НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона

Кваліфікаційна наукова
праця на правах рукопису

Губатюк Руслан Сергійович

УДК 621.791.9; 621.785.545

ДИСЕРТАЦІЯ

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

Спеціальність 05.03.06– "Зварювання та споріднені процеси і технології"
Галузь знань 13 – Механічна інженерія

Подається на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей, результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело
Р.С. Губатюк

Науковий керівник**:** **Римар Сергій Володимирович**
доктор технічних наук,
провідний науковий співробітник

Київ – 2022

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.

Дисертаційна робота присвячена вирішенню науково-технічної задачі підвищення структурної однорідності металу контактно стикових зварних з'єднань термозміцнених залізничних рейок із високовуглецевих рейкових 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 в умовах експлуатації.

В роботі розглянуто структурні особливості сформованого зварного з’єднання високоміцних рейкових сталей після контактно стикового зварювання. Проведено огляд по сучасним рейковим сталям, по хімічному складу та способам їх термічного зміцнення. Проведено аналіз існуючих технологій покращення структури та властивостей зварних з’єднань залізничних рейок.

Розглянуто особливості структури та фазового складу сучасних високоміцних рейкових сталей та їх механічні властивості. Розглянуто основні фактори, що впливають на формування дефектів в зварних з’єднаннях високовуглецевих залізничних рейок при термічній обробці. Проаналізовані існуючі технології термічної обробки зварних з’єднань рейок та визначено ряд проблем, які не дозволяють в повній мірі забезпечення необхідної експлуатаційної надійності зварних з’єднань високоміцних залізничних рейок, що обумовлює доцільність проведення досліджень процесу термічної обробки.

В дисертаційній роботі розроблено універсальну комплексну методику, яка 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 і дозволяє визначити найбільш сприятливі режими індукційної термічної обробки зварних з’єднань різних типів залізничних рейок із забезпеченням необхідного комплексу покращення їх властивостей

Встановлено кінетику фазових перетворень та побудовано термокінетичну діаграму при охолодженні контактно стикового зварного з’єднання високовуглецевої рейкової сталі К76Ф мікролегованої ванадієм при її термічній обробці. Виявлено, що зменшений вміст вуглецю у зварному з'єднанні цієї сталі на стадії її нагрівання і охолодження зміщує в бік більш високих температур початок та закінчення структурних перетворень. Встановлено, що в процесі термічного циклу індукційної термічної обробки зварного з’єднання 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 охолоджені за експонентним законом та 10 °С/с при охолоджені за лінійним законом. Охолодження за експонентним законом дозволяє отримати більш дисперсну структуру металу. Встановлено, що підвищення швидкості охолодження зварного з'єднання призводить до зміни об’ємної частки і розмірів карбідної фази у перліті. При низьких швидкостях охолодження виявляється характерна зерниста структура перліту, яка при збільшені швидкості частково перетворюється на глобулярну та пластинчату структуру, що підвищує механічні властивості металу в зоні зварного з'єднання. За результатами механічних досліджень 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 збільшені швидкості вище 16 °С/с мікротвердість досягає значень HV0,01 5400 МПа, що вже виходить за регламентовану межу. За результатами фізичного моделювання індукційної ТО встановлено найбільш сприятливі технологічні режими процесу, а саме середньої швидкості нагрівання металу 7 °С/с до температур 880…900 °С, часу витримки при цих температурах 70 с, та швидкості охолодження в межах 8…12 °С/с до температур 430…370 °С при яких не відбувається утворення гартівних структур та зменшується відхилення

твердості металу в термічно обробленій зоні зварного з'єднання від рівня твердості основного металу рейки до 15%.

Розроблена тривимірна математична модель індукційної системи «індуктор – рейка» з урахуванням закономірностей розповсюдження електромагнітних і теплових полів та нелінійних фізичних характеристик сталі рейки, дозволила створити оригінальну конструкцію індуктора і забезпечує рівномірне по периметру об’ємне нагрівання зварних з’єднань термічно зміцнених залізничних рейок типу Р65, відносно невелику ширину нагрівання та малий рівень генерації реактивної потужності, яка потребує компенсації.

Запропоновані в дисертаційній роботі технологічні режими індукційної термічної обробки контактно стикових зварних з'єднань термічно зміцнених рейок типу Р65 із високовуглецевої рейкової сталі К76Ф не призводить до повного зникнення характерних зон зі зниженою твердістю по лінії сплавлення та зон знеміцнення, але дозволяють зменшити їх розміри та рівень відхилення твердості до від твердості основного металу рейки, отримати більш рівномірну структуру металу зварного з'єднання з відсутністю небажаних гартівних структур, підвищити бал зерна і зносостійкість металу.

