту струменя від вторинного окислення або використання із цією метою складного обладнання.

Серед цих способів вдування порошку у струмені інертного газу через порожнистий стопор-інжектор є найбільш раціональним, особливо на підприємствах, де використовується продувка металу у промковші через порожнистий стопор інертним газом. Недоліки цього способу введення, що пов'язані із небезпекою затягування каналів стакану-дозатору та заглибного стакану, а також сопла можуть бути повністю усунені шляхом вибору раціональних параметрів продувки газопорошковою сумішшю, які будуть обґрунтовані нижче.

Ефективність обробки сталі мікрохолодильниками у значному ступені залежить від характеру взаємодії частинок порошку із рідким металевим розплавом. Погіршення умов контакту призводить до уповільнення нагріву та плавлення порошку, а також підвищення вірогідності його виносу газовими бульбашками у шлакову фазу.

У численних роботах вітчизняних і закордонних дослідників шляхом моделювання на водних моделях та розплавах легкоплавких металів та їх сплавів було встановлено, що дрібнодисперсні часточки за низької

концентрації порошку у газі формують газопорошковий струмінь, що здатен пройти крізь поверхню бульбашки. При збільшенні концентрації порошку в газі утворюється однорідний газопорошковий струмінь. Формування бульбашкового та струминного режимів залежить від розмірів частинок порошку, його об'ємної концентрації у суміші, відносної швидкості порошку у струмені газу, густини та в'язкості останнього.

Перехід бульбашкового режиму у струминний можна описати залежністю [157]:

$$\theta_n = \frac{\pi}{6(6/\sqrt{2\text{Re}} + 1)^3}, \quad (4.63)$$

де θ_n – об'ємна частка порошку; число Рейнольдса розраховується за формулою:

$$\text{Re} = \frac{d_n(w_z - w_n)}{\nu_z}, \quad (4.64)$$

де d_n – розмір фракції порошку, м; w_z, w_n – відповідно швидкість порошку і газу, м/с; ν_z – кінематична в'язкість газу м²/с.

Формулу (4.7) було експериментально підтверджено автором роботи шляхом холодного моделювання на водній моделі із використанням піску та компресорного повітря (рис. 4.6 а).

З формули (4.7) можна визначити умови переходу режиму взаємодії для порошку різної фракції та його масової витрати (рис. 4.6 б).

Для умов запропонованої технології продувка газопорошковою сумішшю повинна здійснюватися у бульбашковому режимі, оскільки розвиток струминного призведе до потрапляння газу у заглибний стакан і кристалізатор. Однак за результатами досліджень доведено, що бульбашковий режим сприяє утворенню настилі на стінках сопла, оскільки рідкий метал у проміжках між виходом бульбашок може затікати у канал стопора-інжектора. Попередніми дослідженнями встановлено, що запобіганню зниження температури сопла нижче температури ліквідус розплаву сприяє об'ємна частка порошку у газі близько 0,028, що для залізного порошку становить 218,4 кг/м³.

Глибина занурення газопорошкового струменя у канал заглибного стакану може бути визначена за формулою Л.М. Єфімова [149]:

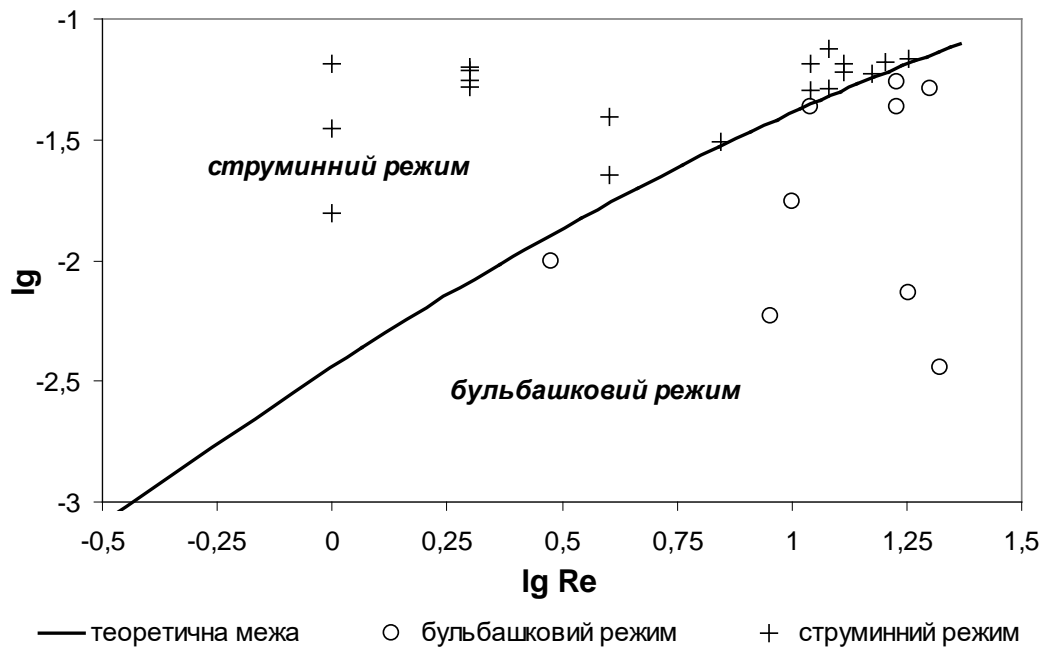
$$h = \sqrt{\frac{\rho_{\text{сум}}}{\rho_{\text{ст}} g}} \cdot w_{\text{сум}} \cdot \sqrt{d_c}, \text{ м} \quad (4.65)$$

де $\rho_{\text{сум}}, \rho_{\text{ст}}$ – густина відповідно газопорошкової суміші та сталі, кг/м³; $w_{\text{сум}}$ – швидкість суміші на виході з сопла, м/с; d_c – діаметр сопла, м.

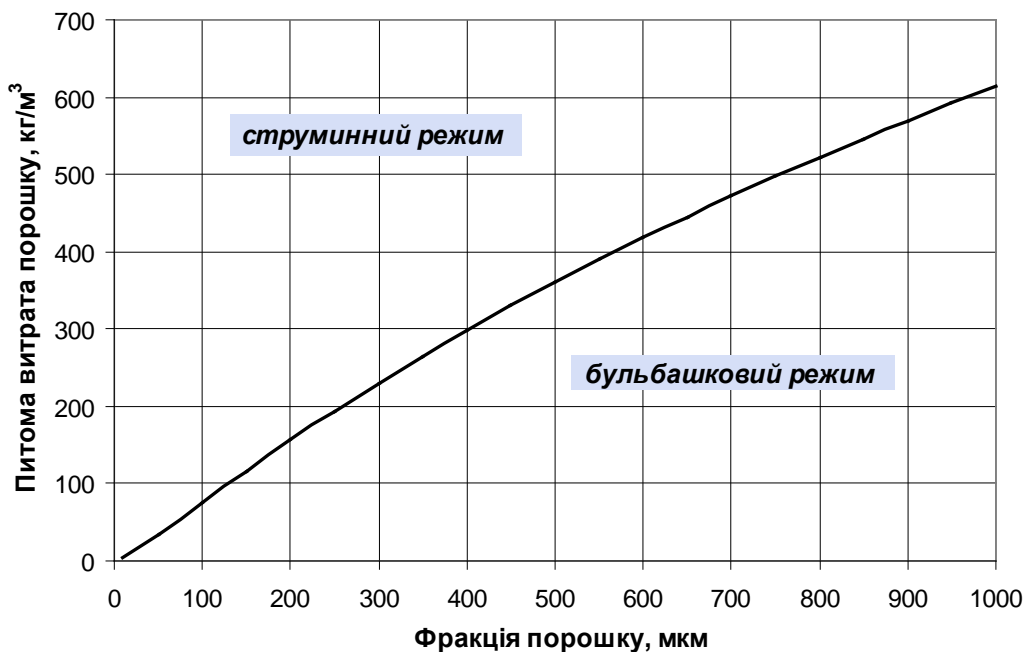
4.3. Аналіз особливостей формування макроструктури металевих сплавів зі стану металевої рідко-твердої суспензії

Для підтвердження позитивного впливу плавких інокуляторів на подрібнення макроструктури металевих сплавів було проведено серію дослідів, метою яких було проведення контрольованої кристалізації металевого розплаву при введенні в нього плавких інертних інокуляторів.

