

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона

**Губатюк Руслан Сергійович**

УДК 621.791.9; 621.785.545

**ТЕХНОЛОГІЯ І ОБЛАДНАННЯ ДЛЯ ІНДУКЦІЙНОЇ ТЕРМІЧНОЇ  
ОБРОБКИ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ТЕРМОЗМІЩЕНИХ  
ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК З ВИСОКОВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ**

Спеціальність 05.03.06 – зварювання та споріднені процеси і технології

Автореферат

дисертації на здобуття наукового ступеня

кандидата технічних наук

Київ – 2022

Дисертацією є рукопис.

Робота виконана у відділі фізики газового розряду та електротермії Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України (м. Київ).

Науковий керівник – доктор технічних наук, старший науковий співробітник  
**Римар Сергій Володимирович**  
провідний науковий співробітник відділу фізики газового розряду та електротермії Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України

Офіційні опоненти: – доктор технічних наук, професор  
**Перемітько Валерій Вікторович**  
декан металургійного факультету Дніпровського державного технічного університету

– кандидат технічних наук, доцент  
**Чвертко Євгенія Петрівна**  
доцент кафедри зварювального виробництва Інституту матеріалознавства та зварювання ім. Є.О. Патона Національного технічного університету України “Київського політехнічного інституту імені Ігоря Сікорського”

Захист дисертації відбудеться « 25 » січня 2023 р. о 10<sup>00</sup> годині на засіданні спеціалізованої вченої ради Д 26.182.01 при Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України за адресою: 03150, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.

З дисертацією можна ознайомитися у науково-технічній бібліотеці Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України за адресою: 03150, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.

Автореферат розіслано « 12 » грудня 2022 р.

Вчений секретар  
спеціалізованої ради Д.26.182.01  
доктор технічних наук

Олег МАХНЕНКО

## ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА РОБОТИ

**Актуальність теми.** Надійна робота залізничного транспорту багато в чому визначається якістю і експлуатаційною стійкістю основних елементів залізничних колій – рейок та їх безстикових зварних з'єднань на всьому протязі шляху. Широкий спектр вимог, що висувуються до якості залізничних рейок та їх зварних з'єднань вимагає впровадження нових технологій підвищення надійності безстикового залізничного шляху. Актуальність проблеми підвищення експлуатаційних властивостей рейок обумовлена тим, що подальший розвиток залізничного транспорту передбачає збільшення інтенсивності і швидкості руху пасажирських поїздів та підвищення питомого навантаження на вісі колісних пар. Все це обумовлює зростаючі вимоги до рейок по твердості, контактній міцності, опору контактній втомним дефектам і крихким руйнуванням.

Задля підвищення експлуатаційних властивостей залізничних рейок заводи виробники зберігають тенденцію до збільшення кількості вуглецю в рейкових сталях, розробляють нові системи легування та застосовують різноманітні системи термічного зміцнення рейок. Такий підхід та перехід на киснево-конверторний спосіб виплавки рейкової сталі кардинально змінили її зварюваність, знизивши одиницький якісний критерій до задовільного, а це вимагає спеціальних технологічних заходів і раціональних режимів зварювання для забезпечення цілісності з'єднання.

Зона зварного з'єднання рейок неоднорідна за кристалічною структурою і у порівнянні з основним металом характеризується меншою пластичністю і підвищеною крихкістю. У зварних з'єднаннях високовуглецевих рейкових сталей спостерігаються провали твердості, в тому числі в загартованому шарі металу головки рейки. Знеміцнення металу може призвести до нерівномірного зносу головки в процесі експлуатації. У зварному з'єднанні завдяки контактній ударній впливам можуть утворюватися тріщини, сколення та викришування поверхневого шару металу.

До перспективних способів, що зменшують наслідки високотемпературного нагрівання в процесі контактної зварювання високовуглецевих рейкових сталей відноситься термічна обробка (ТО). У світовій практиці для рейкових сталей все частіше застосовують ТО зварних рейкових стиків, яка підвищує їх механічні властивості і подрібнює мікроструктуру металу зварного з'єднання. Незважаючи на значні досягнення у розвитку технологій ТО зварних з'єднань термозміцнених залізничних рейок у даний час можна констатувати, що існуючі технології не в повній мірі забезпечують покращення необхідних експлуатаційних характеристик зварного з'єднання сучасних рейок, оскільки кількість виявлених дефектів в зварних стиках залишається ще досить значною.

Для вирішення такого роду задачі перспективно запропонувати комплексний підхід, який буде включати в себе застосування методів математичного та фізичного моделювання для визначення ключових параметрів процесу індукційної ТО. Тому проведення подальших досліджень і вивчення особливостей кінетики фазових перетворень в зварному з'єднанні рейки в процесі нагрівання і охолодження при проведенні індукційної ТО залишається актуальною задачею, вирішення якої дозволить зробити крок у напрямку наближення структури металу зварних з'єднань до основного металу рейок та підвищити надійність зварних стиків у процесі їх експлуатації.

Слід відзначити вагомий внесок у створення теорії індукційної термічної обробки і розробки обладнання для неї таких вчених як О.М. Шапов, О.Є. Слухоцький, С.Є. Рискін, В.О. Бодажков, В.М. Земзін, Р.З. Шрон, Ю.М. Лахтін, О.С. Письменний, Т.С. Скобло, А. Skyttebol, В. Whitley та ін.

**Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами.** Робота виконувалась в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України в межах державних науково-технічних програм: «Дослідити і розробити експериментальні технології та устаткування для шовного зварювання і зварювання-паяння струмами високої частоти тонкостінних труб із високоміцних сталей і для термічної обробки зварних швів труб із сталей класу Х70 та зварних швів залізничних рейок» (2013-2015 рр.), № 0113U002028; «Розробка технології високочастотного і керованого імпульсно-дугового зварювання та термомеханічної обробки зварних швів конструкційних сталей, а також індукційної термічної обробки зварних швів залізничних рейок і товстостінних труб» (2016-2019 рр.), № 0115U006680; «Розробка способів забезпечення рівномірності з'єднань комплексно легованих сталей мартенситного класу з міцністю до 2000 МПа за рахунок отримання заданих структури і властивостей при зварюванні і електротермічній обробці» (2017-2021 рр.), № 0117U001183; «Дослідження закономірностей полімоорфних перетворень і зміни теплофізичних параметрів в металі зварних з'єднань сталей з міцністю до 2000 МПа в умовах локального швидкісного теплового впливу при зварюванні і електротермічній обробці, розробка принципів керування структуроутворення в зоні концентрації тепла і її параметри» (2019-2021 рр.) № 0118U100478.

**Мета і задачі досліджень.** Метою дисертаційної роботи є визначення впливу індукційної ТО на стуктурутворення та механічні властивості зварного з'єднання виконаного контактним стиковим зварюванням термозміцненої залізничної рейки типу Р65 із високовуглецевої рейкової сталі марки К76Ф, розробка обладнання і визначення технологічних параметрів процесу індукційної ТО, що ґрунтуються на комплексному підході застосування методів математичного та фізичного моделювання.

Для досягнення поставленої мети необхідно вирішити наступні задачі:

- розробити комплексний підхід фізичного та математичного моделювання для дослідження процесів індукційної ТО зварних з'єднань залізничних рейок із високовуглецевих рейкових сталей, який ґрунтується на використанні зварних модельних зразків малих геометричних форм, з переходом на основі теорії подібності на зварні з'єднання реальних рейок;
- шляхом математичного та фізичного моделювання визначити закономірності розповсюдження електромагнітних і теплових полів у зварному з'єднанні модельних зразків малих геометричних форм і визначити енергетичні та геометричні параметри системи «індуктор – виріб» та розробити індукційне обладнання для фізичного моделювання процесів ТО;
- встановити кінетику фазових перетворень при охолодженні контактним стиковим зварним з'єднанням рейкової сталі К76Ф при її ТО та побудувати термокінетичну діаграму перетворень;
- у модельних зразках малих геометричних форм методом фізичного моделювання, шляхом керування температурами нагрівання, витримки і охолодження визначити режими індукційної ТО зварних з'єднань рейкової сталі К76Ф з підви-

щення структурної однорідності металу, формування його кінцевої структури без утворення гартівних структур, підвищення механічних властивостей металу;

- для контактної стикової зварної з'єднання рейкової сталі К76Ф визначити критичні швидкості охолодження металу шву, при яких починає формуватися небажана мартенситна структура;

- з урахуванням закономірностей розповсюдження електромагнітних і теплових полів та тривимірного математичного моделювання розробити конструкцію індуктора для ТО зварних з'єднань термозміцнених залізничних рейок типу Р65 із рівномірним по периметру об'ємним нагріванням зварних з'єднань та визначити геометричні параметри системи «індуктор – виріб», запропонувати технологічні рекомендації для ведення процесу ТО;

- шляхом натурних випробувань виготовленим індуктором процесу індукційної ТО зварного стику залізничної рейки типу Р65 із сталі К76Ф дослідити структуру металу і механічні властивості термообробленого стику з визначенням остаточних технологічних режимів ТО.

**Об'єкт дослідження** – електромагнітні, теплові, структурно фазові процеси в металі при індукційній ТО зварних з'єднань залізничних рейок із високовуглецевих рейкових сталей, технологічні параметри процесу ТО.

**Предмет досліджень** – термооброблені зварні з'єднання залізничних рейок із високовуглецевих рейкових сталей.

**Методи досліджень.** Використовувалися аналітичні і чисельні методи математичного моделювання; аналітичні методи моделювання фізичних характеристик металу; чисельні методи розрахунку електромагнітних і теплових полів та структурно-фазових перетворень металу на основі методу скінчених елементів; фізичні методи моделювання із залученням теорії подібності; металографічні методи дослідження кристалічної структури металу з використанням світлової і електронної мікроскопії; метод імітації термічного циклу індукційної термічної обробки з залученням комплексу Gleeble-3800; спектральні методи дослідження хімічного складу металу з використанням вакуумного квантометра ДФС-51; методи визначення механічних властивостей металу, зокрема випробування на статичний вигин рейки із зварним швом і твердості металу рейки; контактні методи вимірювання температури.

**Наукова новизна** отриманих результатів.

1. **Розроблено** комплексний підхід визначення найбільш сприятливих режимів індукційної термічної обробки зварних з'єднань різних типів залізничних рейок, який ґрунтується на математичному і фізичному моделюванні електромагнітних, теплових і структурно-фазових процесів з використанням зварних модельних зразків малих геометричних форм, з переходом на основі теорії подібності на зварні з'єднання реальних рейок із забезпеченням необхідного комплексу покращення їх властивостей.

2. **Отримала подальший розвиток** теорія індукційної термічної обробки зварних з'єднань рейкової сталі К76Ф шляхом керування технологічними параметрами нагрівання з витримкою температури при 880...900 °С, прискореному охолодженню стисненим повітрям до 430...370 °С, що забезпечило підвищення структурної однорідності металу зони термічного впливу без утворення гартівних структур та більш

рівномірний розподіл твердості металу зварних з'єднань з відхиленням до 15% від рівня основного металу.

3. **Встановлено** кінетику фазових перетворень при безперервному охолодженні контактної стикового зварного з'єднання високовуглецевої рейкової сталі К76Ф мікролегованої ванадієм при її термічній обробці та побудовано термокінетичну діаграму перетворення.

4. **Встановлено**, що в процесі термічного циклу індукційної термічної обробки контактної стикового зварного з'єднання рейкової сталі К76Ф критичні швидкості охолодження металу шву, при якому формується мартенситна структура, складають за усередненим значенням 16 °С/с в інтервалі температур 800...500 °С при охолодженні за експонентним законом та 10 °С/с при охолодженні за лінійним законом.

**Практичне значення.** За допомогою комплексного підходу із залученням математичного та фізичного моделювання визначені технологічні режими індукційної ТО, які підвищують структурну однорідність та механічні властивості контактної стикових зварних з'єднань рейок типу Р65 із сталі марки К76Ф без утворення гартівних структур. Встановлено, що при середній швидкості нагрівання металу 7 °С/с до температур 880...900 °С, часу витримки при цій температурі 70 с, та швидкості охолодження в межах 8...12 °С/с до температур 430...370 °С зменшується відхилення твердості металу в термічно обробленій зоні зварного з'єднання від рівня твердості основного металу рейки до 15%.

Розроблена методика дослідження впливу індукційної ТО на формування кінцевої структури та механічні властивості рейкової сталі К76Ф має практичну цінність при визначенні ключових параметрів індукційної ТО зварних з'єднань термічно зміцнених залізничних рейок.