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

Список публікацій здобувача

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

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

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

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

5. Прокоф'єв О.С. Розробка індукторів для об'ємної та поверхневої термічної обробки зварних стиків залізничних рейок / О.С. Прокоф'єв, Р.С. Губатюк, О.С. Письменний, С.В. Римар, Є.О. Пантелеймонов. *Автоматичне зварювання*. 2020. № 5. С. 45-52. doi: 10.37434/as2020.05.07

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

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

8. Пат. на кор. модель UA 75027 U Україна, МПК (2006.01) C21D 1/42. Індукційна установка для термічної обробки зварних стиків рейок / О.С. Письменний, О.О. Письменний, О.С. Прокофєв, Р.В. Юхименко, Р.С. Губатюк. (Україна (UA)); ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України (UA). № u201202324; Заявл. 27.02.2012; Опубл. 26.11.2012, Бюл. № 22. 3 с.

9. Пат. на кор. модель UA 116086 U Україна, МПК (2006.01) C21D 1/10, (2006.01) C21D 9/04. Індукційний пристрій для термічної обробки зварених стиків залізничних рейок / О.С. Письменний, Є.О. Пантелеймонов, С.В. Римар, Р.С. Губатюк (Україна (UA)); ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України (UA). № u201611055; Заявл. 03.11.2016; Опубл. 10.05.2017, Бюл. № 9. 4 с.

10. Пат. України UA 123711 C2 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). Спосіб фізичного модулювання процесу високочастотної термічної обробки металевого зразка / М.М. Савицький, Р.С. Губатюк, С.В. Римар, О.М. Савицький, О.С. Прокоф'єв, В.А. Костін (Україна (UA)); ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України (UA). № a201902347; Заявл. 11.03.2019; Опубл. 19.05.2021, Бюл. № 20. 5 с.

11. Письменный А.С. Создание расчетной модели процесса индукционной термической обработки сварных стыков железнодорожных рельсов / А.С. Письменный, А.С. Прокофьев, А.А. Письменный, Р.С. Губатюк. 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, Совет научной молодежи ИЭС им. Е.О. Патона, 2013 г., с. 54.

12. Письменный А.С. Исследование и разработка экспериментальной технологии и оборудования для термической обработки сварных швов железнодорожных рельсов / А.С. Письменный, А.С. Прокофьев, А.А. Письменный, Р.С. Губатюк. 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. Термическая обработка сварных стыков железнодожных рельсов / Е.А. Пантелеймонов, Р.С. Губатюк, С.В. Рымар, А.С. Прокофьев. Міжнародна конференція «Зварювання та споріднені технології – сьогодення 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.

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 dissertation is devoted to solving 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 modes of controlled induction heat treatment and bringing the mechanical properties of the welded joint closer to the base metal of the rail and increasing it wear resistance in operating conditions.

The work examines the structural features of the formed welded joint of high-strength rail steels after butt welding. An overview of modern rail steels, chemical composition and methods of their thermal strengthening was conducted. An analysis of existing technologies for improving the structure and properties of welded joints of railway rails has been carried out.

Features of the structure and phase composition of modern high-strength rail steels and their mechanical properties are considered. The main factors affecting the formation of defects in welded joints of high-strength railway rails during heat treatment are considered. The existing technologies of heat treatment of welded rail joints are analyzed and a number of problems are identified that do not allow to fully ensure the necessary operational reliability of welded joints of high-strength railway rails, which determines the feasibility of conducting research on the heat treatment process.

In the dissertation, a universal complex methodology was 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 heat treatment 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 when the rate is increased, which increases the mechanical properties of the metal in the zone of the welded joint. According to the results of mechanical studies, it was established 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 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 level of the hardness 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 P65 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 uru metal of the welded joint with the absence of undesirable hardening structures, increase the grain score and wear resistance of the metal.

Key words: induction heating, heat treatment, rail steel, high-strength rails, structural-phase transformations, physcal modeling, mathematical modeling.

ЗМІСТ

ВСТУП……....13

РОЗДІЛ 1 Аналіз існуючих технологій термічної обробки зварних стиків залізничних рейок із високовуглецевих сталей

1.1 Характеристика сталей високоміцних залізничних рейок…….....20

1.2 Особливості формування структури металу та властивостей зварного з'єднання залізничних рейок…….....34

1.3 Аналіз дефектів зварного з'єднання залізничних рейок……....44

1.4 Способи покращення структури та властивостей зварних з'єднань залізничних рейок…….....49

1.5. Проблеми отримання рівномірних властивостей металу в зоні зварного з'єднання залізничних рейок……..….....59

1.6. Постановка задач та висновки до розділу 1.....64

РОЗДІЛ 2 Матеріали та методика досліджень процесу індукційної термічної обробки зварних з'єднань залізничних рейок

2.1. Методика фізичного моделювання процесу індукційної термічної обробки на модельних зразках…….....68