Дослідження виконували на сплаві свинцю з оловом (баббіті) із вмістом останнього 5% за методикою розробленою в п.п. 3.4.



а



б

Рисунок 4.6. Умова існування струминного і бульбашкового режиму при продувці рідини газопорошковим струменем: а) результати моделювання; б) для реальних умов вдування газо порошкової суміші в рідку сталь

У якості порошку інокулятора для обробки баббіту використовували свинцевий порошок отриманий механічним подрібненням пилкою свинцевих прутків. Температура плавлення свинцевого порошку і бабіту складає відповідно 327 і 321°C. Перед вдуванням порошку в розплав останній

перегрівали на 10°C над температурою ліквідус і витримували при цій температурі впродовж 5 хвилин для усереднення температури в об'ємі розплаву. Після вдування порції порошку розплав охолоджували у печі до кімнатної температури зі швидкістю $2,5^{\circ}\text{C}/\text{хв}$. Після повного охолодження зразки виймали з тиглів і розпилювали у повздовжньому напрямку. Відібрані зразки шліфували, полірували і протравлювали у розчині нітратної кислоти відповідно до методики. Отримані шліфи було досліджено під мікроскопом при збільшенні $200\times$ (рис.4.7).

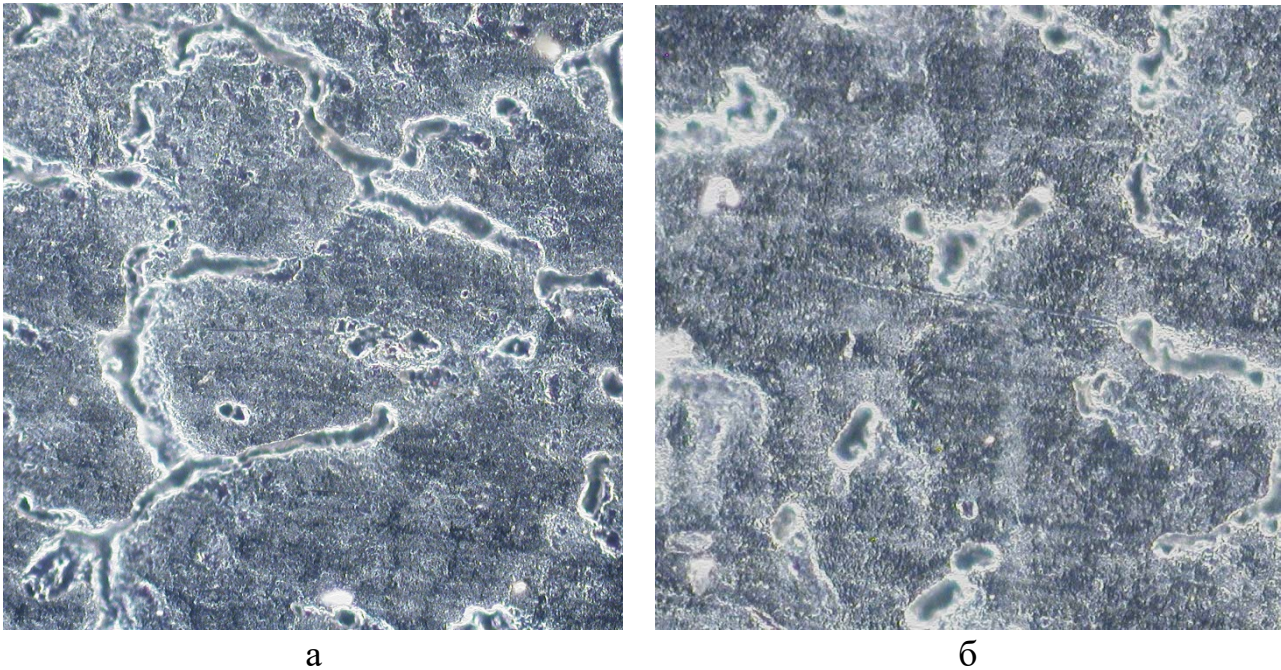


Рисунок 4.717. Макроструктура бабіту у режимі темного поля $200\times$: а) дендрит в об'ємі контрольного зразка; б) однорідна структура експериментального зразка після обробки свинцевим порошком

Як видно з рис. 4.7 структура контрольного бабіту характеризується утворенням дендритів з вираженою ліквациєю, про що свідчать витравлені ділянки між гілками дендриту. Це свідчить про дендритний механізм кристалізації розплаву за звичайних умов уповільненого охолодження зразка [172]. Введення у розплав свинцевого порошку фракцією до 50 мкм за умов експерименту утворює нестійку металеву суспензію, дисперсна фаза якої повністю розплавляється в об'ємі розплаву зменшуючи його перегрів перед кристалізацією та зменшуючи ліквацию розчинених домішок (переважно олова).

Висновки по розділу

Досліджено процес розподілу порошку різної густини в кристалізаторі МБЛЗ. Криві розподілу концентрації в усіх випадках подібні до кривої нормального розподілу Гауса і при віддаленні від заглибного стакану наближуються до прямої. Важкий порошок утворює значний концентраційний градієнт на всьому перетині заготовки. Концентраційний градієнт майже відсутній на глибині 800 мм для важкого порошку і 600 мм для легкого.

Встановлено, що гальмування потоку рідини, який витікає з проміжного ковша, газовим або газопорошковим струменем може відбуватися у двох режимах, що відрізняються величиною безрозмірного імпульсу газового струменю $I \approx 10^{-4}$. Для промислових умов продувки газопорошковою сумішшю за величини безрозмірного імпульсу $I \geq 10^{-5}$ та симплекса висоти стопору $H \geq 8$ істотний вплив на інтенсивність гальмування струменя має лише висота стопора. За цих умов швидкість витікання струменя може зменшуватися до 30÷45% від номінальної.

Для умов запропонованої технології продувка газопорошковою сумішшю повинна здійснюватися у бульбашковому режимі з об'ємною часткою порошку в суміші щонайменше 0,028, що для залізного порошку становить 218,4 кг/м³. Менша витрата порошку буде призводити до зниження температури сопла нижче температури ліквідус розплаву та швидкого виходу сопла з ладу. Розвиток струминного призведе до потрапляння газу в заглибний стакан і кристалізатор.

За результатами імітації впливу використання нейтрального плавкого інокулятора на процеси ліквідації та формування макроструктури металевого сплаву виконаної на сплаві свинцю й олова отримано пригнічення дендритної кристалізації на користь гетерогенної з утворенням металевого композиту з часток нерозплавленої дисперсної фази свинцевого порошку. Дотримання режиму охолодження зразків відповідно до розрахованих у п. 3.5 чисел подоби дозволяє стверджувати про якісну подібність процесів формування макроструктури кольорових та залізовуглецевистих сплавів.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