Розроблено тривимірну математичну модель індукційної системи «індуктор – рейка» з урахуванням закономірностей розповсюдження електромагнітних і теплових полів та нелінійних фізичних характеристик сталі рейки, на основі якої створено оригінальну конструкцію індуктора, яка має змінні форми вздовж периметру рейки і відстані від неї та часткове розщеплення шини індуктора і забезпечує рівномірне по периметру об'ємне нагрівання зварних з'єднань термічно зміцнених залізничних рейок типу Р65 та малий рівень генерації реактивної потужності.

Розроблені технологічні рекомендації запропоновані до використання при будівництві та ремонті вітчизняних залізничних магістральних шляхів для підприємств ПАТ «Укрзалізниця».

**Особистий внесок здобувача.** Автором виконано аналітичний огляд, сформульовано мету та задачі досліджень, основні висновки. Розроблено математичні та фізичні моделі процесу індукційної ТО. За участю автора організовані та проведені експериментальні дослідження з фізичного моделювання процесів індукційної ТО, досліджені мікроструктури металу та визначені механічні властивості зварних з'єднань. У самостійній публікації автору належить: проведення літературного огляду з ТО зварних з'єднань залізничних рейок із високовуглецевих сталей [4]. У роботах опублікованих у співавторстві автор брав участь: у розробці математичної моделі індукційного нагрівання [6, 7]; розробці принципів фізичного моделювання [10]; обробці та узагальненні результатів розрахункових та експериментальних досліджень електричних та температурних полів в процесі індукційного нагрівання [11, 13]; розробці індукційного обладнання процесу ТО [1, 3, 5]; основний внесок в під-

готовці та проведенні експериментальних досліджень процесу індукційної ТО зварних з'єднань та формування висновків [8, 9, 12]; проведенні досліджень по визначенню впливу ТО на формування кінцевої структури металу зварних з'єднань [2].

**Апробація результатів дисертації.** Основні положення та результати дисертаційної роботи доповідались та обговорювались на міжнародних і вітчизняних науково-технічних конференціях: молодих вчених «Сварка и родственные технологии – настоящее и будущее» (м. Київ, Україна, 2013 р.); Математичне моделювання та інформаційні технології в зварюванні і споріднених технологіях (м. Одеса, Україна, 2020 р.); «Зварювання та споріднені технології – сьогодення і майбутнє» (м. Київ, Україна, 2018, 2021 рр.).

**Публікації.** За темою дисертації опубліковано 13 робіт, з них 5 статей у фахових виданнях України, 2 статті у наукових періодичних виданнях інших держав, 3 публікації у збірниках наукових праць і матеріалах конференцій, отримано 3 патенти України.

**Структура та обсяг дисертації.** Дисертаційна робота викладена на 282 сторінці і складається зі вступу, 5 розділів, загальних висновків, списку використаної літератури. Обсяг основного тексту складає 156 сторінок машинописного тексту, містить 117 рисунків, 25 таблиць, список літератури із 189 найменувань на 20 сторінках та 3 додатків.

## ОСНОВНИЙ ЗМІСТ РОБОТИ

**У вступі** обґрунтовано актуальність теми дисертації, визначено мету і основні задачі дослідження, вказано на зв'язок роботи з науковими програмами, показано наукову новизну отриманих результатів і їх практичне значення. Наведено інформацію про кількість публікацій та апробації результатів, особистий внесок здобувача та описано структуру дисертації.

**У першому розділі** проведено аналіз сучасних високовуглецевих рейкових сталей, проаналізовано їх хімічний склад, способи термічної обробки та охарактеризовано структуру металу і вплив її на механічні властивості. Показано, що перехід на сучасні рейкові сталі при будівництві залізничних магістралей не ліквідувало проблему отримання якісного та надійного зварного з'єднання залізничних рейок. Кількість зварних з'єднань на залізничних коліях безперервно збільшується зі зростанням їх протяжності, а також зі збільшенням місць заміни ділянок рейкових плітей при їх ремонті. Для підвищення зносостійкості сучасні рейкові сталі мають значний вміст вуглецю, що кардинально змінило їх зварюваність. За основними показниками зварюваності, високовуглецеві рейкові сталі близькі до високоміцних середньолегованих сталей з вмістом вуглецю  $C - 0,3...0,45\%$  і вуглецевим еквівалентом  $C_{екв} - 0,8...1,0\%$ , це вказує на те, що без спеціальних технологічних заходів і раціональних режимів зварювання неможливо забезпечити цілісність з'єднання. Як показує практика, зварні з'єднання є найбільш уразливими ділянками рейкового шляху, і пошкоджуються вони частіше ніж рейки поза зоною зварних стиків. Кількість дефектів у вилучених дефектних рейках досягає 30% у зварних стиках при загальній протяжності зварних швів не більше 2% від довжини рейкової пліті. Причина цього полягає в зміні однорідності мікроструктури металу в зоні зварного стику і зоні термічного впливу (ЗТВ), а також у несприятливому розподілі залишкових напружень. При зварюванні виникають умови для утворення внутрішніх дефектів, які є концен-

траторами напружень, що послаблюють ділянку рейки зі зварним з'єднанням, а також викривляють рейки в зоні зварного стику з наступним утворенням при експлуатації сідловин. Аналіз пошкодження зварних з'єднань показав, що в області головки рейки дефекти з'являються після проходження 100...250 млн тон брутто при нормі близько 700 млн тон брутто. У рейках звичайної міцності в зоні зварювання діапазон зміни значень твердості коливається в невеликих межах – НВ 10...30, а при зварюванні термозміцнених рейок підвищеної та високої міцності в зоні стику відбувається значне зниження твердості відповідно на НВ 100 і НВ 150, а також зносостійкості і меж витривалості металу в головці рейки. Загальне зниження твердості в зоні зварних стиків і особливо в зонах високого відпуску, призводить до утворення місцевих сідловин при експлуатації рейок. В технічних стандартах на зварні рейки вказується мінімальний рівень твердості, до якого допустимо знеміцнення металу в ЗТВ – близько 15%, що відповідає 290 НВ при мінімально допустимій твердості основного металу рейок НВ 341. В реальних умовах твердість сталі з тонкопластинчастою структурою перліту після нагрівання до температури 700 °С може складати близько НВ 250, що виходить за регламентовані межі.

Поряд з удосконаленням режимів зварювання, все ширше застосування знаходить технологія ТО зварних з'єднань рейок, яка зменшує наслідки високотемпературного нагрівання високоміцних рейкових сталей в процесі зварювання. Проведений аналіз показує, що у світовій практиці технології ТО зварних з'єднань рейок мають чимало відмінностей та не існує єдиного усталеного рішення щодо виконання цього технологічного процесу: виду джерела нагріву, хоча перевагу надають високоефективному індукційному способу нагріву; вкладеної потужності; загартовуючого середовища; температурно-часових показників для рейок, які мають схожі масогабаритні показники. Повною мірою немає чіткого визначення зони впливу при ТО, що в свою чергу позначається на зонах знеміцнення, які залежать також і від способу виконання зварного з'єднання. Незалежно від способу зварювання та режимів ТО для високовуглецевих рейкових сталей можна отримати з'єднання без утворення в металі шву та ЗТВ тріщин і гартівних структур, але неможливо уникнути появи областей зі зниженою твердістю. Не достатньо досліджено процес структуроутворення в зоні зварного з'єднання та не встановлено найбільш сприятливі термічні цикли процесу ТО, при яких підвищується однорідність металу шву з основним металом рейки, формується дрібнодисперсна структура перліту без утворення гартівних структур з достатньо високими показниками твердості, які задовольняють регламентовані межі технічних стандартів. Для вирішення цієї проблеми дослідження повинні бути спрямовані на вивчення умов формування структури і фізико-механічних властивостей зварних з'єднань термозміцнених рейок в залежності від термічного циклу, причому рухатися в цьому напрямку необхідно з залученням теоретичних засад процесів електромагнетизму, теплопередачі та матеріалознавства, використовуючи сучасні методи комп'ютерного моделювання з їх перевіркою на спрощених фізичних моделях, з подальшим переходом до реальної ТО зварних зразків стиків рейок зі знаходженням покращених режимів їх ТО і конструкцій індукторів для підвищення якості зварного з'єднання та строку його експлуатації.

**У другому розділі** описані основні методики дослідження, обладнання та проведено структурний і механічний аналіз металу контактної стикового зварного з'єднання із високовуглецевої рейкової сталі.



Для дослідження процесу індукційної ТО контактно стикового зварного з'єднання рейок розроблена універсальна комплексна методика, яка ґрунтується на математичному і фізичному моделюванні електромагнітних, теплових та структурно-фазових процесів з використанням модельних зразків зі зварним з'єднанням малих геометричних форм, з переходом на основі теорії подібності на зварні стики реальних рейок, яка дозволяє визначити найбільш сприятливі режими індукційної ТО зварних з'єднань різних типів залізничних рейок із забезпеченням необхідного комплексу покращення їх властивостей.

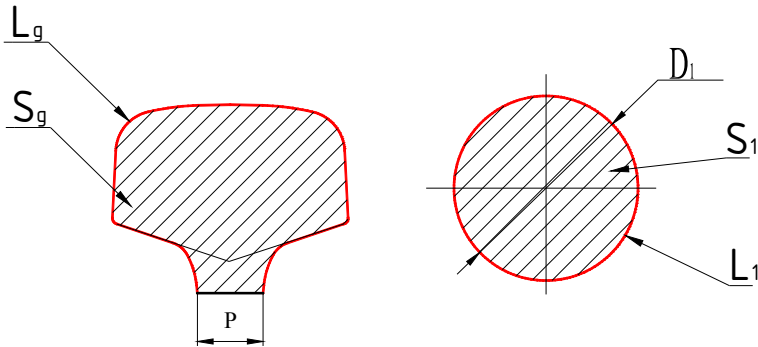


Рис. 1. Поперечні перерізи головки рейки і суцільного циліндричного стержня, що заміщує її.

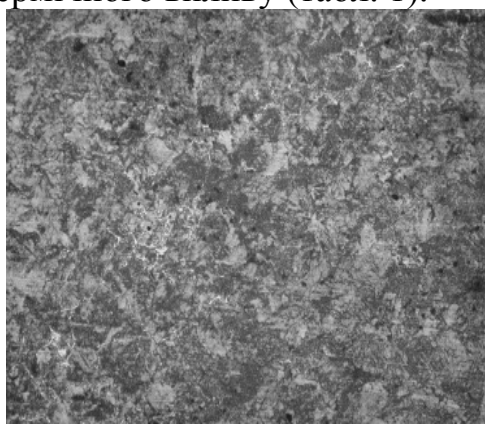
периметру зони нагрівання під індуктором головки  $L_g$ , площа  $S_1$  дорівнює площі поперечного перерізу головки  $S_g$ . У місці уявного осевого перерізу  $P$  рейки прийнята умова, що температура в ньому така як на поверхні головки. Таке геометричне перетворення дозволяє зберегти геометричні та вагові параметри досліджуваної системи, що забезпечує коректні результати фізичного моделювання. Застосовуючи теорію подібності лінійні розміри натурного стержня на рис. 1 зменшені до невеликих розмірів модельного зразку з діаметром 8,5 мм та довжиною 110 мм при частоті струму 130 кГц. Модельні зразки малих геометричних форм були вирізані із головки термозміцненої рейки типу Р65 зі зварним контактно стиковим з'єднанням, так щоб центральні частини зразків співпадали із зоною зварного шву. Для цих модельних зразків розроблена математична модель індукційної ТО та проведено розрахунки індукційної системи «індуктор – виріб» із визначенням енергетичних та геометричних параметрів.

На основі отриманих результатів розроблено методику фізичного моделювання індукційної ТО модельних зразків, спроектовано і побудовано лабораторне обладнання для цього – джерело живлення у вигляді малопотужного високочастотного інвертора з частотою струму 130 кГц і потужністю 2 кВт, тривитковий циліндричний індуктор з системою його водяного охолодження, система вимірювання і запису зміни в часі електричних і температурних показників. Дослідний зразок з привареним до його поверхні термopарами розміщувався, так, щоб лінія сплавлення зразка співпадала з центром індуктора. Кінці модельного зразка точно позиціонувалися відносно індуктора і фіксувалися в алюмінієвих затискачах з високою теплопровідністю для імітації розповсюдження тепла в безкінечному тілі, на яких не відбувається помітних активних втрат потужності індукційної системи. Швидкість нагрівання зразка до температури 800...900 °С забезпечується на рівні 6...7 °С/с, охолодження з цієї температури до температури 500 °С – на рівні 5...16 °С/с.