2.2. Властивості досліджуваного контактно стикового зварного з'єднання…….84

2.3. Методика дослідження кінетики розпаду аустеніту при безперервному охолодженні зварного з'єднання рейкової сталі…….....91

2.4. Лабораторне устаткування для фізичного моделювання процесу індукційної термічної обробки на модельних зразках…….....97

2.5. Лабораторне обладнання для індукційної термічної обробки зварних з'єднань залізничних рейок…….....106

Висновки до розділу 2……..…….....110

РОЗДІЛ 3 Методика математичного моделювання процесу індукційної термічної обробки на модельних зразках

3.1 Загальні положення комп'ютерного моделювання індукційної системи…….....111

3.2. Впливу параметрів системи «індуктор – виріб» на ефективність індукційного нагріву зони зварного з'єднання модельного зразку 135
3.3. Дослідження розповсюдження теплових полів при моделюванні процесу індукційної термічної обробки модельного зразку 139
3.4. Моделювання структурних перетворень при індукційній термічній обробці зварного з'єднання….....144
Висновки до розділу 3……...152
Розділ 4 Особливості формування структурно-фазового складу металу зварних з'єднань рейкових сталей при термічній обробці
4.1. Фізичне моделювання формування структури та властивостей зварного з'єднання рейкової сталі….....154
4.2 Дослідження теплового поля зварного з'єднання модельного зразка при фізичному моделюванні індукційної термічної обробки.....169
4.3 Дослідження структурних властивостей зварного з'єднання модельного зразка…….....180
4.4 Дослідження механічних властивостей зварного з'єднання модельного зразка.....194
Висновки до розділу 4……..200
РОЗДІЛ 5 Розробка обладнання та технологічних рекомендацій процесу індукційної термічної обробки зварних з'єднань термозміцнених залізничних рейок типу р65
5.1. Розробка індукційного обладнання для термічної обробки зварних з'єднань залізничних рейок.....203
5.2. Математичне моделювання дослідної конструкції розщепленого індуктору.....209
5.3. Експериментальне дослідження дослідної конструкції розробленого індуктора на ефективність нагрівання зварного з'єднання рейки Р65.....223
5.4. Відпрацювання режимів дослідної технології індукційної термічної обробки на зварних з'єднаннях високовуглецевих рейок Р65.....230

5.5. Дослідження технології індукційної термічної обробки на зварних з'єднаннях високовуглецевих рейок Р65.....232
Висновки по розділу 5.....248
Загальні висновки.....250
Список використаної літератури.....253
Додаток А……..……..272
Додаток Б.....281
Додаток В.....282

ВСТУП

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 пред'являються 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 підвищенню питомого навантаження на вісі колісних пар. Все це обумовлює зростаючі вимоги до рейок по твердості, контактно-втомній міцності, опору контактно-втомним дефектам і крихким руйнуванням.

За для 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 кисневоконверторний спосіб виплавки рейкової сталі кардинально змінили її зварюваність, знизивши однойменний 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 в 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 контактно-ударним впливам можуть утворюватися тріщини, сколення та викришування поверхневого шару металу.

До перспективних способів, що зменшують наслідки високотемпературного нагрівання в процесі контактно стикового 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 в розвитку технологій ТО зварних з'єднань термозміцнених залізничних рейок в 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 охолоджування 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 в процесі їх експлуатації.

Слід зазначити вагомий внесок у створення теорії індукційної термічної обробки і розробки обладнання для неї таких вчених як О.М. Шамов, О.Є. Слухоцький, С.Є. Рискін, В.О. Бодажков, В.М. Земзін, Р.З. Шрон, Ю.М. Лахтін, О.С. Письменний, Т.С. Скобло, A. Skyttebol, B. 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.) згідно постанови Бюро ВФТПМ НАН України від 06.11.12, прот. № 16, № реєстрації 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.) згідно постанови

Бюро ВФТПМ НАН України від 20.10.2015, прот. №16, № реєстрації 0115U006680; «Розробка способів забезпечення рівноміцності з'єднаннь 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.) згідно постанови Бюро ВФТПМ НАН України від 22.11.2016, прот. №16, № реєстрації 0117U001183; «Дослідження закономірностей полімоорфних перетворень і зміни теплофізичних параметрів в металі зварних з'єднаннь 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.) згідно постанови Бюро ВФТПМ НАН України від 30.10.2018, прот. №15, № реєстрації 0118U100478.

Мета і задачі досліджень.