1. Ґрунтуючись на результатах математичного моделювання процесу взаємодії газопорошкового струменю з металевим розплавом визначені раціональний гранулометричний склад та питому витрату порошкового інокулятора, що забезпечують високий ступінь засвоєння порошку розплавом на всіх етапах його взаємодії з металевим розплавом. При використанні у якості інокулятора залізного порошку марки ПЖР3.450.26 ступінь його засвоєння розплавом на першому етапі їх взаємодії (занурення часточки в розплав) досягає 60% і може бути збільшена до 100% при відсіюванні дрібних фракцій (до 200 мкм).
2. Встановлено, що плавлення суміші сферичних часточок змішаного гранулометричного складу в розплав складається з трьох етапів (зростання, максимізації та спаду швидкості зменшення температури мікроскопічних об'ємів розплаву), які відрізняються швидкістю падіння температури та концентрації часточок в розплаві. Період максимальної швидкості охолодження (до 1600 °С/с тривалістю не більше 1 мс) мікрооб'ємів металу за часом повністю співпадає з плавленням фракції порошку з найбільшою масовою часткою у суміші.
3. Найбільша концентрація (до 1700 см⁻³) залишкових центрів кристалізації в розплаві спостерігається при використанні крупнодисперсного залізного порошку марок ПЖР3.315.26, ПЖР3.450.26 та ПЖВ3.450.26, при чому при витраті залізного порошку понад 3,8 кг/т сталі більш раціональним є використання залізного порошку марки ПЖВ3.450.26, а при витраті до 3,8 кг/т – марки ПЖР3.450.26.
4. Вперше на підставі експериментальних досліджень здійснено кількісну оцінку ефекту гальмування струменя рідини, що витікає через насадок круглого перерізу, від вдування газового або газопорошкового струменя в порожнину насадку. Шляхом статистичного аналізу визначено критичні умови, за яких відбувається затягування газу в кристалізатор МБЛЗ. Встановлена можливість достатньо точного регулювання швидкості розливки сталі на МБЛЗ безконтактним способом, використовуючи газовий струмінь різної інтенсивності.
5. Розроблено методику і проведено моделювання процесів структуроутворення залізвуглецевих сплавів на легкоплавких кольорових сплавах. В умовах напівпромислової лабораторії доведена подібність цих процесів і позитивний вплив на них інокуляторів-мікроохолодильників, зокрема відмічено подрібнення дендритної структури кольорових сплавів.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Фандрих Р. Ковшовая металлургия Германии – состояние дел и основные направления исследований / Р. Фандрих, Х.Д. Люнген, К.Д. Вупперман // Чёрные металлы. – 2008. – №7. – С. 26-34.
2. Tsubakihara Osamu. Technologies that have made direct concatenation of continuous casting and hot rolling possible / Osamu Tsubakihara // Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. – 1987. – №2(27). – P. 81-102.
3. Prediction and Prevention System for Sticking Type Breakout in Continuous Casting // Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. – 1988. – №2. – P. 147.
4. Хуббелинг П.Д. Управление конвертерной плавкой с применением измерительных фурм и статически-динамической модели SDM / П.Д. Хуббелинг, Г.А. Остермейер // Сталь. – 2003. – № 2. – С. 37-40.
5. Концепция установок непрерывного литья слябов для производства труб и толстых листов / Х. Гееркенс, А. Вейер, М. Беккер, Д. Летцель // Чёрные металлы. – 2009. – №4. – С. 39-47.
6. Ефимов В.А. Физические методы воздействия на процессы затвердевания сплавов / В.А. Ефимов, В.С. Эльдарханов. – М.: Металлургия, 1995. – 272 с.
7. Скворцов А.А. Влияние внешних воздействий на процесс формирования слитков и заготовок / А.А. Скворцов, А.Д. Акименко, В.А. Ульянов. – М.: Металлургия, 1991. – 216 с.
8. Гольдштейн Я.Е. Инокулирование железоуглеродистых расплавов / Я.Е. Гольдштейн, В.Е. Мизин. – М.: Металлургия, 1993. – 416 с.
9. Каменская Н.П. Улучшение качества металла в результате применения электромагнитного перемешивания при непрерывной разливке стали / Н.П. Каменская. – М.: Ин-т «Черметинформация», 1985. – Вып. №7(222). – 36 с.
10. Оно А. Затвердевание металлов / под ред. В.А. Ефимов [пер. с англ. Э.В. Захарченко]. – М. : Металлургия, 1980. – 152 с.
11. Жук В.И. Закономерности перемешивания жидких металлов при внешнем воздействии / В.И. Жук // Вісник ПДТУ. – 2009. – №1(19). – С. 60-63.
12. Жук В.И. Анализ способов перемешивания жидкого ядра затвердевающей отливки / В.И. Жук // Вісник ПДТУ. – 2010. – №1(20). – С. 149-153.
13. The Effects of Electromagnetic Stirring on Solidification Structure of Continuously Cast SUS430 Stainless Steel Slabs / H. Takeuchi, H. Mori, Y. Ikehara [et al.] // Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. – 1981. – №2. – P. 109-116.
14. Технологічні особливості виробництва сталевих зливків з високим рівнем службових властивостей / Є.В. Синегін, Л.С. Молчанов, Б.М. Бойченко, К.Г. Нізяєв [та ін.] // Матеріали ІХ Міжнародної науково-практичної інтернет-

конференції «Питання сучасної науки і освіти», 18-20 липня 2013р. – Київ, 2013. – С. 67-70.

15. Стулов В.В. Совершенствование технологии непрерывной разливки слэбов путём изменения способа подвода жидкой стали в кристаллизатор с целью повышения качества металлопродукции / В.В. Стулов, В.И. Одинок, А.И. Горнаков // Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве: Материалы III Международной научно-технической конференции. Краматорск, 12-16 сентября 2011. – Краматорск: ДГМА, 2011. – С. 185-186.

16. Шейгам В.Ю. Перемешивание алюминиевых сплавов конусной мешалкой / В.Ю. Шейгам, Н.П. Исайчева, А.И. Семенченко // Литейное производство: технологии, материалы, оборудование, экономика и экология: Материалы II международной научно-практической конференции. Киев, 19-21 ноября 2012 г. – Киев, 2012. – С. 312-314.

17. Дослідження закономірностей процесу перемішування алюмінієвих сплавів / Г.П. Борисов, В.Ю. Шейгам, А.І. Семенченко [та ін.] // Литьє 2010: VI Международная специализированная выставка-конференция. Запорожье, 21-23 апреля 2010 г. – Запорожье, 2010. – С. 110-111.

18. Нехаев В.П. 4-я Европейская конференция по непрерывной разливке стали / В.П. Нехаев // Сталь. – 2003. – №3. – С. 30-33.

19. Влияние способа подачи жидкого металла в кристаллизатор МНЛЗ на гидродинамику жидкой металлической ванны / И.В. Корниец, Н.И. Тарасевич, И.Н. Тарасевич, И.К. Кошевой // Литьє 2010: VI Международная специализированная выставка-конференция. Запорожье, 21-23 апреля 2010 г. – Запорожье, 2010. – С. 203.

20. Sengupta J. Nozzle design for ArcelorMittal Dofasco's no.1 continuous caster for minimizing sliver defects / J. Sengupta, M. Metin Yavuz // Iron and Steel Technology. – 2011. – №7. – P. 39-47.

21. Смирнов А.Н. Погружные стаканы для непрерывной разливки слэбов на МНЛЗ / А.Н. Смирнов, А.П. Верзилов // Бюллетень «Чёрная металлургия». – 2011. – № 9. – С. 42-51.

22. Гущин В.Н. Создание закручивающего эффекта расплава в кристаллизаторах с помощью безнапорных разливочных стаканов / В.Н. Гущин, В.М. Паршин, А.В. Куклев // Сталь. – 2006. – № 12. – С. 21-23.

23. Затуловский С.С. Суспензионная разливка / С.С. Затуловский. – К.: «Наукова думка», 1981. – 260 с.

24. Исследование состава неметаллических включений, образовавшихся при зарастании погружного стакана в условиях ОАО "ДМКД" / Ильяшенко Б.Ф., Бурховецкий В.В., Брикайло И.Л. [и др.] // Металл и литьє Украины. – 2010. – №9-10. – С. 18-23.

25. Хлопонин В.Н. Механическое перемешивание и торможение потока металла в кристаллизаторе МНЛЗ / В.Н. Хлопонин, С. Шумахер, И.В. Зинковский // Сталь. – 2010. – №1. – С. 33-37.