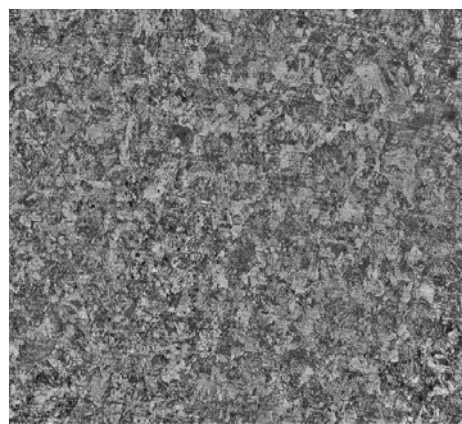
Ідея полягає в дослідженні процесу індукційної термічної обробки основних елементів рейки – головки, шийки і підшви окремо. Ці елементи зі складними геометричними формами заміщувалися фігурами простих геометричних форм. Так, головка рейки заміщується суцільним стержнем з діаметром  $D_1$ , периметром  $L_1$  та площею поперечного перерізу  $S_1$  (рис. 1). Периметр  $L_1$  дорівнює

Для визначення режимів індукційної ТО була запропонована методика фізичного моделювання термічних циклів зразків зі зварним з'єднанням із високовуглецевої рейкової сталі марки К76Ф на установці Gleeble 3800, де зразки нагріваються прохідним струмом. Установка дозволяє витримувати задані режими ТО з гарантованою точністю. Температура нагріву прийнята однаковою для всіх варіантів ТО і досягає аустенітної області в межах 880 °С, що на ~150...170 °С вище температури фазового перетворення  $A_{c3}$  для даної марки сталі. Термічні цикли включають в себе нагрівання до цих температур з середньою швидкістю 7 °С/с та ізотермічної витримки при них протягом 70 с та охолодження за експоненціальним та лінійним законами з різними швидкостями. Швидкість охолодження модельних зразків в інтервалі температур 800...500 °С  $W_{8/5}$  змінюється в межах 5...36 °С/с.

Здійснено аналіз мікроструктури досліджених характерних зон не термообробленого зварного з'єднання із сталі К76Ф: зони лінії сплавлення, зони великого зерна, зони дрібного зерна, зони знеміцнення. Встановлено, що метал шву складається переважно із сорбіту різного ступеню дисперсності з твердістю HV<sub>0,01</sub> – 3600...2670 МПа. В основному металі і зоні термічного впливу спостерігаються тонкі виділення фериту у вигляді тонкої переривистої сітки, який виділився по межах зерен сорбіту (рис. 2). Твердість феритних прошарків в зоні зварного з'єднання змінюється в межах HV<sub>0,01</sub> – 680...1430 МПа. За рахунок великої кількості світлих феритних виділень на протравленому шліфі чітко проглядається лінія сплавлення і межі контакту зварних частин. Визначені лінійні розміри та бал зерна характерних зон термічного впливу (табл. 1).



а



б

Рис. 2. Мікроструктура зон зварного з'єднання після зварювання: а – зона лінії сплавлення; б – зона знеміцнення (х500).

Визначення хімічного складу (табл.2) металу шву показали, що у зварному з'єднанні спостерігається зменшений вміст вуглецю на рівні 0,71% у порівнянні з основним металом рейки 0,8%, що пов'язано з його вигоранням та дифузією в суміжні області під час зварювання.

Таблиця 1

#### Розмір характерних зон та бал зерна у зварному з'єднанні

Параметр	Лінія з'єднання, мм	Зона великого зерна, мм	Зона дрібного зерна, мм	Зона знеміцнення, мм	Основной металл
Лінійні розміри зони	0,3-1,0	1,9-2,3	4,8-5,2	4,0-4,2	За межами шву
Бал зерна	2-3	5-6	9,5-10	7-8	8-9

## Хімічний склад досліджуваної рейкової сталі, мас. %

Марка сталі К76Ф	Склад елементів, %											
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	V	Mo	Al	T
ДСТУ 4344:2004	0,71-0,82	0,25-0,45	0,8-1,30	0,040	0,035				0,03-0,07			
Основний метал	0,80	0,32	0,96	0,010	0,010	0,03	0,04	0,033	0,051	0,008	0,001	0,003
Зварне з'єднання	0,71	0,31	0,92	0,009	0,009	0,03	0,04	0,033	0,048	0,008	0,002	0,003

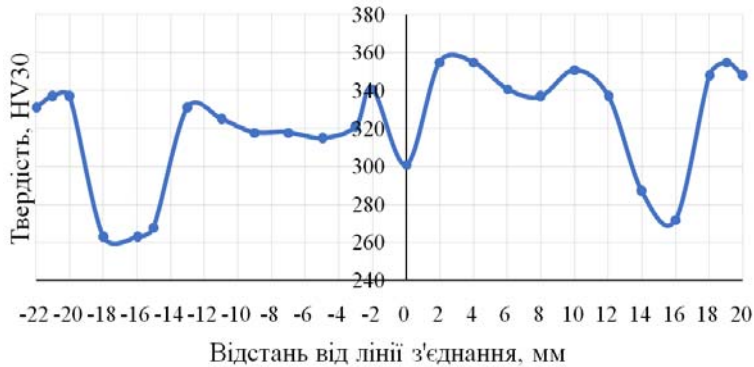


Рис. 3. Характер зміни твердості в досліджуваних зварних з'єднаннях.

рейок притаманна структурна неоднорідність внаслідок впливу термічного циклу зварювання, зменшеного вмісту вуглецю, що призводить до нерівномірності розподілу твердості металу.

У третьому розділі описана розроблена методика математичного моделювання процесу індукційної ТО модельного зразка зі зварним з'єднанням та представлені результати моделювання розповсюдження електромагнітних та теплових полів в процесі індукційного нагрівання модельного зразка. Враховувалися процеси, що протікають при високочастотному нагріванні зразка при сумісному вирішенні електромагнітної і теплової задачі з урахуванням структурних перетворень металу. Розраховувалися інтегральні і диференціальні характеристики електромагнітного та теплового полів, а саме: індукції і напруженості електромагнітного поля, щільності струму, розподілу потужності тепловиділення і температур та ін.

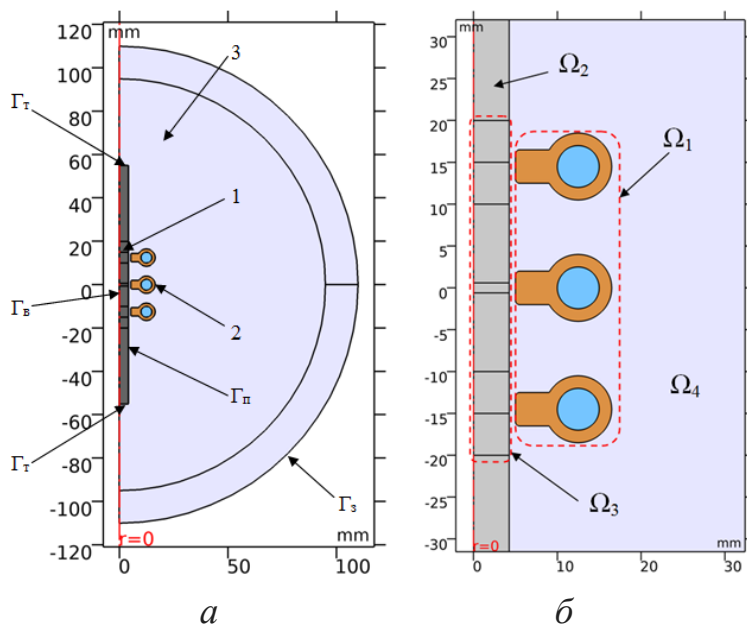


Рис. 4. Схема геометричної моделі розрахункової області індукційної системи – а та збільшений фрагмент геометричної області – б

Результати вимірювання мікротвердості поперек лінії зварного з'єднання (рис. 3) показало її підвищення в металі ЗТВ і різке зниження до  $HV_{0,01} = 3000$  МПа в лінії сплавлення в центральній частині та в характерних зонах знеміцнення ліворуч і праворуч від шву до  $HV_{0,01} = 2600$  та  $2680$  МПа. Зоні контактно-стикового зварного з'єднання рейок

Математична модель розрахункової області індукційної системи (рис. 4) являє собою тривитковий водоохолоджуваний мідний індуктор ( $\Omega_1$ ), виток якого представлений у вигляді двох концентричних кіл з прямокутним концентратором магнітного поля і є джерелом змінного електромагнітного поля заданої частоти. Індуктор охоплює досліджуваний об'єкт у вигляді феромагнітного зразка циліндричної форми ( $\Omega_2$ ) з

високовуглецевої рейкової сталі з виділеною зоною, яка імітує зону термічного впливу зварного з'єднання після контактної стикового зварювання ( $\Omega_3$ ). Ця зона поділена на області з різними фізичними властивостями притаманними зварному з'єднанню. Навколишнє середовище – повітря ( $\Omega_4$ ) представлено у вигляді півсфери. На рисунку позначено: 1 – модельний зразок; 2 – індуктор; 3 – оточуюче повітряне середовище;  $\Gamma_B$  – границя осі симетрії;  $\Gamma_3$  – зовнішня границя розрахункової області;  $\Gamma_n$ ,  $\Gamma_r$  – границі бічної і торцевої поверхні модельного зразка;  $\Omega_1, \Omega_2, \Omega_3, \Omega_4$  – розрахункові області відповідно тривиткового мідного індуктора, модельного зразка, ЗТВ, оточуючого повітряного середовища.

Процес індукційного нагрівання описувався нелінійною взаємозалежною системою рівнянь Максвелла і Фур'є відповідно для електромагнітних і теплових полів з відповідними граничними умовами. Розрахунок електромагнітної задачі заснований на рішенні рівнянь Максвелла з урахуванням прийнятих припущень і зв'язків для провідних областей  $\Omega_n = \Omega_1, \cup \Omega_2, \cup \Omega_3$  (індуктора і модельного зразка), де  $\sigma > 0$ ,  $\mu = \mu_0 \mu_r$  і не провідної області  $\Omega_4$ , де  $\sigma = 0$ ,  $\mu = \mu_0$ . Рівняння запишуться у такому диференційному вигляді:

$$\begin{aligned} \nabla \times (1/\mu_0 \nabla \times \mathbf{A}) &= \mathbf{J}_0; \quad \nabla \times (1/\mu_0 \nabla \times \mathbf{A}) = 0; \\ j\omega\sigma(T)\mathbf{A} + \nabla \times ((1/\mu_0 \mu_r(T)) \nabla \times \mathbf{A}) &= 0 \end{aligned} \quad (1)$$

де  $\sigma$  – питома провідність речовини;  $\mu_0 = 4 \cdot \pi \cdot 10^{-7}$  Гн/м – магнітна стала;  $\mu, \mu_r$  – магнітна і відносна магнітна проникність середовища;  $\mathbf{A}$  – векторний магнітний потенціал;  $\mathbf{J}_0$  – густина струму;  $\omega$  – кругова частота;  $T$  – температура.

Зв'язок електромагнітної і теплової задач здійснювався за рахунок визначення питомих потужностей внутрішніх джерел теплоти, які розраховувалися по закону Джоуля-Ленца на основі омичних втрат від індуктованих вихрових струмів:

$$P = \int_V (j\mathbf{E}) dV. \quad (2)$$

Тут  $V$  – об'єм тіла по котрому проводиться інтегрування,  $\mathbf{E}$  – напруженість електричного поля.

Для вирішення нестационарної теплової задачі в часовій області розглядалася рівняння Фур'є, що описує розподіл температурного поля в об'єкті нагрівання в просторі і часі:

$$\gamma C_p(T) \partial T / \partial t - \nabla \cdot \lambda \nabla T = Q, \quad (3)$$

де  $\gamma$  – щільність металу;  $C_p$  – питома теплоємність;  $t$  – час;  $\lambda$  – питома теплопровідність;  $Q$  – питома потужність джерела тепла.

Враховувалися теплові втрати у вигляді теплообміну з навколишнім середовищем за рахунок конвекції та випромінювання.

$$q = -\mathbf{n}(-k\nabla T) = k(T - T_0) + \varepsilon\delta(T^4 - T_0^4). \quad (4)$$

Тут  $k$  – коефіцієнт конвективної тепловіддачі;  $T_0$  – температура навколишнього середовища;  $\mathbf{n}$  – одиничний вектор зовнішньої нормалі;  $\varepsilon$  – постійна Стефана-Больцмана;  $\delta$  – коефіцієнт випромінювання.

Особливістю математичної моделі є врахування нелінійної зміни електромагнітних параметрів сталевих зразків від напруженості магнітного поля, а теплофізичних параметрів – від температури. Математичне описання характеристик було здій-

снено апроксимаційними залежностями. Також враховувалася втрата магнітних властивостей сталі при її нагріванні вище температури точки Кюрі.