26. Development of Swirling Flow Submerged Entry Nozzles for Slab Casting / Y. Tsukaguchi, H. Hayashi, H. Kurimoto [et al.] // Tetsu-to-Hagane. – 2009. – №1(95). – P. 33-42.
27. Середенко Е.В. Применение постоянного магнитного поля в технологии получения эмульгированных сплавов / Е.В. Середенко // Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве: Материалы III Международной научно-технической конференции. Краматорск, 12-16 сентября 2011. – Краматорск: ДГМА, 2011. – С. 163-164.
28. Действие постоянного магнитного поля на кристаллизующийся сплав Al-Mg до перитектического состава / В.И. Дубоделов, В.А. Середенко, А.В. Косинская, А.В. Затуловский // Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве: Материалы III Международной научно-технической конференции. Краматорск, 12-16 сентября 2011. – Краматорск: ДГМА, 2011. – С. 98-100.
29. Дубоделов В.И. Применение электромагнитных и МГД воздействий для получения новых металлических материалов с особыми функциональными свойствами / В.И. Дубоделов, М.С. Горюк // Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве: Материалы III Международной научно-технической конференции. Краматорск, 12-16 сентября 2011. – Краматорск: ДГМА, 2011. – С. 98-100.
30. Середенко В.А. Действие слабого постоянного магнитного поля на игольчатые включения при затвердевании сплава Al-Cu с примесями Fe и Si / В.А. Середенко, Е.В. Середенко // Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве: Материалы III Международной научно-технической конференции. Краматорск, 12-16 сентября 2011. – Краматорск: ДГМА, 2011. – С. 251-259.
31. Фикссен В.Н. Приготовление металлической суспензии в магнитодинамической установке с использованием электромагнитного перемешивания пульсирующего магнитного поля / В.Н. Фикссен // Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве: Материалы III Международной научно-технической конференции. Краматорск, 12-16 сентября 2011. – Краматорск: ДГМА, 2011. – С. 251-259.
32. Особенности приготовления литейных сплавов в магнитодинамических агрегатах и их влияние на качество литых изделий / В.И. Дубоделов, Ю.П. Скоробогатько, В.Н. Фикссен [и др.] // Литьё 2010: Тезисы VI Международной специализированной выставки-конференции. Запорожье, 21-23 апреля 2010 г.– Запорожье, 2010. – С. 128-129.
33. Основи металургійного виробництва металів і сплавів: Підручник / Д.Ф. Чернега, В.С. Богушевський, Ю.Я. Готвянський [та ін.]; За ред. Д.Ф. Чернеги, Ю.Я. Готвянського. – К.: Вища школа, 2006. – 503 с.
34. Гресс А.В. Моделирование воздействия электрического тока на кристаллизацию слитка / А.В. Гресс, Д.А. Савинский, П.В. Бузовский // Литьё

- 2010: Тезисы VI Международной специализированной выставки-конференции. Запорожье, 21-23 апреля 2010 г.– Запорожье, 2010. – С. 122-124.
35. Троянов Б.В. Применение знакопеременного магнитного поля при вакуумно-дуговом переплаве сталей специального назначения / Б.В. Троянов, З.Н. Цыганова // Бюллетень «Чёрная металлургия». – 2012. – №8. – С. 32-38.
36. Копман Я.Ю. Мелкозернистые слитки многокомпонентных титановых сплавов / Я.Ю. Копман, И.В. Протоковиллов, А.Т. Назарчук // Теория и практика металлургии. – 2008. – №2. – С. 35-40.
37. Середенко Е.В. Изменение формы эмульгированных включений в литых металлических сплавах закристаллизованных в постоянном магнитном поле / Е.В. Середенко // Литьё 2011: Тезисы VII Международной специализированной выставки-конференции. Запорожье, 17-21 апреля 2011 г.– Запорожье, 2011.– С. 167-168.
38. Гресс А.В. К вопросу о влиянии внешних воздействий на ликвацию примесей в непрерывнолитой заготовке / А.В. Гресс, А.П. Огурцов // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2002. – №7. – С. 188-192.
39. Asai S. Theoretical Analysis and Model Experiments on Electro-magnetically Driven Flow in Continuous Casting / S. Asai, N. Nishio, I. Muchi // Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. – 1982. – №2. – P. 126-133.
40. Factors Affecting Equiaxed Zone Generation in Electro-magnetic Stirring / S. Kobayashi, S. Ishimura, M. Yoshihara, Y. Sugitani // Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. – 1988. – №11. – P. 939-944.
41. A CONCAST billet caster and electromagnetic stirring of the melt / K. Stransky, F. Kavicka, B. Sekanina [et al.] // Prace IMZ. – 2009. – № 5. – P. 142–145.
42. Электромагнитное перемешивание на сортовых, блюмовых и слябовых МНЛЗ / В.Г. Грачёв, И.Н. Шифрин, Б.А. Сивак [и др.] // Сталь. – 2002. – №11. – С. 21-26.
43. Современные устройства для электромагнитного перемешивания жидкой стали в кристаллизаторе и ЗВО на УПНРС при литье круглых заготовок diam. 250 и 360 мм непрерывным и полунепрерывным способом / В.Г. Грачёв, Б.А. Сивак, А.С. Смоляков [и др.] // Бюллетень «Чёрная металлургия». – 2011. – №10. – С. 46-49.
44. Влияние электромагнитного перемешивания стали в кристаллизаторе МНЛЗ на процессы затвердевания заготовки сечением 150×150 мм / Р.Я. Якобше, А.А. Кучаев, В.Л. Найдек [и др.] // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2012. – №1. – С. 16-18.
45. Баранова В.Н. Некоторые технологические решения в производстве непрерывнолитых заготовок / В.Н. Баранова, З.Л. Козлова, О.И. Майко // Литейное производство: технологии, материалы, оборудование, экономика и экология: Материалы II международной научно-практической конференции. Киев, 19-21 ноября 2012 г. – Киев, 2012. – С. 21-23.

46. Физико-математическое моделирование МГД-процессов при ЭМП жидкой фазы непрерывнолитого слитка в сортовых и блюмовых МНЛЗ / Б.А. Сивак, В.Г. Грачев, В.М. Паршин [и др.] // Сталь. – 2009. – №9. – С. 24-31.
47. Применение технологии электромагнитного перемешивания в технологии непрерывной разливки стали / И.Н. Шифрин, В.Г. Грачёв, В.И. Плантаус [и др.] // Сталь. – 2005. – №1. – С. 17-20.
48. Thomas B.G. Industry Implementation of Mathematical Models: Examples in Steel Processing / Brian G. Thomas // Iron & Steel Technology. – 2010. – July. – P. 70-87.
49. Choudhary S.K. Influence of modified casting practice on steel cleanliness / Shiv Kumar Choudhary / ISIJ International. – 2011. – №4(51). – P. 557-565.
50. Рубцов М.В. Устройства электромагнитного перемешивания для МНЛЗ, поставляемые компанией АББ (конструкции и опыт применения) / М.В. Рубцов // Труды VII конгресса сталеплавильщиков. Магнитогорск, 15-17 октября 2002 г. – М. : ОАО «Черметинформация», 2003. – С. 566-568.
51. Воронов В.Ф. Повышение качества стали и снижение эксплуатационных затрат при использовании индукционного перемешивания / В.Ф. Воронов, А.Г. Шалимов // Труды VIII конгресса сталеплавильщиков. Нижний Тагил, 18-22 октября 2005 г. – М. : ОАО «Черметинформация», 2005. – С. 562-568.
52. Математическое моделирование МГД-процессов при электромагнитном перемешивании жидкого металла в процессе непрерывной разливки круглых заготовок / В.Г. Грачёв, Б.А. Сивак, С.В. Зарубин [и др.] // Чёрные металлы. – 2009. – №6. – С. 8-14.
53. Kobayashi S. Analysis of Turbulent Flow Field Induced by Rotating Electromagnetic Field in Round Billets / S. Kobayashi, S Ishimura // Transactions of the ISIJ. – 1988. – №9(28). – P. 754-760.
54. Электромагнитные воздействия на жидкий и кристаллизующийся металл при непрерывной разливке стали: перспективы использования мирового опыта и отечественных разработок в металлургии Украины / В.И. Дубоделов, М.С. Горюк, А.Н. Смирнов, А.Ф. Колесниченко // 50 лет непрерывной разливке стали в Украине: Сб. научн. тр. / под редакцией Д.А. Дюдкина, А.Н. Смирнова. – Донецк: «Ноулидж», 2010. – С. 529.
55. Промышленная система ЭМП в кристаллизаторе сортовых машин непрерывного литья заготовок / И.Н. Шифрин, С.И. Шахов, А.М. Ротенберг, [и др.] // Труды VII конгресса сталеплавильщиков. Магнитогорск, 15-17 октября 2002 г. – М. : ОАО «Черметинформация», 2003. – С. 560-563.
56. Дюдкин Д.А. Улучшение макроструктуры литого металла путём электрофизического воздействия на расплав / Д.А. Дюдкин // Сталь. – 1995. – №8. – С. 28-30.
57. Ботников С.А. Современный атлас дефектов непрерывнолитой заготовки и причины возникновения прорывов кристаллизующейся корочки металла / С.А. Ботников. – Волгоград : [б.и.], 2011. – 97 с.

58. Смирнов А.А. Применение электромагнитного перемешивания при непрерывной разливке стали / А.А. Смирнов // Сталь. – 1995. – №8. – С. 31-32.
59. Эксперименты по изучению особенностей воздействия электрических и магнитных полей малой удельной мощности на структуру железо-углеродистого сплава / Т.С. Кияшко, С.И. Семькин, Г.В. Левченко [и др.] // XIII International scientific conference “New technologies and achievements in metallurgy and materials engineering”: A collective monograph edited by H. Duja, A. Kawalek. – Czestochowa (Poland). – 2012. – P. 133-135.
60. Горюк М.С. Перспективи застосування оригінального магнітодинамічного обладнання в технологіях валкового лиття / М.С. Горюк, В.К. Погорський, М.А. Слажнев // Литейное производство: технологии, материалы, оборудование, экономика и экология: Материалы II международной научно-практической конференции. Киев, 19-21 ноября 2012 г. – Киев, 2012. – С. 77-79.
61. Кудрин В.А. Обработка стали на установках непрерывной разливки / В.А. Кудрин [под ред. Г.А. Лопухова] // Итоги науки и техники. Производство чугуна и стали. – М.: ВИНТИ, 1990. – Т.20. – С. 90-97.
62. Влияние продувки инертным газом на строение слитка и качество стали / И.Н. Виноградский, Ю.Я. Скок, В.А. Ефимов [и др.] // Литьё с применением инокуляторов. – К.: Институт проблем литья АН УССР, 1981. – С. 93-96.
63. Мюллер П. Применение погружных стаканов с различными системами покрытий / П. Мюллер, Т. Грёлинг, Р. Румпф // Чёрные металлы. – 2008. – №3. – С. 36-38.
64. Zero clogging at ArcelorMittal Burns Harbor – A success story / M. Burty, D. Indstein, V. Samuelson [et al.] // AISTech 2009 Proceedings. – Vol. 1. – P. 1187-1200.
65. Лейтес А.В. Защита стали в процессе непрерывной разливки / А.В. Лейтес. – М.: Металлургия, 1984. – 200 с.
66. Смирнов А.Н. Современный прогресс и перспективы развития процессов непрерывной разливки стали / А.Н. Смирнов // Сталь. – 2005. – №12. – С. 29-32.
67. Процессы непрерывной разливки / А.Н. Смирнов, В.Л. Пилушенко, А.А. Минаев [и др.]. – Донецк: ДонНТУ, 2002. – 536 с.
68. А.с. 1303258. СССР. В22D11/00 Способ непрерывной разливки стали / О.В. Носоченко, Б.Ф. Белов, В.В. Емельянов [и др.] (СССР). – № 3739881 / 22-02; заявл. 15.05.1984; опубл. 30.03.1993, Бюл. № 14. – 6 с.
69. Гидродинамика жидкой фазы непрерывнолитого слитка при пульсационной обработке / Ю.И. Шиш, Ю.Н. Борисов, С.С. Бродский [и др.] // Сталь. – 1995. – №3. – С. 22-26.
70. Совершенствование структуры непрерывнолитой заготовки при внешнем воздействии на нее в предкристаллизационный период / В.Г. Герасименко, Е.В. Синегин, Б.М. Бойченко, Л.С. Молчанов // Бюллетень «Чёрная металлургия». – 2014. – №2. – С. 59-64.

71. Таранов Е.Д. Формирование полунепрерывнолитых алюминиевых заготовок в условиях физического воздействия на расплав / Е.Д. Таранов, А.С. Эльдарханов, А.С. Нурадинов // Литьё 2011: Тезисы VII Международной специализированной выставки-конференции. Запорожье, 17-21 апреля 2011 г.– Запорожье, 2011.– С. 186-187.
72. Результаты испытания системы мягкого обжата непрерывнолитого сляба с жидкой сердцевиной / А.М. Ламухин, А.В. Зиборов, В.Я. Имгрунт [и др.] // Сталь. – 2002. – №3. – С. 57-59.
73. Лысенко Т.В. Кристаллизация отливок с использованием внешних факторов / Т.В. Лысенко, В.В. Ясюков, Л.И. Сердюк // Литьё 2010: Тезисы VI Международной специализированной выставки-конференции. Запорожье, 21-23 апреля 2010 г. – Запорожье, 2010. – С. 210-212.
74. Селивёрстов В.Ю. Перспективы использования газодинамического воздействия при затвердевании отливок в формах ЛВМ / В.Ю. Селивёрстов, П.Д. Куш // Литьё 2010: Тезисы VI Международной специализированной выставки-конференции. Запорожье, 21-23 апреля 2010 г.– Запорожье, 2010.– С. 244-245.
75. Ефимов В.А. Моделирование процессов формирования кристаллической структуры литья под давлением / В.А. Ефимов, А.С. Эльдарханов, С.А. Нурадинов // Сталь. – 2003. – №6. – С. 39-41.
76. Влияние внешних воздействий на структурообразование и неметаллические включения при кристаллизации стали / В.А. Ефимов, А.С. Эльдарханов, Е.Д. Таранов, А.С. Нурадинов // Сталь. – 1999. – №7. – С. 27-30.
77. Особенности создания управляемых неравновесных условий затвердевания отливок / Ю.В. Доценко, В.Ю. Селиверстов, В.П. Доценко, В.Ф. Мазорчук // Теория и практика металлургии. – 2011. – №1. – С. 33-36.
78. Soft reduction of CC strand to improve centerline segregation // Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. – 1988. – №5. – P. 413.
79. Сотников А.А. Системы мягкого обжата на МНЛЗ и их влияние на качество макроструктуры заготовок / А.А. Сотников, С.В. Терлецкий, В.Э. Марушкевич // Сталь. – 2011. – №2. – С. 17-19.
80. Самойлович Ю.А. Анализ разрушения дендритного моста при мягком обжате непрерывнолитого сляба / Ю.А. Самойлович // Сталь. – 2009. – №2. – С. 20-25.
81. Парфёнов Е.П. Разработка алгоритма динамического слежения за концом лунки жидкой фазы на участке мягкого обжата / Е.П. Парфёнов, Л.В. Буланов // Труды VII конгресса сталеплавильщиков. Магнитогорск, 15-17 октября 2002 г. – М. : ОАО «Черметинформация», 2003. – С. 619-623.
82. Применение системы динамического мягкого обжата ООО "Уралмаш-Инжиниринг" на МНЛЗ-2 ОАО "Северсталь" / Л.В. Буланов, Н.А. Юровский, И.Ф. Волегов [и др.] // Сталь. – 2008. – №12. – С. 55-57.
83. Карацуба В.И. Повышение производительности и качества непрерывного литья с использованием технологии мягкого обжата / В.И. Карацуба,