За результатами моделювання визначено розподілення густини струму магнітного і немагнітного стану модельного зразка. При даній частоті струму суттєво проявляється скін-ефект, який дає можливість спостерігати нерівномірне розподілення густини струму в поперечному перерізі зразка. На поверхні зразка в магнітному стані досягається максимальне значення індукованого струму, яке зменшується вглиб зразка за експоненціальним законом, рис. 5, а. Розподіл густини струму в осьовому напрямку на поверхні зразка представлено на рис. 5, б. Пікові значення густини струму знаходяться під витками індуктора, що викликано максимальними значеннями напруженості магнітного поля і пов'язано з найменшою величиною повітряного проміжку між поверхнями зразка та індукуючого провідника.

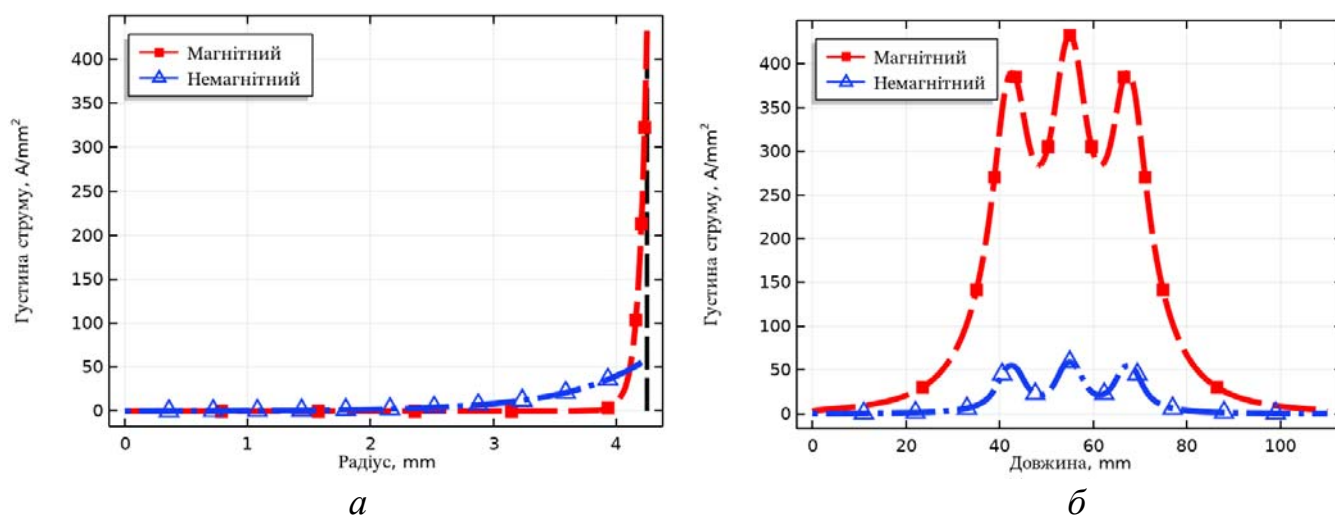


Рис. 5. Розподілення густини струму в радіальному – а і осьовому – б напрямках.

Задачею теплового розрахунку є отримання необхідного розповсюдження теплового поля для протікання структурних перетворень металу в області зразка, яка імітує зварне з'єднання з мінімально можливим термічним впливом на основний метал уздовж зразка. Для цього було проведено моделювання впливу геометричних параметрів індуктора на характер зміни температурного поля в зразку. В процесі моделювання індукційної ТО здійснювалося нагрівання зони зварного з'єднання до температур вище точки початку  $\alpha \rightarrow \gamma$  фазових поліморфних перетворень. В якості змінних параметрів індуктора було обрано його геометричні величини, а саме осьова відстань між витками індуктора, що визначало ширину розповсюдження теплового поля та внутрішній радіус індуктора, що змінювало величину повітряного проміжку між індуктором та зразком. Результати математичного моделювання (рис. 6) показали, що шукані геометричні параметри індуктора мають відстань між витками на рівні 14,5 мм та повітряним проміжком 1 мм на сторону, що забезпечує температурний перепад на поверхні зварного з'єднання модельного зразка  $78^\circ\text{C}$  від лінії сплавлення до зони знеміцнення. Температурний перепад між поверхневими та внутрішніми шарами металу модельного зразка склав  $1^\circ\text{C}$  на відстані 4,25 мм від поверхні зразка.

У четвертому розділі вперше досліджувалися особливості формування структурно-фазового складу зварних з'єднань рейкової сталі К76Ф при фізичному моделюванні термічних циклів технологічного процесу ТО.

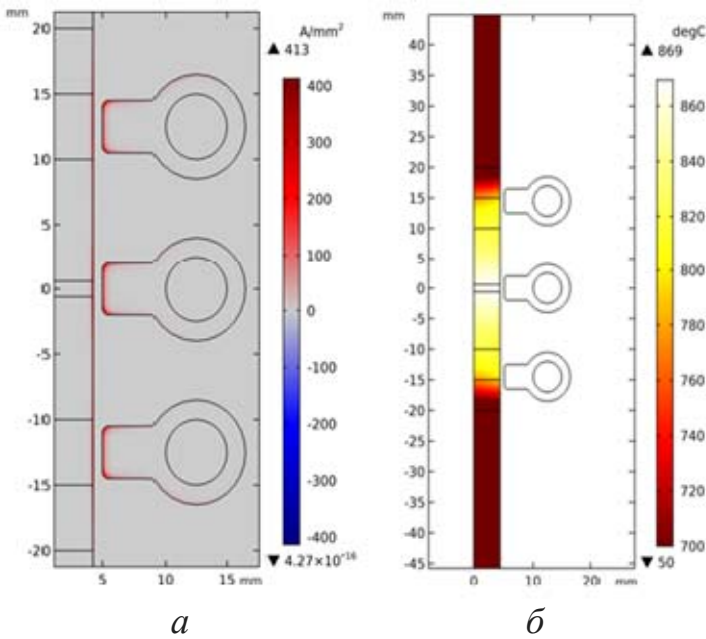


Рис. 6. Розподілення щільності струму – *a* і температурного поля – *б* в модельному зразку.

інтервалі температур 600...650 °C та знижуються з підвищенням швидкості охолодження. Температура охолодження у часі змінюється за експоненціальним законом. Аналіз термодіаграми показує, що температури початку і завершення утворення фериту, перліту помітно зменшуються при збільшенні швидкості охолодження. Зі збільшенням цієї швидкості відзначається тенденція до зростання твердості, що пов'язано зі структурними змінами, які відбуваються в металі зварного з'єднання: підвищенням дисперсності структурних складових, зменшенням кількості фериту і перліту в структурі металу шву та зростанням об'ємної частки мартенситу.

При швидкості охолодження 5 °C/c розпад аустеніту відбувається з утворенням доектевтоїдного фериту і перліту, при швидкості 8...12 °C/c структура сталі складається з перліту різного ступеню дисперсності, при швидкості 16...36 °C/c – з перліту і вкрапленнями мартенситу. При появі мартенситної фази спостерігається зниження температур закінчення структурно-фазового перетворення. Поява мартенситного перетворення спостерігається при швидкостях охолодження вище  $W_{8/5} = 16$  °C/c. Аналіз термодіаграми зварного з'єднання виявив відмінності від термодіаграми основного металу рейки. У зварному з'єднанні початок та закінчення структурного перетворення  $A_{c1}$  і  $A_{c3}$  на стадії нагрівання зміщується в бік більш високих температур відповідно з 735 і 760 °C до 739 і 790 °C, а початок та закінчення перлітного перетворення  $A_{r3}$  і  $A_{r1}$  на стадії охолодження відповідно з 620 і 550 °C до 650 і 600 °C. Це пов'язано з відмінностями структури і хімічного складу металу зварного з'єднання у порівнянні з основним металом рейки.

Для дослідження структурно-фазових перетворень металу зварного з'єднання проведені дилатометричні випробування також при постійних швидкостях охолодження, коли температура у часі змінюється за лінійним законом на всьому температурному інтервалі. Встановлено, що області перетворення аустеніту зміщуються в бік більш низьких швидкостей охолодження, а при швидкості охолодження  $W = 10$  °C/c вже спостерігається поява мартенситного перетворення. Структурно-фазовому перетворенню металу передують дифузійні процеси. На дифузію вуглецю

Для вивчення кінетики розпаду переохолодженого аустеніту металу зварного з'єднання та побудови термодіаграми виконані дилатометричні випробування. Термічні цикли були задані у відповідності параметрами процесу, які використовувалися при математичному моделюванні. На основі отриманої термодіаграми (рис. 7) встановлено, що при нагріванні зразків зі швидкістю 7 °C/c поліморфне  $\alpha \rightarrow \gamma$  перетворення починається при температурі 739 °C ( $A_{c1}$ ), закінчується при температурі ~790 °C ( $A_{c3}$ ). Температури початку перетворення знаходяться в

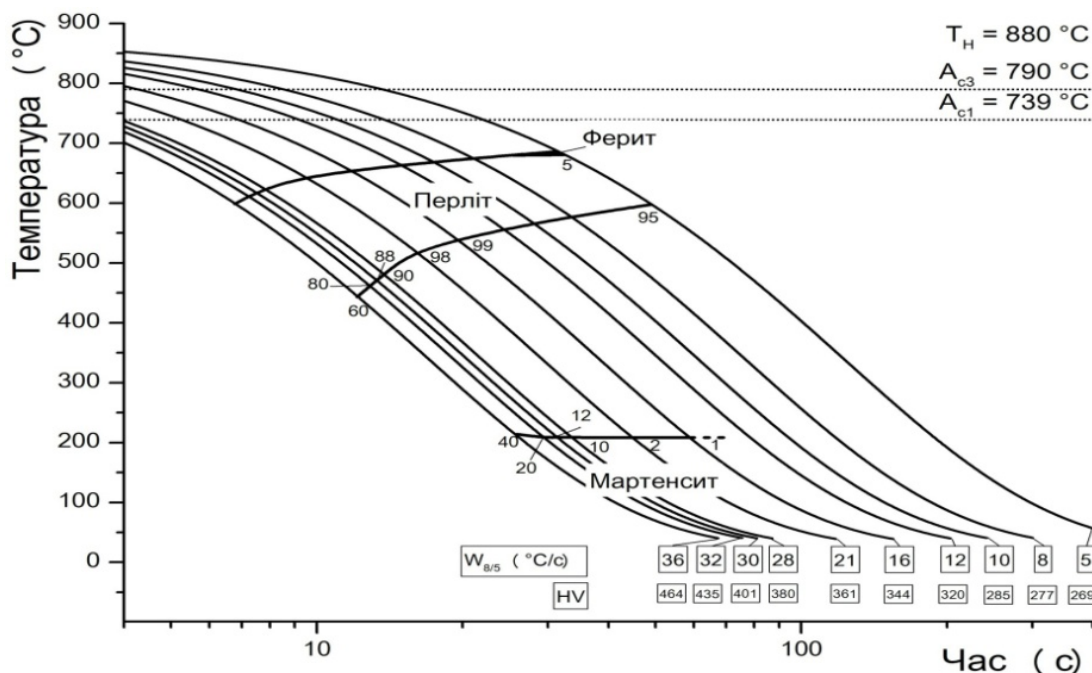
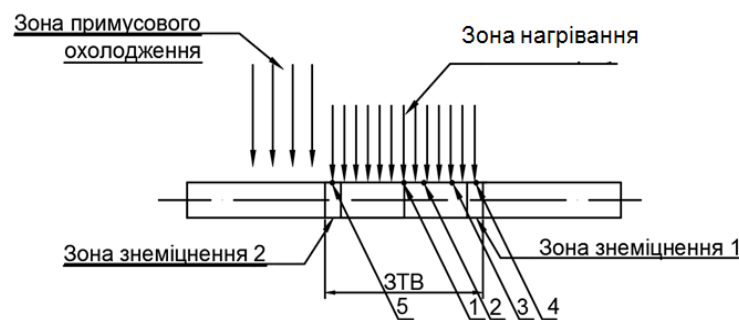
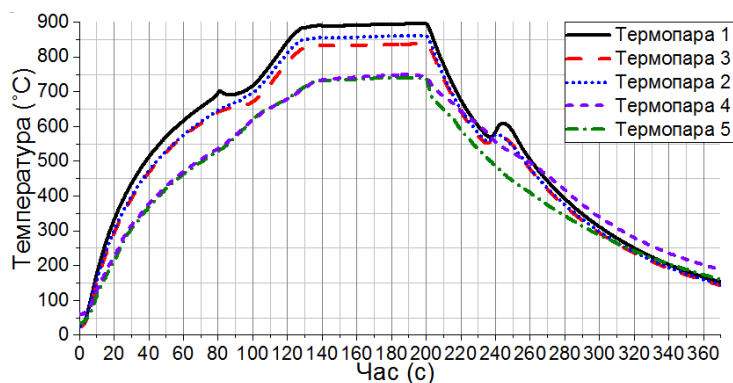


Рис. 7. Термокінетична діаграма розпаду переохолодженого аустеніту при безперервному охолодженні металу зварного з'єднання рейкової сталі К76Ф.