- С.Ю. Бойко // Труды VIII конгресса сталеплавильщиков. Нижний Тагил, 18-22 октября 2005 г. – М. : ОАО «Черметинформация», 2005. – С. 494-497.
84. Герасименко В.Г. Влияние электрогидроимпульсного воздействия на физическую однородность стали / В.Г. Герасименко // Бюллетень "Чёрная металлургия". – 2012. – №7. – С. 58-62.
85. Герасименко В.Г. Влияние электрогидроимпульсного воздействия на структурную однородность непрерывнолитых слябов / В.Г. Герасименко, Т.А. Широких, В.Я. Перерва // Теория и практика металлургии. – 2011. – №5-6. – С. 47-50.
86. Формирование непрерывнолитой заготовки при электрогидроимпульсном воздействии / В.Г. Герасименко, Е.В. Синегин, К.Ф. Чмырков [и др.]. – Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2012. – №7. – С. 124-126.
87. Эльдарханов А.С. Вибрационная обработка затвердевающей стали / А.С. Эльдарханов, В.А. Ефимов, М.А. Баталов // Сталь. – 1997. – №9. – С. 18-21.
88. Эльдарханов А.С. Влияние упругих колебаний на кристаллизацию и структуру слитка / А.С. Эльдарханов, А.С. Нурадинов // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2002. – №7. – С. 192-195.
89. Нурадинов А.С. Теплообменные процессы при формировании непрерывнолитой заготовки в поле упругих колебаний / А.С. Нурадинов, А.С. Эльдарханов, Е.Д. Таранов // Сталь. – 2006. – №6. – С. 51-52.
90. Method and device for melt low-frequency treatment / I.E. Ignatiev, Yu.V. Kontsevoi, E.A. Pastukhov, E.V. Ignatieva // Metalurgist. – 5-6(Vol. 55). – P. 353-357.
91. Iton Y. On Refining of Solidification Structure of Ferritic Stainless Steel by Vibration Method / Y. Iton, T. Okajima, K. Tashiro // Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. – 1981. – №6. – P. 397-404.
92. Флемингс М. Процессы затвердевания / М. Флемингс. [Пер. с англ. В.Н. Виноградова и др.]. – М.: Мир, 1977. – 424 с.
93. Еланский Г.Н. Тенденции развития традиционных кристаллизаторов УНРС и перспективы создания вибрационных и виброударных кристаллизаторов, управляющих структурой НЛЗ / Г.Н. Еланский // Труды VII конгресса сталеплавильщиков. Магнитогорск, 15-17 октября 2002 г. – М. : ОАО «Черметинформация», 2003. – С. 624-626.
94. Скворцов А.А. Исследование применения виброхолодильников при формировании непрерывных слитков / А.А. Скворцов, В.А. Ульянов // Литьё с применением инокуляторов. – К.: Институт проблем литья АН УССР, 1981. – С. 129-132.
95. Ефимов В.А. Влияние вибрационной обработки на структуру и свойства слитка стали 60 / В.А. Ефимов, А.С. Нурадинов, А.С. Эльдарханов // Сталь. – 2002. – №12. – С. 15-17.
96. Эльдарханов А.С. О механизме влияния вибрации на кристаллизующийся расплав / А.С. Эльдарханов // Сталь. – 1997. – №12. – С. 18-20.

97. Eskin G.I. Improvement of the structure and properties of ingots and worked aluminum alloy semifinished products by melt ultrasonic treatment in a cavitation regime / G.I. Eskin // *Metallurgist*. – 2010. – №7-8(Vol. 54). – P. 505-513.
98. Дёмин Е.Н. О возможности рафинирования стали с помощью направленных ультразвуковых колебаний при непрерывной разливке / Е.Н. Дёмин, С.А. Ходусов // *Сталь*. – 2007. – №7. – С. 37-38.
99. Опытная установка для изучения влияния ультразвуковых колебаний на кристаллизацию металлических расплавов / О.А. Скачков, О.Н. Буханов, К.Б. Поварова [и др.] // *Сталь*. – 2008. – №6. – С. 78-79.
100. Жихарев П.Ю. Комплексная система улучшения качества поверхности и внутренней структуры непрерывнолитых заготовок путём наложения ультразвуковых колебаний на стенки кристаллизатора и ввода расходуемых макрохолодильников в кристаллизатор МНЛЗ / П.Ю. Жихарев, М.А. Голенков // *Бюллетень «Чёрная металлургия»*. – 2012. – №1. – С. 49-52.
101. Роль высокотемпературного старения в процессах формирования нанокристаллической структуры в стали ЭК-181, подвергнутой ультразвуковой обработке / О.Б. Перевалова, А.В. Панин, Е.А. Синякова [и др.] // *Известия ВУЗов. Чёрная металлургия*. – 2011. – №11. – С. 36-39.
102. Алёхин В.П. Получение нано- и субмикроструктур в сталях с использованием ультразвуковой технологии / В.П. Алёхин // *Известия ВУЗов. Чёрная металлургия*. – 2012. – №8. – С. 68-70.
103. Сравнение существующих концепций вторичного охлаждения непрерывнолитых заготовок на традиционных слябовых МНЛЗ / Л.В. Буланов, Н.А. Юровский, В.В. Бусыгин [и др.] // *Бюллетень "Чёрная металлургия"*. – 2012. – №3. – С. 40-49.
104. Машины непрерывного литья заготовок. Теория и расчёт / Л.В. Буланов, Л.Г. Корзунин, Е.П. Парфёнов [и др.]. – Екатеринбург: Уральский центр ПР и рекламы «Марат», 2004. – 320 с.
105. Кинетика роста оболочки слитка в кристаллизаторе при импульсно-непрерывном режиме охлаждения / А.В. Кушнарёв, Ю.П. Петренко, Н.М. Александрова [и др.] // *Сталь*. – 2007. – №11. – С. 142-146.
106. Бойль Р. Новые системы и технологии вторичного охлаждения в слябовых машинах непрерывной разливки стали / Р. Бойль, Ю. Фрик // *50 лет непрерывной разливки стали в Украине: Сб. научн. тр. / под ред. Д.А. Дюдкина, А.Н. Смирнова*. – Донецк: Изд-во «Ноулидж», 2010. – С. 307-323.
107. Ландау Л.Д. Электродинамика сплошных сред / Л.Д. Ландау, Е.М. Лифшиц. – М.: Наука, 1982. – 620 с. – (Теоретическая физика : в 10 т.; Т. 8).
108. А.с. 597494. СССР. В22D11/00 Способ обработки кристаллизующегося металла: / Б.Ф. Трахтенберг, Е.А. Якубович, С.Г. Каверин [и др.] (СССР). – № 2419142 / 22-02; заявл. 10.11.76; опубл. 15.03.78, Бюл. № 10. – 3 с.
109. Ткач В.В. Влияние электровоздействия в процессе кристаллизации на физико-механические свойства стали 110Г13Л / В.В. Ткач, Е.Н. Кищенко //

Международный форум-конкурс молодых учённых «Проблемы недропользования»: Сб. научных трудов. Ч.2., 24-26 апреля 2013 г.– СПб: [б.и.], 2013. – С. 60-62.

110. Моделирование воздействия электрического тока на кристаллизацию слитка / А.В. Гресс, А.И. Кобзева, Д.А. Савинский, П.В. Бузовский // Збірник наукових праць ДДТУ. – 2010. – №2(15). – С. 3-8.

111. Nikrityuk P.A. Numerical Study of the Influence of an Applied Electrical Potential on the Solidification of a Binary Metal Alloy / P.A. Nikrityuk, K. Eckert, R. Grundmann // Continuous Casting : Proceedings of the International Conference on Continuous Casting of Non-Ferrous Metals [edited by H.R. Müller]. – Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2006. – P. 296-308.

112. Гольдштейн Я.Е. Модифицирование и микролегирование чугуна и стали / Я.Е. Гольдштейн, В.Г. Мизин. – М.: Metallurgia, 1986. – 272 с.

113. Ефимов В.А. Разливка и кристаллизация стали / В.А. Ефимов. – М.: Metallurgia, 1976. – 552 с.

114. Колпаков С.В. Нанотехнологии в металлургии стали / С.В. Колпаков, В.А. Паршин, А.Н. Чеховой // Сталь. – 2007. – №8. – С. 101-106.

115. Крушенко Г.Г. Улучшение качества стальных крупных отливок с помощью микрохолодильников / Г.Г. Крушенко // Сталь. – 2001. – №12. – С. 24-25.

116. Инновации в промышленных технологиях производства железных и легированных железных порошков / В.Б. Акименко, И.А. Гуляев, О.Ю. Калашникова, М.А. Секачѳв // Metallurg. – 2010. – №2. – С. 80-85.