у сталі впливає рівень температур та час витримки. При постійній швидкості охолодження, у порівнянні зі змінною швидкістю, метал буде перебувати інший час у високотемпературному стані, що призведе до зміни температур перетворення аустеніту. За результатами побудованої термокінетичної діаграми і математичним моделюванням індукційної ТО зварних з'єднань модельних зразків (розд. 3) були визначені параметри термічних циклів для фізичного моделювання ТО модельних зразків.



*a*



*б*

Рис. 8. Схема несиметричного охолодження модельного зразку – *a*, типова циклограма фізичного моделювання індукційної ТО – *б*.

Етапи охолодження для різних термічних циклів відрізнялись швидкістю охолодження зони зварного з'єднання. Охолодження відбувалося за рахунок вимушеної конвекції, причому область охолодження була розташована несиметрично до області шву зі зміщенням в бік від неї (рис. 8, *a*), щоб ліва та права частини зразку від лінії з'єднання мали різні швидкості охолодження. Аналіз температурного поля модельних зразків показав, що час нагрівання металу зони термічного впливу до температури точки магнітних перетворень склав 80 с, необхідна температу-

ра

ра для аустенізації металу була досягнута за 130 с, середня швидкість нагрівання склала 6,6 °C/с. Характер розподілення температурного поля в кінцевій стадії фізичного нагрівання (рис. 8, б) модельних зразків показав рівномірність нагрівання в зоні термічного впливу індуктора, температурний градієнт між зоною лінії сплавлення та зоною дрібного зерна склав 50 °C, а між зоною знеміцнення – 130 °C.

Металографічним дослідженням сталі модельних зразків після індукційної ТО було встановлено, що ширина зони термічного впливу складає 32...34 мм. У зоні лінії сплавлення зварного з'єднання спостерігається подрібнення зерен металу до балу 6-7. Мікроструктура металу по лінії з'єднання при швидкості охолодження 4,6 °C/с (табл. 3), являє собою сорбітну структуру з виділеннями феритної складової по межах зерен.

Таблиця 3  
**Швидкість охолодження в зонах зварного з'єднання**

Номер зразку	Лінія зеднання, °C/с	Зона знеміцнення 1, °C/с	Зона знеміцнення 2, °C/с
Зразок 1	4,6	3,7	5,1
Зразок 2	8,3	5,1	7,9
Зразок 3	9,8	5,3	8,2
Зразок 4	16,2	7,9	14,3
Зразок 5	21,3	12,6	18,4

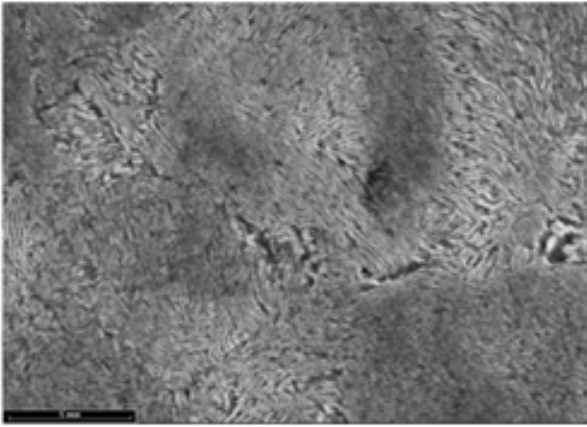
При збільшенні швидкості охолодження до 9,8 °C/с феритні проміжки по границям первинного аустенітного зерна відсутні, структура сорбітна. При подальшому збільшенні швидкості охолодження до 21,3 °C/с в структурі зварного з'єднання поряд зі структурою сорбіту з'являються

структура мартенситу. Кількість мартенситної структури збільшується зі зростанням швидкості охолодження. У зоні знеміцнення, на відстані 18 мм від лінії з'єднання спостерігається практично чиста сорбітна мікроструктура, яка формується при низьких швидкостях охолодження та відмічається подрібнення зерна до балу № 11-12. При збільшенні швидкості охолодження виявляється переважно сорбітна структура з вкрапленнями мартенситу, причому зі збільшенням швидкості охолодження збільшується кількість світлої фази, а при швидкості охолодження 21,3 °C/с вона переважає за вмістом.

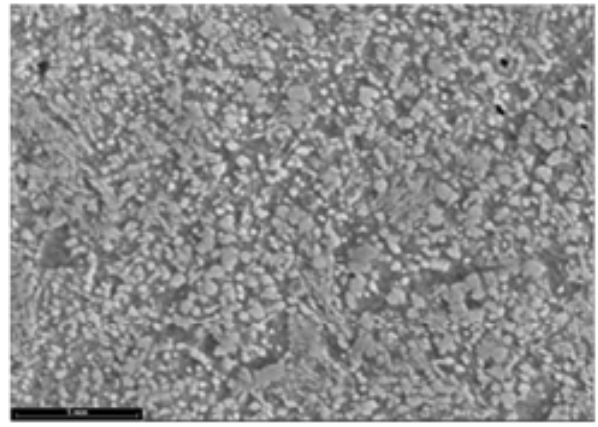
У структурі термообробленого зварного з'єднання при електронній мікроскопії (рис. 9) на деяких ділянках спостерігається перліт з різною морфологією. Видно, що він формується в межах одного аустенітного зерна, де міститься кілька різноспрямованих перлітних колоній. У межах колонії пластини цементиту мають єдину орієнтацію. Зустрічаються перлітні колонії зі скривленими і розірваними пластинками цементиту та одиничні неметалеві включення, які в межах досліджуваної площі розташовані випадковим чином, без виявлених місць їхньої підвищеної концентрації. На рис. 9, б видно фрагментацію перліту, сформовану при температурах 700...750 °C, з утворенням сфероїдизованого і пластинчатого перліту. Пластинки перліту короткі і місцями розірвані. Міжпластинчаста відстань перліту коливається в інтервалі від 0,135 до 0,151 мкм для швидкостей охолодження відповідно 12,6 °C/с та 5,3 °C/с. Збільшення швидкості призводить до потоншення як феритних, так і цементитних пластин перліту, зменшуючи тим самим міжпластинкову відстань.

Встановлено, що підвищення швидкості охолодження зварного з'єднання модельного зразка призводить як до трансформації карбідної фази, так і до змін її об'ємної долі у феритній складовій перліту (рис. 10). При низьких швидкостях





а



б

Рис. 9. Структура області термообробленого зварного з'єднання рейкової сталі К76Ф модельного зразку: а – лінія з'єднання; область знеміцнення б (x5000).

пластинки цементиту в зернах перліту подрібнюються і поступово набувають сферичної форми або наближаються до неї. Одночасно при сфероїдизації відбувається об'єднання дрібних карбідів у більші. На межах зерен у місцях сполучення решіток з'являється велика кількість глобулярних карбідів. Прискорене охолодження змінює співвідношення структурних складових, що спостерігається у всіх модельних зразках. Якщо у модельного зразка при швидкості охолодження  $8,2 \text{ }^\circ\text{C/s}$  доля карбідів складає 24,2%, то з підвищенням швидкості охолодження вона досягає значення 27,8%, відповідно і зменшується об'ємна доля феритної матриці. При низьких швидкостях охолодження виявляється характерна зерниста структура перліту, картина сфероїдизації стає чітко вираженою. Зі збільшенням швидкості охолодження поряд з глобулярною з'являється і пластинчата структура перліту.

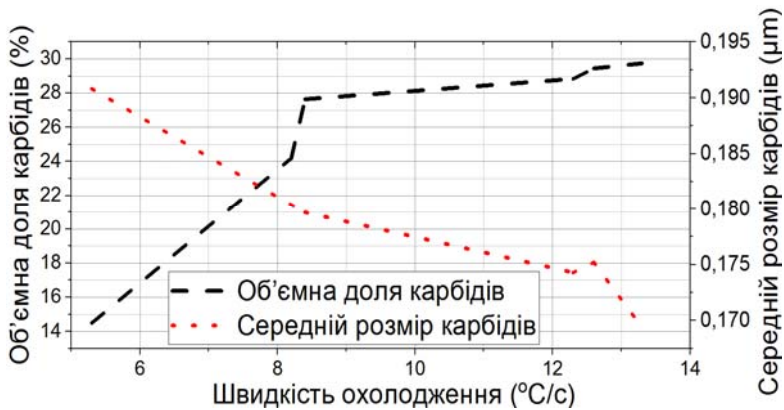


Рис. 10. Залежність об'ємної долі та розмірів карбідів від швидкості охолодження у зоні знеміцнення.

Зі збільшенням швидкості охолодження збільшується рівень мікротвердості металу по лінії з'єднання. Для порівняння властивостей зварних з'єднань та основного металу рейок застосовували такий параметр, як відхилення (у %) твердості металу зварного з'єднання від твердості основного металу рейок. Твердість в зразках №№ 4 і 5 досягає більшої величини за регламентовані допустимі значення. Також в них розкид значень твердості (максимальна – мінімальна) виявляється значно вищим ніж в зразках №№ 1, 2 і 3. Швидкості охолодження зразків №№ 1, 2 і 3 більш сприятлива з погляду формування однорідної структури металу (рис. 11, а). Одержані результати свідчать, що індукційна ТО не призводить до повного зникнення зон зі зниженою твердістю, але її застосування дозволяє зменшити відхилення твердості металу зварного з'єднання від рівня твердості основного металу рейок та дозволяє вирівняти рівень твердості в зонах крупного та дрібного зерна по ширині ЗТВ і наблизити її до рівня основного металу.

Зі збільшенням швидкості охолодження збільшується рівень мікротвердості металу по лінії з'єднання. Для порівняння властивостей зварних з'єднань та основного металу рейок застосовували такий параметр, як відхилення (у %) твердості металу зварного з'єднання від твердості основного металу рейок. Твердість в зразках №№ 4 і 5 досягає більшої величини за регламентовані допустимі значення. Також в них розкид значень

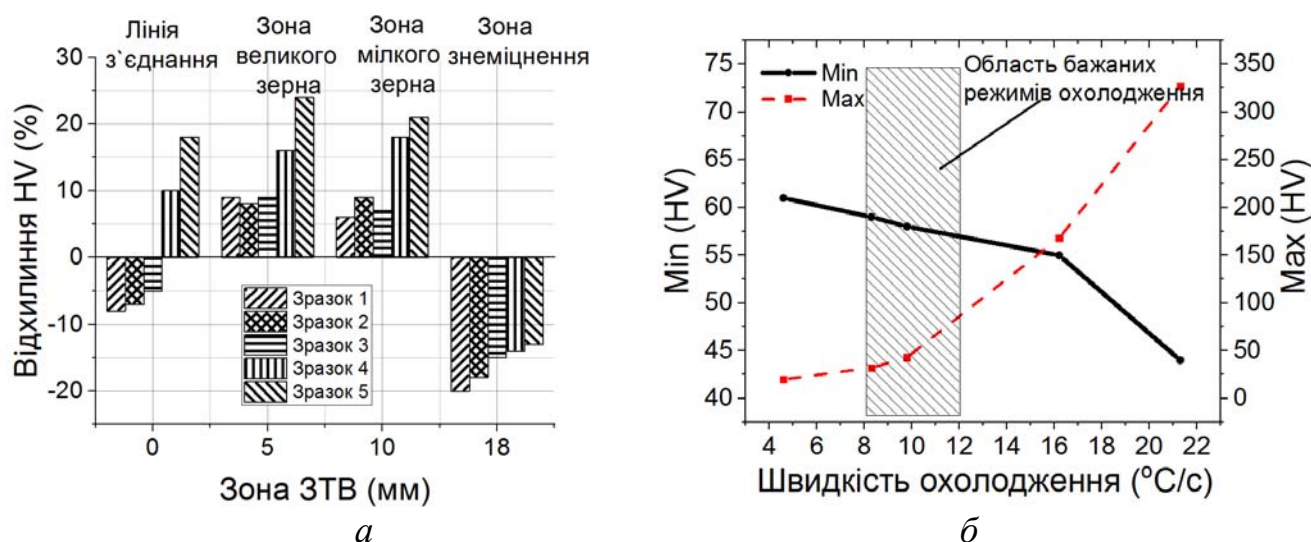


Рис. 11. Відхилення твердості металу модельних зразків від твердості основного металу після індукційної ТО – *а* та залежності максимальних та мінімальних значень твердості металу в зварному з'єднанні від швидкості охолодження – *б*.

Якщо проаналізувати металографічні дослідження та дослідження механічних властивостей зварного з'єднання рейкової сталі К76Ф, то можливо визначити сприятливий діапазон швидкостей охолодження на рівні 8...12 °C/c, при якому відсутні гартівні структури типу бейніту чи мартенситу та забезпечується найменше для зварного з'єднання розкидання рівня твердості (рис. 11, б).

У п'ятому розділі приведені результати тривимірного математичного моделювання розробленої конструкції індуктора та експериментальні дослідження його роботи при ТО зварних з'єднань реальних рейок, а також структурні та механічні дослідження термообробленого зварного з'єднання та представлені рекомендовані технологічні режими процесу індукційної ТО контактних стикових зварних з'єднань термозміцнених рейок типу Р65 із сталі марки К76Ф.

Проблема створення індукторів без магнітопроводів для рівномірного об'ємного нагрівання виробів складної форми полягає в тому, що зосередження і розосередження магнітних потоків на різних ділянках виробу проблематично здійснити без значного варіювання відстані між індуктором і поверхнею виробу, що нагрівається. При однаковому струмі в індукторі, чим більша його ширина, тим менша температура поверхні нагрівання протяжного виробу, при цьому глибинні шари, за рахунок теплопровідності, прогриваються легше за рахунок більшої площі нагрівання. За тієї ж причини при малій ширині індуктора температура на поверхні більша, а глибинні шари прогриваються повільніше через зростання частки розсіювання тепла в боки від індуктора. Було запропоновано керувати інтенсивністю нагрівання за рахунок розосередження магнітних потоків, що досягається застосуванням часткового розщеплення шин індуктора, які включаються паралельно. Тим самим можна зменшити нагрівання виробу не стільки збільшуючи відстань між індуктором і поверхнею виробу, а збільшуючи відстань між шинами індуктора. При цьому зменшуються потоки розсіювання і відповідно зменшується індуктивність розсіювання індукційної системи.

Досліджувався вплив відстані між шинами індуктора на інтенсивність нагрівання феромагнітного матеріалу. На рис. 12, *а* показана індукційна система з індуктором, який має дві однакові шини шириною по 50 мм, які розташовані на відстані

одна від одної і включені між собою паралельно. По кожній шині проходить половина інтегрального струму, що в сумі дорівнює струму в нерозщепленій ділянці шини індуктора (на рисунку не показана). На рис. 12, б наведено графік розрахункової залежності розподілу густини струму індукованого на феромагнітній поверхні під шинами. Верхня крива відображує густину струму в суцільній шині шириною 100 мм, а решта нижніх кривих відповідають паралельним шинам, при відстані між ними 10, 20 і 30 мм. Струм у суцільній шині – 5,0 кА, а його частота – 2,4 кГц. Зі збільшенням відстані між шинами густина струму на поверхні зменшується, а відповідно зменшується і максимальна температура нагріву виробу, при цьому практично не змінюється індуктивність системи, на відміну від випадку зі збільшенням немагнітного проміжку між індуктором і виробом. Ця особливість була використана при розробленні індуктора (рис. 13), у якого немагнітні проміжки між індуктором і поверхнею головки рейки становили 5 мм, між індуктором і поверхнями шийки та підшви 10...15 мм, з відстанню між розщепленими шинами індуктору на рівні 15 мм. Така конструкція індуктора забезпечує необхідне рівномірне температурне поле в зоні зварного з'єднання і структурні перетворення металу у всій області нагрівання, що відповідає поставленим вимогам технологічного процесу індукційної ТО зварних з'єднань рейок.

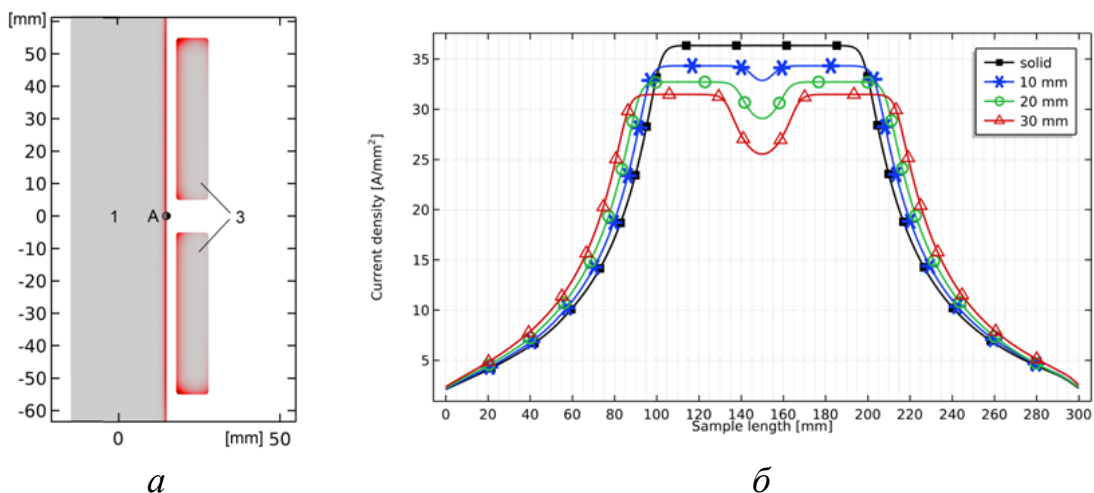


Рис. 12. Індуктор з двома однаковими шинами – *а* і розподіл густини індукованого на феромагнітній поверхні струму – *б* під шинам.

У процесі тривимірного моделювання та сумісного рішення електромагнітної та теплової задачі індукційного нагрівання зварного з'єднання рейки отримано розподілення температурного поля у повздовжньому та поперечному перерізі з'єднання. Встановлено, що на кінцевій стадії витримки температури її перепад в головці склав 70 °С. У підшві рейки на початку процесу витримки температурний перепад між поверхнею і глибинними шарами на відстані 20 мм склав 130 °С, а на кінцевій стадії витримки – 20 °С. Найвища температура нагріву 885 °С в кінцевій стадії витримки спостерігалась на поверхні кочення, найнижча – в області пера підшви 790 °С (рис. 14). Загалом середній температурний перепад у поперечному перерізі рейки склав 50 °С.

Експериментальні дослідження індукційного нагрівання зварного з'єднання рейки підтверджують здатність отримання рівномірного температурного поля розробленим індуктором поверхневих шарів головки рейки, при відносно рівномірному розподілу температури в основних робочих ділянках зварного стику.

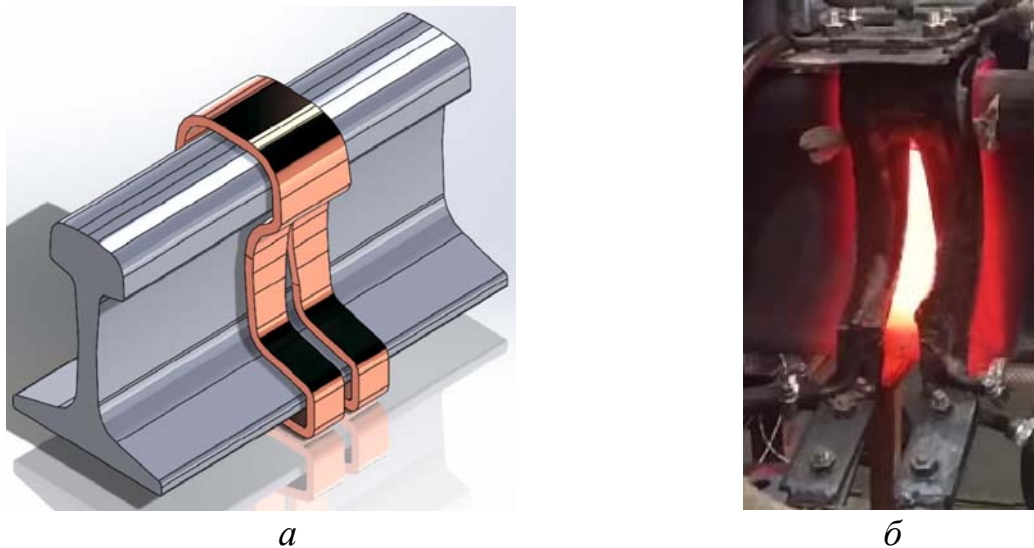


Рис. 13. Розроблена конструкція частково розщепленого індуктора – *а* і процес об'ємної ТО індуктором зварного з'єднання залізничної рейки типу Р65 – *б*.

Запропонований режим нагрівання та витримки забезпечує нагрівання головки до температури магнітних перетворень з середньою швидкістю  $6,5 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$  за 120 с, шийки –  $8,6 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ , підшви –  $11,2 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ . При досягненні точки магнітних перетворень середня швидкість нагрівання зменшилася відповідно до 3,9, 2,4 і  $2,7 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ . Температура в кінцевій стадії витримки нагрівання досягла  $880\dots 890 \text{ }^\circ\text{C}$ . Загальний час нагрівання 200 с.

Час перебування металу шву вище температури магнітних перетворень становив 70 с. Середня температура по закінченню процесу нагрівання рейки склала  $864 \text{ }^\circ\text{C}$ . Перепад між поверхнею кочення головки рейки та шару на глибині 25 мм склав  $34 \text{ }^\circ\text{C}$ . Середній перепад температур у поперечному перерізі рейки після закінчення стадії витримки становив  $68 \text{ }^\circ\text{C}$ . Ці значення показують ефективність розробленої конструкції індуктора щодо отримання рівномірного температурного поля у поперечному та повздовжньому перерізі зварного з'єднання рейки типу Р65.

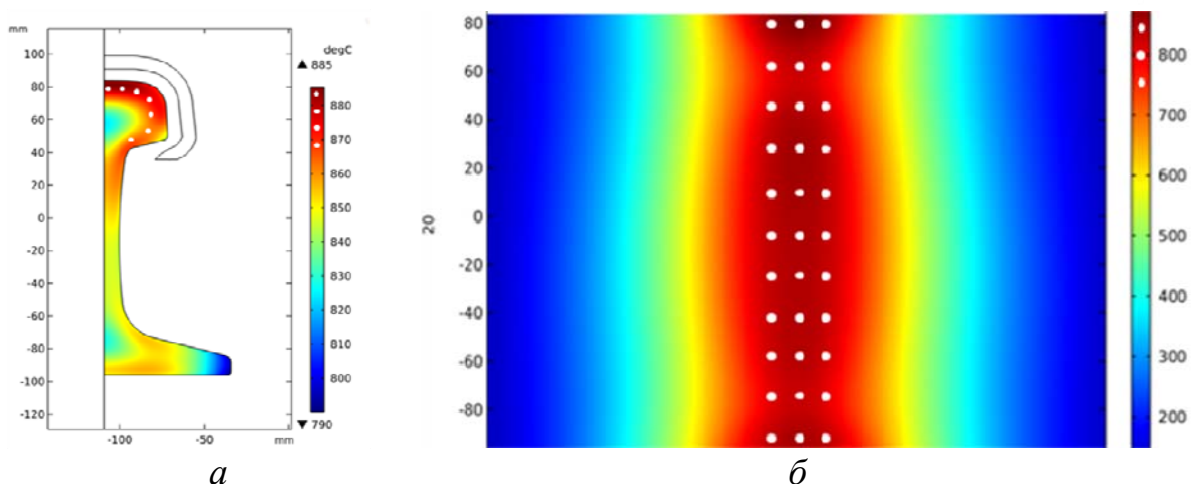


Рис. 14. Розрахункове температурне поле зварного з'єднання рейки типу Р65: *а* – у поперечному перерізі по центру індуктора; *б* – у повздовжньому перерізі

Режими процесу індукційної ТО зварного з'єднання рейки відпрацьовувалися при проведенні натурних досліджень, які відрізнялися швидкістю охолодження. На рис. 15 наведені криві зміни в часі температур на поверхні кочення рейки і на глибині 5, 10 і 25 мм, де були встановлені термопари. Так, швидкість охолодження ме-

талу на глибині 5 мм від поверхні кочення в інтервалі температур 800...500 °С становила 5,3 °С/с в режимі 1 (рис. 14, *a*) і 8,1 °С/с в режимі 2. Після закінчення примусового охолодження (через 200 с) температура на поверхні кочення знизилася до 370 °С в режимі 1 та 350 °С в режимі 2.