117. Трахтенберг Б.Ф. Физическая модель «наследственности» по схеме модифицирования второго рода / Б.Ф. Трахтенберг, В.И. Крестьянов // Литейное производство. – 1999. – №1. – С. 16-17.

118. Улучшения качества легирования стали при вводе в металлический расплав добавок мелкокристаллической шихты / Г.А. Иванов, А.М. Скребцов, Ю.Д. Кузьмин [и др.] // Вісник Приазовського державного технічного університету. – 2008. – №18. – С. 66-70.

119. Носоченко О.В. Уменьшение осевой ликвации элементов в непрерывнолитой заготовки при введении стальной ленты / О.В. Носоченко, О.Б. Исаев, Л.С. Лепихов // Сталь. – 2003. – 9. – С. 42-44.

120. Повышение качества внутренней структуры слябов / С.Д. Зинченко, С.В. Никонов, Е.А. Савинов [и др.] // Труды VIII конгресса сталеплавильщиков. Нижний Тагил, 18-22 октября 2005 г. – М. : ОАО «Черметинформация», 2005. – С. 473-476.

121. Исаев О.Б. Применение холодильников при непрерывной разливке слябов / О.Б. Исаев // Сталь. – 2010. – №2. – С. 14-16.

122. Голенков М.А. Непрерывная разливка с вводом вибрирующих расходуемых макрохолодильников как способ повышения качества макроструктуры заготовок / М.А. Голенков // Бюллетень «Чёрная металлургия». – 2013. – №10. – С. 38-40.

123. Улучшение качества непрерывного слитка при эндогенной суспензионной разливке / В.М. Онопченко, Л.А. Тауб, Д.А. Дюдкин [и др.] // Литьё с применением инокуляторов. – К.: Институт проблем литья АН УССР, 1981. – С. 155-158.
124. Зюбан Н.А. Влияние инокулятора на качество металла слитков и изделий / Н.А. Зюбан, С.И. Жульев // Сталь. – 2001. – №6. – С. 57-60.
125. Жульев С.И. Влияние инокулирования на внеосевую ликвацию в слитках для крупных поковок / С.И. Жульев, Н.А. Зюбан, Ю.М. Шелухин // Сталь. – 2008. – С. 58-61.
126. Исследование влияния охлаждающих инокуляторов на качество непрерывнолитых слитков / Б.Н. Мангасаров, А.И. Чижиков, Ф.М. Мурасов [и др.] // Литьё с применением инокуляторов. – К.: Институт проблем литья АН УССР, 1981. – С. 132-140.
127. Петрова В.Ф. Влияние технологии разливки стали с использованием инокуляторов на загрязнённость неметаллическими включениями нижней части крупных кузнечных слитков / В.Ф. Петрова, Ю.А. Посламовская // Известия ВУЗов. Чёрная металлургия. – 2011. – №5. – С. 16-19.
128. Дерябин А.А. Исследование эффективности процессов раскисления, модифицирования и микролегирования рельсовой стали / А.А. Дерябин, А.Б. Добужская // Сталь. – 2000. – №11. – С. 38-43.
129. Особенности процесса модифицирования металла электрошлаковой наплавки / В.П. Пирожкова, Л.К. Чеботарь, Н.М. Бурова [и др.] // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2012. – №5. – С. 23-25.
130. Гольдштейн Я.Е. Проблемы модифицирования стали / Я.Е. Гольдштейн, В.Г. Мизин // Литьё с применением инокуляторов. – К.: Институт проблем литья АН УССР, 1981. – С. 168-181.
131. Эффективность нанотехнологии модифицирования рельсовой стали барием / А.А. Дерябин, В.В. Павлов, В.В. Могильный [и др.] // Сталь. – 2007. – №11. – С. 134-141.
132. Васильева М.Г. Суспензионное легирование углеродистой стали марганцем / М.Г. Васильева // Литьё с применением инокуляторов. – К.: Институт проблем литья АН УССР, 1981. – С. 52-56.
133. Зайденберг А.М. Микролегирование высокопрочного чугуна в процессе суспензионного модифицирования / А.М. Зайденберг, Л.А. Солнцев // Литьё с применением инокуляторов. – К.: Институт проблем литья АН УССР, 1981. – С. 113-116.
134. Троцан А.И. Теория и практика микролегирования с учётом межкристаллитной внутренней адсорбции / А.И. Троцан, И.Л. Бродецкий, А.И. Иценко. – К.: «КИМ». – 2009. – 272 с.
135. Влияние микродобавок на химическую неоднородность в литом и деформированном металле / А.И. Манохин, В.Н. Шоршин, Ю.Е. Канн [и др.] // Непрерывная разливка стали. – М.: Металлургия, 1974. – №2. – 143-146.
136. Титов В.В. Влияние ультрадисперсных модификаторов на эксплуатационные свойства чугунных изложниц / В.В. Титов, А.И. Троцан,

А.С. Арнаутов // Вісник Приазовського державного технічного університету. – 2009. – №19. – С. 87-90.

137. Гаврилюк В.П. Влияние модифицирования микропорошков TiN на структуру и механические свойства чугуна, легированного медью и серой (сплав СЧCuS) / В.П. Гаврилюк, И.В. Алексеенко, Е.А. Марковский // Литьё 2010: Тезисы VI Международной специализированной выставки-конференции. Запорожье, 21-23 апреля 2010 г. – Запорожье, 2010. – С. 58-60.

138. Давидченко С.В. Диспергирование структуры литой стали Х12МФ-Ш обработкой инокуляторами в процессе ЭШП / С.В. Давидченко, И.М. Билоник, И.Н. Логозинский // Сталь. – 2012. – №9. – С. 30-33.

139. Чуманов И.В. Использование инокуляторов-холодильников при электрошлаковом процессе / И.В. Чуманов // Электротехнология. – 2010. – №2. – С. 26-27.

140. Соколовская Л.А. Влияние дроби на процесс формирования слитка в изложнице / Л.А. Соколовская // Литьё 2011: Тезисы VII Международной специализированной выставки-конференции. Запорожье, 17-21 апреля 2011 г. – Запорожье, 2011. – С. 174-175.

141. Селивёрстов В.Ю. Влияние наружного холодильника на процесс герметизации отливки из стали с широким температурным интервалом затвердевания в кокиле / В.Ю. Селивёрстов // Теория и практика металлургии. – 2008. – №3. – С. 33-37.

142. Модифицирование жаропрочных никелевых сплавов комплексным инокулятором / А.Б. Коростелев, С.Н. Жеребцов, И.П. Соколов, Д.А. Чумак-Жунь // Металлург. – 2010. – №10. – С. 73-74.

143. Модифицирование сплава ЖС6-У и стали 110Г13Л тугоплавкими частицами / В.П. Сабуров, А.М. Микитась, П.В. Штоль [и др.] // Литьё с применением инокуляторов. – К.: Институт проблем литья АН УССР, 1981. – С. 82-87.

144. Мочалов А.А. Математическая модель намораживания металла на микрохолодильник / А.А. Мочалов, Н.А. Шаповал // Математичне моделювання. – 2009. – №1(20). – С. 78-80.

145. Управление кристаллизацией слитков путём ввода макрохолодильников при электрошлаковом переплаве / Б.Е. Патон, Б.И. Медовар, В.Я. Саенко, Ю.Г. Емельяненко // Литьё с применением инокуляторов. – К.: Институт проблем литья АН УССР, 1981. – С. 13-19.

146. Модификация ферритно-мартенситных сталей углеродными нанотрубками / В.А. Глебов, О.И. Попова, А.С. Бакулина [и др.]. // Чёрные металлы. – 2010. – №4. – С. 18-22.

147. Глезер А.М. Основные направления использования нанотехнологий в металлургии / А.М. Глезер // Металлург. – 2010. – №1. – С. 5-7.

148. ГОСТ 9849-86. Порошок железный. Технические условия – Введ. 1987-07-01. – М.: Изд-во стандартов, 1999. – 10 с.

149. Сидоренко М.Ф. Теория и практика продувки металла порошками / М.Ф. Сидоренко. – М.: Металлургия, 1978. – 232 с.