Металографічні дослідження структури металу зварних з'єднань після індукційної ТО за режимом 1 охолодження показали, що бал зерна збільшився в головці рейки в порівнянні із зварними з'єднаннями після зварювання. Зокрема, по лінії з'єднання він збільшився з 2-3 до 7-9, в зоні на відстані 5 мм від лінії з'єднання – з 4-5 до 7-9. У зоні знеміцнення, яка після індукційної ТО змістилась на відстань близько 28 мм від лінії з'єднання, бал зерна збільшився з 6-7 до 9-10. Дослідження мікроструктури металу в головці на глибині 5 мм від поверхні кочення зварних з'єднань показало, що лінія з'єднання складається з сорбіту та доевтектоїдного фериту, в інших зонах спостерігається сорбітна структура. У зоні знеміцнення структура металу дрібнодисперсна. У зварних з'єднаннях після індукційної ТО з охолодженням за режимом 2 бал зерна по лінії з'єднання на глибині 5 мм збільшився до 10, в зоні знеміцнення – до 10-11. Мікроструктура металу зварних з'єднань в головці на глибині 5 мм після індукційної ТО являє собою сорбітну структуру з вузькими окантовками фериту по межах зерна, в інших зонах спостерігається сорбітна структура. ЗТВ після індукційної ТО становила 58...60 мм для обох режимів гартування на глибині 5 мм від поверхні кочення головки.

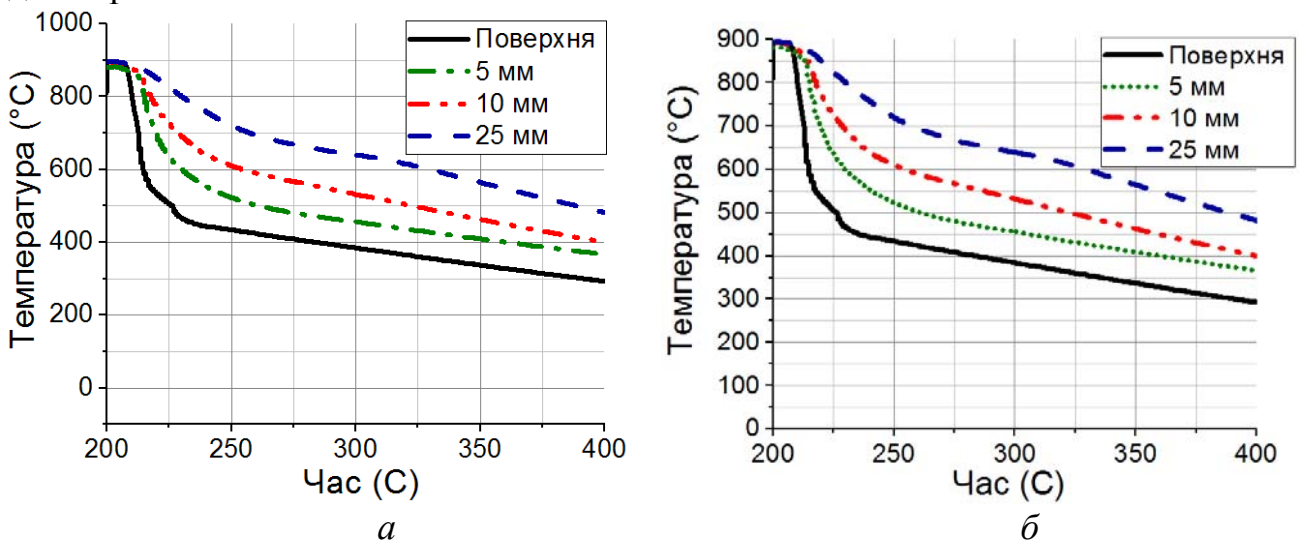


Рис. 15. Зміна температури в зоні зварного з'єднання головки рейки в процесі гартування режим 1 – *a*, режим 2 – *б*.

Розподіл твердості металу по ширині ЗТВ має зони пониженої твердості. Це знеуглецьована смуга по лінії з'єднання та зони знеміцнення по обидва боки від неї. Після індукційної ТО зварних з'єднань рейок у зонах знеміцнення після зварювання відбулося підвищення твердості до основного металу рейки, але з'явилися нові зони знеміцнення, які знаходяться на відстані 28...30 мм від лінії з'єднання. Після індукційної ТО зона знеміцнення зміщується у бік від лінії з'єднання на цю відстань. Після зварювання твердість в області лінії з'єднання знаходиться на рівні 29 HRC, після індукційної ТО (режими 1 і 2) твердість в даній області підвищилася до 31 HRC (рис. 16). Твердість в зонах знеміцнення після зварювання склала 25 HRC. Після індукційної ТО зварних з'єднань в утворених зонах знеміцнення твердість знаходилась на рівні 28 та 30 HRC відповідно режимам 1 і 2. У зоні від лінії

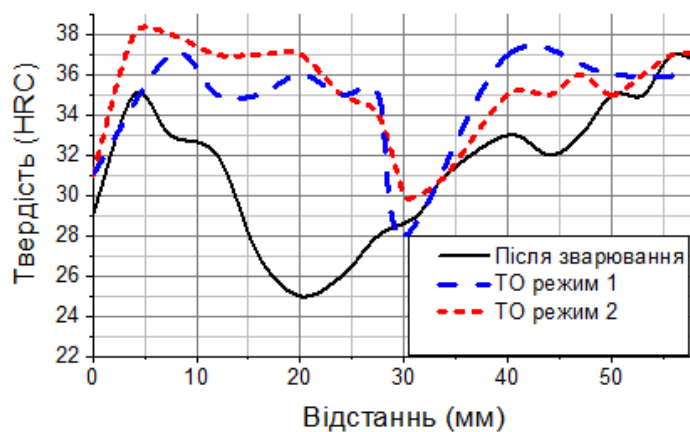


Рис. 16. Розподіл твердості металу по ширині ЗТВ після зварювання та після індукційної ТО в головці рейки на глибині 5 мм від поверхні кочення.

збільшення швидкості охолодження на стадії гартування сприяло підвищенню твердості в головці по ширині ЗТВ від лінії з'єднання до зони знеміцнення (рис. 17). Так, при застосуванні режиму 1 відхилення твердості в зоні лінії сплавлення на глибині 5 мм від поверхні кочення головки знизилося до 14% в порівнянні з 20% після зварювання, в режимі 2 відхилення зменшилося до 12%. В зоні знеміцнення в режимі 1 відхилення твердості знизилося до 23% в порівнянні з 31% після зварювання, в режимі 2 відхилення зменшилося до 17%.

Проведені механічні випробування на статичний вигин зразків зварних стиків рейки Р65 після індукційної ТО (табл. 4) показали, що міцнісні й пластичні властивості зварних з'єднань відповідають вимогам ТУ У 27.1-40081293-002:2016. Застосування ТО дозволило підвищити показники стріли вигину зварного з'єднання термозміцнених рейок типу Р65 без його руйнування.

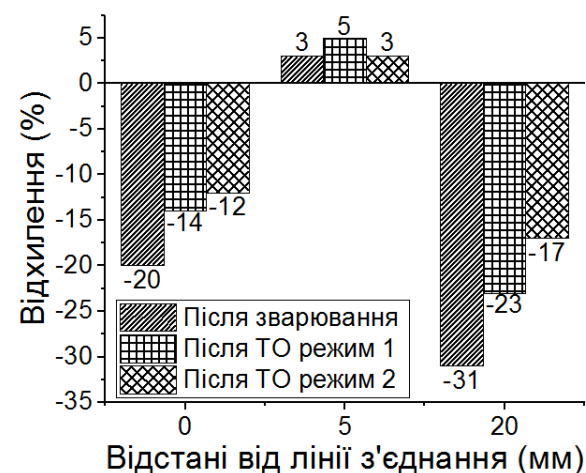


Рис. 17. Відхилення твердості HRC по ширині ЗТВ зварного з'єднання головки рейки Р65, від твердості основного металу.

міцнених залізничних рейок типу Р65 із високовуглецевої рейкової сталі марки К76Ф, а саме швидкість нагрівання до 880...900 °С – 7 °С/с, час витримки при цій температурі 70 с, швидкість охолодження до температур 430...370 °С – 8...12 °С/с, при яких зменшується відхилення твердості в зоні зварного з'єднання від рівня ос-

з'єднання до зони знеміцнення твердість металу підвищилася в середньому відповідно до HRC 35 та 36. Дослідження розподілу твердості металу ЗТВ по глибині головки при різних умовах охолодження поверхні кочення показали, що метал головки рейки на глибинах 5 мм та 25 мм має твердість HRC 37 до 28 і HRC 38 до 32 відповідно при режимах 1 і 2.

Аналіз показників відхилення твердості металу по ширині зварного з'єднання залізничної рейки від твердості основного металу показав, що застосування режиму індукційної ТО та

збільшення швидкості охолодження на стадії гартування сприяло підвищенню твердості в головці по ширині ЗТВ від лінії з'єднання до зони знеміцнення (рис. 17). Так, при застосуванні режиму 1 відхилення твердості в зоні лінії сплавлення на глибині 5 мм від поверхні кочення головки знизилося до 14% в порівнянні з 20% після зварювання, в режимі 2 відхилення зменшилося до 12%. В зоні знеміцнення в режимі 1 відхилення твердості знизилося до 23% в порівнянні з 31% після зварювання, в режимі 2 відхилення зменшилося до 17%.

Проведені механічні випробування на статичний вигин зразків зварних стиків рейки Р65 після індукційної ТО (табл. 4) показали, що міцнісні й пластичні властивості зварних з'єднань відповідають вимогам ТУ У 27.1-40081293-002:2016. Застосування ТО дозволило підвищити показники стріли вигину зварного з'єднання термозміцнених рейок типу Р65 без його руйнування.

Технологічна ефективність застосування процесу індукційної ТО зварних з'єднань рейки Р65 була підтверджена при дослідженні мікроструктур та механічних властивостей металу шву. Встановлено, що застосування процесу індукційної ТО у зоні зварного з'єднання рейки дозволяє підвищити структурну однорідність металу шву та зони ЗТВ, підвищити якість металу шляхом наближення його структури і властивостей до основного металу рейки. За результатами проведених досліджень були визначені технологічні параметри рекомендованого режиму індукційної ТО зварних з'єднань термоз-

Таблиця 4  
**Результати механічних випробувань  
 зварних з'єднань термозміцнених ре-  
 йок після індукційної ТО**

Руйнівне зусилля, кН	Стріла вигину, мм
$\frac{2200 - 2270}{2240}$	$\frac{45 - 49}{47}$

новного металу рейки без утворення гартівних структур. У зоні зварного з'єднання відмічається подрібнення структури сорбіту до 11 балу, твердість металу по ширині зони термічного впливу перевищила твердість основного металу в головці рейок, зменшилося відхилення твердості від рівня основного

металу у зварному з'єднанні до 12 і 17% відповідно для зони лінії з'єднання та зони знеміцнення.

## ВИСНОВКИ

1. Вперше запропонована комплексна методика, яка включає в себе фізичне та математичне моделювання процесу індукційної термічної обробки зварного з'єднання із застосуванням модельних зразків, що забезпечує визначення найбільш сприятливих технологічних параметрів процесу індукційної термічної обробки зварних з'єднань високовуглецевих рейкових сталей К76Ф, виконаних контактним стиковим зварюванням.

2. Встановлено, що зменшення вмісту вуглецю у металі зварного з'єднання залізничної рейки зі сталі К76Ф до 0,71% зміщує температуру початку  $A_{c1}$  та кінця  $A_{c3}$  структурного перетворення, в порівнянні з основним металом рейки, на стадії нагріву в бік більш високих температур з 735 і 760 °С до 739 і 790 °С відповідно, а початок та закінчення перлітного перетворення  $A_{r3}$  і  $A_{r1}$  на стадії охолодження з 620 і 550 °С до 650 і 600 °С відповідно.

3 Встановлено, що при термічній обробці контактним стиковим зварюванням рейкової сталі К76Ф критичні швидкості охолодження металу шву, при яких спостерігається формування мартенситної структури при охолодженні за експонентним законом складають за усередненим значенням 16 °С/с в інтервалі температур 800...500 °С та 10 °С/с при охолодженні за лінійним законом. Охолодження за експонентним законом дозволяє отримати більш дисперсну структуру металу зварних з'єднань.

4. Встановлено кінетику фазових перетворень та побудовано термокінетичну діаграму при безперервному охолодженні контактним стиковим зварюванням високовуглецевої рейкової сталі К76Ф мікролегованої ванадієм при її термічній обробці.

5. Встановлено, що підвищення швидкості охолодження зварного з'єднання рейкової сталі К76Ф призводить до зміни об'ємної частки і розмірів карбідної фази у перліті. Зростання швидкості з 8,2 до 14,3 °С/с призводить до підвищення долі карбідів з 24,3 до 29,8%, а їх середній розмір зменшується з 0,19 до 0,17 мкм. При низьких швидкостях охолодження виявляється характерна зерниста структура перліту, яка при збільшенні швидкості частково перетворюється на глобулярну та пластинчасту структуру, що супроводжується підвищенням механічних властивостей металу в зоні зварного з'єднання.

6. Встановлено, що при швидкості охолодження в межах 8...12 °С/с у зоні зварного з'єднання підвищується загальне значення мікротвердості до рівня HV0,01 3500-3700 МПа, що відповідає регламентованим нормам технічних стандартів для

контактно стикового зварного з'єднання термозміцнених рейок. При збільшенні швидкості вище 16 °C/с мікротвердість досягає значень HV0,01 5400 МПа, що перевищує регламентовані технічними стандартами припустимі значення.

7. За результатами фізичного моделювання індукційної термічної обробки визначені найбільш сприятливі технологічні режими процесу, а саме середня швидкість нагріву 7 °C, температура нагріву 880...900 °C, час витримки 70 с, швидкість охолодження в межах 8...12 °C/с. За таких умов в зварних з'єднаннях не спостерігається утворення гартівних структур, а відхилення твердості металу в термічно обробленій зоні зварного з'єднання менше за 15% від рівня твердості основного металу рейки.

8. Розроблена тривимірна математична модель системи «індуктор – рейка» з урахуванням закономірностей розповсюдження електромагнітних і теплових полів та нелінійної зміни фізичних характеристик рейкової сталі від температури. За результатами математичного моделювання та експериментальних досліджень визначені геометрична форма та відстань від індуктора до виробу на різних ділянках по периметру рейки, які забезпечують рівномірне об'ємне нагрівання зварних з'єднань термічно зміцнених залізничних рейок типу Р65 та малий рівень генерації реактивної потужності, яка потребує компенсації. Температурний градієнт між поверхнею кочення на головці рейки та шаром на глибині 25 мм складає 36 °C.

9. Запропоновані технологічні режими індукційної термічної обробки контактно стикових зварних з'єднань термічно зміцнених рейок типу Р65 із високовуглецевої рейкової сталі К76Ф дозволяють зменшити рівень відхилення твердості від твердості основного металу рейки в області лінії сплавлення з 10% до 5% та зонах знеміцнення з 21% до 15%, отримати більш рівномірну по перетину рейки структуру металу зварного з'єднання без утворення небажаних гартівних структур, підвищити бал зерна і зносостійкість металу.

### **СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ РОБІТ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ**

1. Prokof'iev O., Gubatyuk R., Rymar S., Sydorets V., Kostin V. Inductor for Uniform Bulk Heat Treatment of Welded Butt Joints of Railway Rails. *Solid State Phenomena*. 2020. Vol. 313. P. 72-81. DOI:[https://doi: 10.4028/www.scientific.net/ ssp.313.72](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/ssp.313.72) [Scopus]

2. Hubatyuk R.S., Rymar S.V., Kostin V.A., Prokof'iev O.S., Didkovskyi O.V., Antipin Y.V. The simulation of the process of heat treatment of welded joints of high-strength railway rails. *AIP Conference Proceedings*. American Institute of Physics, USA. 2021. Vol. 2402. P. 070026-1-070026-7. DOI:[https://doi: 10.1063/5.0071364](https://doi.org/10.1063/5.0071364) [Scopus]

3. Пантелеймонов Е.А., Губатюк Р.С. Индукционное устройство для термической обработки сварных стыков железнодорожных рельсов. *Автоматическая сварка*. 2016. № 10. С. 44-46.

4. Губатюк Р.С. Термическая обработка сварных соединений высокопрочных железнодорожных рельсов (Обзор). *Автоматическая сварка*. 2019. № 2. С. 51-58. DOI:[https://doi: 10.15407/as2019.02.07](https://doi.org/10.15407/as2019.02.07)

5. Прокоф'єв О.С., Губатюк Р.С., Письменний О.С., Римар С.В., Пантелеймонов Є.О. Розробка індукторів для об'ємної та поверхневої термічної обробки



зварних стиків залізничних рейок. *Автоматичне зварювання*. 2020. № 5. С. 45-52. DOI:[https://doi: 10.37434/as2020.05.07](https://doi.org/10.37434/as2020.05.07)

6. Губатюк Р.С. Римар С.В., Прокоф'єв О.С., Костін В.А., Дідковський О.В., Мужиченко О.Ф. Моделювання електромагнітних та теплових полів у процесі індукційного нагріву на малих зразках із наявністю зварного з'єднання висококоміцних залізничних рейок. *Автоматичне зварювання*. 2021. № 1. С. 44-49. DOI:[https://doi: 10.37434/as2021.01.08](https://doi.org/10.37434/as2021.01.08)

7. Губатюк Р.С. Римар С.В., Прокоф'єв О.С., Костін В.А., Дідковський О.В., Антіпін Є.В. Моделювання процесу індукційної термічної обробки зварних з'єднань з рейкових висококоміцних сталей залізничних рейок. *Автоматичне зварювання*. 2021. № 9. С. 43-54. DOI:[https://doi: 10.37434/as2021.09.07](https://doi.org/10.37434/as2021.09.07)

8. Індукційна установка для термічної обробки зварних стиків рейок: пат. 75027 Україна: МПК (2006.01) C21D 1/42. № u201202324; заявл. 27.02.2012; опубл. 26.11.2012, Бюл. № 22. 3 с.

9. Індукційний пристрій для термічної обробки зварених стиків залізничних рейок: пат. 116086 Україна: МПК (2006.01) C21D 1/10, (2006.01) C21D 9/04. № u201611055; заявл. 03.11.2016; опубл. 10.05.2017, Бюл. № 9. 4 с.

10. Спосіб фізичного модулювання процесу високочастотної термічної обробки металевого зразка: пат. 123711 Україна: МПК C21D 1/10 (2006.01), G01N 33/20 (2019.01), G01N 33/207 (2019.01), G01N 1/28 (2006.01), G01N 1/44 (2006.01). № a201902347; заявл. 11.03.2019; опубл. 19.05.2021, Бюл. № 20. 5 с.

11. Письменный А.С., Прокофьев А. С., Письменный А.А., Губатюк Р.С. Создание расчетной модели процесса индукционной термической обработки сварных стыков железнодорожных рельсов // Материалы VII научно-технической конференции молодых ученых и специалистов «Сварка и родственные технологии» 22-24 мая 2013 г. ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, 2013 г. с. 54.

12. Письменный А.С., Прокофьев А.С., Письменный А.А., Губатюк Р.С. Исследование и разработка экспериментальной технологии и оборудования для термической обработки сварных швов железнодорожных рельсов // Сварка и родственные технологии – настоящее и будущее : Тез. стенд. докл. Ин-т электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины (г. Киев, Украина, 25-26 ноября 2013 г.). Киев, 2013. С. 93.

13. Пантелеймонов Е.А., Губатюк Р.С., Рымар С.В., Прокофьев А.С. Термическая обработка сварных стыков железнодорожных рельсов // Міжнародна конференція «Зварювання та споріднені технології – сьогодні і майбутнє»: Тези стенд. доп. Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України (м. Київ, Україна, 5-6 грудня 2018 р.): Міжнародна Асоціація «Зварювання». Київ, 2018 р. С. 45-46.

## АНОТАЦІЯ

**Губатюк Р.С. Технологія і обладнання для індукційної термічної обробки зварних з'єднань термозміцнених залізничних рейок з високовуглецевих сталей.** – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук за спеціальністю 05.03.06 «Зварювання та споріднені процеси і технології». Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ, 2022.

Вирішена задача підвищення структурної однорідності металу контактних стикових зварних з'єднань термозміцнених залізничних рейок із високовуглецевих рей-

кових сталей за рахунок удосконалення технології та режимів керованої індукційної термічної обробки і наближення механічних властивостей зварного з'єднання до основного металу рейки та підвищення його зносостійкості. Розроблена універсальна комплексна методика визначення найбільш сприятливих режимів індукційної термічної обробки зварних з'єднань залізничних рейок, яка ґрунтується на математичному і фізичному моделюванні електромагнітних, теплових і структурно-фазових процесів із покращенням їх властивостей з підвищенням структурної однорідності металу без утворення гартівних структур з більш рівномірним розподілом твердості. Встановлено кінетику фазових перетворень контактної стикового зварного з'єднання рейкової сталі К76Ф при її термічній обробці та побудовано термокінетичну діаграму перетворення. Розроблена тривимірною математичною моделлю індукційної системи «індуктор – рейка» з урахуванням закономірностей розповсюдження електромагнітних і теплових полів та нелінійних фізичних характеристик сталі рейки, на основі якої створена оригінальна конструкція індуктора, яка забезпечує рівномірне по периметру об'ємне нагрівання зварних з'єднань залізничних рейок типу Р65.

**Ключові слова:** індукційний нагрів, термічна обробка, рейкова сталь, зварне з'єднання, фізичне моделювання, математичне моделювання, структурно-фазовий склад металу.

#### ABSTRACT

**Hubatyuk R.S. Technology and equipment for induction heat treatment of welded joints of heat-strengthened railway rails made of high-carbon steels. – Manuscript.**

The thesis for the scientific degree of candidate of technical sciences on the specialty 05.03.06 "Welding and related processes and technologies" – E.O. Paton Electric Welding Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, 2022

The thesis solves the scientific and technical problem of increasing the structural homogeneity of the metal of contact butt welded joints of heat-strengthened railway rails made of high-carbon rail steels by improving the technology and regimes of controlled induction heat treatment and bringing the mechanical properties of the welded joint closer to the base metal of the rail and increasing its wear resistance in operating conditions.

A universal complex methodology has been developed, which is based on mathematical and physical modeling of electromagnetic, thermal and structural-phase processes using welded model samples of small geometric shapes, with a transition based on the theory of similarity to welded joints of real rails and allows determining the most favorable modes of induction thermal processing of welded joints of various types of railway rails with the provision of the necessary complex of improving their properties.

The kinetics of phase transformations were established and a thermokinetic diagram was constructed during cooling of a butt-welded joint of high-carbon rail steel K76F microalloyed with vanadium during its heat treatment. It was found that the reduced carbon content in the welded joint of this steel at the stage of its heating and cooling shifts the beginning and end of structural transformations towards higher temperatures. It was established that in the process of the thermal cycle of the induction heat treatment of the welded joint of K76F steel, the critical cooling rates of the weld metal at which the martensitic structure is formed are, on average, 16 °C/s in the temperature range of 800...500 °C when cooled according to the exponential law and 10 °C/s when cooled according to the linear law. Cooling according to the exponential law makes it possible to obtain a more dispersed

structure of the metal. It was established that an increase in the cooling rate of the welded joint leads to a change in the volume fraction and dimensions of the carbide phase in pearlite. At low cooling rates, a characteristic granular structure of pearlite is revealed, which partially transforms into a globular and lamellar structure at an increased rate, which increases the mechanical properties of the metal in the zone of the welded joint. According to the results of mechanical studies, it was found that at a cooling rate of 8...12 °C/s in the zone of the welded joint, the overall value of microhardness increases to the level of HV0,01 3500-3700 MPa, which corresponds to the regulated norms of technical standards for contact welded connection of heat-strengthened rails. When the speed is increased above 16 °C/s, the microhardness reaches the values of HV0,01 5400 MPa, which already exceeds the regulated limit. According to the results of physical modeling of induction maintenance, the most favorable technological modes of the process were established, namely, an average metal heating rate of 7 °C/s to temperatures of 880...900 °C, holding time at these temperatures of 70 s, and a cooling rate within 8...12 °C /s up to temperatures of 430...370 °C, at which the formation of hardening structures does not occur and the deviation of the hardness of the metal in the heat-treated zone of the welded joint from the hardness level of the base metal of the rail decreases to 15%.

The developed three-dimensional mathematical model of the induction system "inductor - rail" taking into account the laws of propagation of electromagnetic and thermal fields and non-linear physical characteristics of the steel rail, made it possible to create an original design of the inductor and provides uniform volumetric heating of the welded joints of thermally strengthened railway rails of the P65 type, a relatively small heating width and a small level of reactive power generation that needs compensation.

The technological modes of induction heat treatment of contact butt welded joints of heat-strengthened rails of type R65 made of high-carbon rail steel K76F proposed in the dissertation do not lead to the complete disappearance of characteristic zones with reduced hardness along the fusion line and weakening zones, but allow to reduce their size and level of deviation hardness from the hardness of the base metal of the rail, to obtain a more uniform structure of the metal of the welded joint with the absence of unwanted hardening structures, to increase the grain score and wear resistance of the metal.

**Key words:** induction heating, heat treatment, rail steel, welded joint, physical modeling, mathematical modeling, structural and phase composition of metal.