150. Охотский В.Б. Модели металлургических систем / В.Б. Охотский. – Днепропетровск : Системные технологии, 2006. – 287 с.
151. Конструкции и проектирование агрегатов сталеплавильного производства / В.П. Григорьев, Ю.М. Нечкин, А.В. Егоров, Л.Е. Никольский [Учеб. для ВУЗов]. – М.: МИСИС, 1995. – 512 с.
152. Кириевский Б.А. Особенности кристаллизации отливок при суспензионном литье / Б.А. Кириевский, Г.И. Герштейн, В.Л. Черкасский // Литьё с применением инокуляторов. – К.: Институт проблем литья АН УССР, 1981. – С. 42-47.
153. Расчёт количества и размера порошкообразных частиц, вводимых в кристаллизующийся слиток / А.И. Манохин, В.Т. Борисов, В.А. Петровский, В.Н. Шоршин // Непрерывная разливка стали [Тематический отраслевой сборник №2]. – М.: Металлургия, 1974. – С. 60-66.
154. Румянцев В.Д. Теория тепло- и массообмена [Учеб. пособие] / В.Д. Румянцев. – Днепропетровск: Пороги, 2006. – 532 с.
155. Кутателадзе С.С. Справочник по теплопередаче / С.С. Кутателадзе, В.М. Боришанский. – Ленинград-М.: Государственное энергетическое издательство, 1958. – 416 с.
156. Гольдфарб Э.М. Теплотехника металлургических процессов / Э.М. Гольдфарб. – М.: Металлургия, 1987. – 440 с.
157. Айронз Г.А. Научный и практический аспекты конструирования фурм для вдувания порошков / Г.А. Айронз // Труды конференции «Инжекционная металлургия». – М., Металлургия, 1990. – С. 44–62.
158. Мочалов А.А. Математическая модель физических процессов кристаллизации слитков и сварных швов при наличии микрохолодильников / А.А. Мочалов, А.А. Гайша, Н.А. Шаповал // Збірник наукових праць Національного університету кораблебудування. – 2008. – №6(423). – С. 76-80.
159. Журавлёв В.А. Теплофизика формирования непрерывного слитка / В.А. Журавлёв, Е.М. Китаев. – М.: Металлургия, 1974. – 216 с.
160. Смірнов О.М. Безперервне розливання сталі: Підручник / О.М. Смірнов, С.В. Кучерський, Є.В. Штепан. – Алчевськ: ДонДТУ, 2011. – 518 с.
161. Марков Б.Л. Физическое моделирование в металлургии / Б.Л. Марков, А.А. Кирсанов. – М.: Металлургия, 1984. – 119 с.
162. Гухман А.А. Введение в теорию подобия [Учеб. пособие для ВУЗов; Изд. 2-е доп. и переботан] / А.А. Гухман. – М.: Высшая школа, 1973.– 296 с.
163. Ковшов В.Н. Постановка инженерного эксперимента / В.Н. Ковшов. – К.-Донецк: Вища школа, 1982.– 120 с.
164. Теория подобия и размерностей. Моделирование / П.М. Алабужев, Геронимус В.Б., Минкевич Л.М., Шеховцов Б.А. – М.: Высшая школа, 1968.– 208 с.
165. Афанасьева К.И. Моделирование разливки непрерывного слитка / К.И. Афанасьева, Г.П. Иванцов // Сталь.– 1958.– №7.– С. 599–603.
166. Акименко А.Д. Исследование вынужденных и свободных циркуляционных потоков жидкого металла в непрерывном слитке на водяных

моделях / А.Д. Акименко, А.А. Скворцов, А.И. Гуськов // Непрерывное литьё стали. Тематический отраслевой сборник №3.– М.: Металлургия, 1976. С. 48–53.

167. Исследование гидродинамики металла в промежуточном ковше слябовой МНЛЗ / Е.В. Протопопов, С.В. Фейлер, Д.Б. Фойгт, Л.А. Ганзер // Новини науки Придніпров'я. – 2008. – №3-4. – С. 54-56.

168. Герасименко В.Г. Разливка стали на МНЛЗ сортовых заготовок / [Под ред. Учитель А.Д., Бойченко Б.М.; Учебное пособие] / В.Г. Герасименко. – Кривой Рог, 2010. – 111 с.

169. ГОСТ2405-80 Манометры, вакуумметры, мановакуумметры показывающие. Общие технические условия / Издательство стандартов. – 1982. – 13 с.

170. Организация эксперимента [Учеб. пособие] / В.И. Баптизманский, Ю.Н. Яковлев, Ю.С. Паниотов [и др.]. – К.: УМК ВО, 1992. – 244 с.

171. Ефимов В.А. Состояние и перспективы развития исследовательских работ в области усовершенствования процессов разливки стали и улучшения качества стальных слитков / В.А. Ефимов // Проблемы стального слитка. Физико-химические и теплофизические процессы кристаллизации стальных слитков. Труды IV конференции по слитку. – М.: Металлургия, 1969. – С. 3-24.

172. Саратовкин Д.Д. Дендритная кристаллизация / Д.Д. Саратовкин. – М.: Металлургиздат, 1957. – 127 с.

173. Чалмерс Б. Теория затвердевания / Б. Чалмерс [Пер. с англ.]. – М.: Металлургия, 1968. – 288 с.

174. Тамман Г. Металловедение. Химия и физика металлов и их сплавов [Пер. с нем. и ред. А.С. Займовского, Б.Г. Лившиц, Я.С. Уманского и В.В. Усова] / Г. Тамман. – М.: ОНТИ, 1935. – 440 с.

175. Скок Ю.Я. Кристаллизация переохлаждённых металлов и сплавов / Ю.Я. Скок // Проблемы стального слитка. Физико-химические и теплофизические процессы кристаллизации стальных слитков: Труды V конференции по слитку. – М.: Металлургия, 1974. – С. 110-115.

176. Смирнов А.Н. Физическое моделирование затвердевания непрерывнолитой заготовки в кристаллизаторе сортовой МНЛЗ / А.Н. Смирнов, В.Е. Ухин // Тепло- и массообменные процессы в металлургических системах. Материалы VIII международной научно-технической конференции. – Мариуполь, ПГТУ, 2010. – С. 314-322.

177. Беккерт М. Способы металлографического травления. [Справочник. Пер. с нем. Н.И. Туркиной и Е.Я. Капуткиной; Под ред. И.Н. Фридляндера, Ф.И. Квасова, Г.Б. Строганова] / М. Беккерт, Х. Клемм. – М.: Металлургия, 1988. – 400 с.

178. ГОСТ13861-89 Редукторы для газопламенной обработки / Издательство стандартов. – 1990. – 14 с.

Наукове видання

**Синегін Є.В., Нізяєв К.Г., Стоянов О.М., Герасименко В.Г.,
Журавльова С.В., Молчанов Л.С.**

**ТЕХНОЛОГІЇ ОБРОБКИ СТАЛІ У ПЕРЕДКРИСТАЛІЗАЦІЙНИЙ
ПЕРІОД ПРИ БЕЗПЕРЕРВНОМУ РОЗЛИВАННІ**

Монографія

Підписано до друку 14.05.2021. Формат 60×84 1/16. Папір офсетний
Умовн. друк. арк. 23,76. Обл. вид. арк. 4,87. Зам. № 983.
Наклад 50 прим.

Видавець «ФОП Середняк Т.К.», 49000, Дніпро, 18, а/с 1212
Свідоцтво про внесення суб'єкта видавничої справи до Державного реєстру
видавців, виготівників і розповсюджувачів видавничої продукції ДК № 4379 від
02.08.2012.

Ідентифікатор видавця в системі ISBN 8010
49000, Дніпро, 18, а/с 1212
тел. (096)-308-00-38, (056)-798-04-00
E-mail: 7980400@gmail.com

Віддруковано на базі поліграфічно-видавничого центру «Арбуз»
49000, Дніпро, 18, а/с 1212
тел. (066)-55-312-55, (056)-798-22-47
E-mail: arbuz.in.ua@gmail.com
www.arbuz.in.ua