Метою дисертаційної роботи є визначення впливу режимів індукційної ТО на стуктуроутворення та механічні властивості зварного з'єднання виконаного контактно 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 вирішувалися **наступні задачі**:

- розробити комплексний підхід фізичного та математичного моделювання для дослідження процесів індукційної ТО зварних з'єднань залізничних рейок із високовуглецевих рейкових сталей, яка 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 в зварному з'єднанні модельних зразків малих геометричних форм та визначити енергетичні та геометричні параметри системи «індуктор – виріб» та розробити індукційне обладнання для фізичного моделювання процесів ТО;

- встановити кінетику фазових перетворень при охолодженні контактно стикового зварного з’єднання рейкової сталі К76Ф при її ТО та побудувати термокінетичну діаграму перетворень;

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

- для контактно стикового зварного 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 трьохвимірного 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 по-

лів і 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 трьохточковим статичним вигином 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, яка 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 охолодженні стисненим повітрям до 370…430 °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 контактно 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 контактно стикового зварного з'єднання рейкової сталі К76Ф критичні швидкості охолодження металу шву при якому формується мартенситна струк-

тура складають за усередненим значенням 16 °С/с в інтервалі температур 800…500 °С при охолоджені за експонентним законом та 10 °С/с при охолоджені 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 контактно 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 температурах 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, яка має практичну цінність при визначені 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 та 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. В самостійній публікації автору належить: проведення літературного огляду з ТО зварних з'єднань залізничних рейок із високовуглецевих сталей [4]. В роботах опублікованих у співавторстві автор приймав участь: у розробці математичної моделі індукційного нагрівання [6, 7]; розробці принципів фізичного моделювання [10]; обробці та узагальнені 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 підготовці 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 та 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 науковових 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 сторінках і складається із вступу, 5 розділів, загальних висновків, списку використаної літератури. Обсяг основного тексту складає 154 сторінки машинописного тексту, містить 117 рисунків, 25 таблиць, список літератури із 189 найменувань на 20 сторінках та 3 додатків.

РОЗДІЛ 1

АНАЛІЗ ІСНУЮЧИХ ТЕХНОЛОГІЙ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ЗВАРНИХ СТИКІВ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК ІЗ ВИСОКОВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ

1.1 Характеристика сталей високовуглецевих залізничних рейок

Залізнична колія являє собою складну та коштовну споруду, яка забезпечує транспортне перевезення масивних вантажів та значної кількості пасажирів на великі відстані при високих швидкостях руху. В Україні ці вимоги також посилюються, оскільки за останні десятиріччя розвиток залізничного транспорту країни йде шляхом збільшення інтенсивності перевезень, вантажопідйомності, швидкості руху пасажирських поїздів і ставить ще більш жорсткі вимоги до безпеки руху поїздів, якості, надійності, експлуатаційної стійкості і міцності залізничних колій та впровадження сучасних технологій при їх будівництві. Вирішення цього питання ставить нові вимоги до основного елементу колій – залізничних рейок та їх безстикового з'єднання на всьому протязі шляху.

У всіх економічно розвинених країнах завжди актуальною залишається проблема експлуатаційної стійкості та надійності залізничного шляху. Пов'язано це з тим, що рейка є одночасно поверхнею кочення колеса рухомого складу, несучою опорою та напрямним елементом руху і в процесі експлуатації піддається дії сил згину і кручення, значних динамічних навантажень, близьких до ударних, високих контактних навантажень.

Безстиковий шлях зарекомендував себе надійною та ресурсозберігаючою конструкцією сучасних залізничних магістралей, що масово будується у всьому світі. В роботах [1, 2] стверджується, що до переваг безстикового шляху може бути віднесено: зменшення на 30…40% витрат на поточне утримання шляху; зниження на 8…10% основного питомого опору кочення колеса по рейці; підвищення безпеки руху поїздів та надійності конструкції; відмови безстикових рейкових плітей через контактно-втомні дефекти виникають в 1,8…2,0 рази рі-

дше, ніж рейок ланкового шляху. Термін служби і надійність безстикових колій залежить від довговічності елементів його конструкції, з яких одними із найбільш відповідальних елементів є рейки із зварними з'єднаннями. Аналіз умов експлуатації залізничних рейок та їх зварних з'єднань показує, що визначальним чинником, який характеризує їх надійність і довговічність є мінімальна чутливість до концентраторів напружень, на яку впливає якість сталі і її однорідний структурний стан [3]. До зварних з'єднань, в яких завжди присутня концентрація напружень, у зв'язку з наявністю неоднорідності структури сталі, пред'являються жорсткі вимоги щодо їх зменшення ще на етапі будівництва безстикового шляху, або його вимушеного ремонту, оскільки перевищення рівня концентрації допустимих напружень в умовах експлуатації рейок може призвести до їх руйнування і аварій з великими людськими і економічними втратами [4].

Кількість зварних стиків на залізничних коліях безперервно збільшується із зростанням їх протяжності, а також із збільшенням місць заміни ділянок рейкових плітей при їх ремонті. Дещо сповільнює цей процес перехід світових металургійних комбінатів на виробництво 100-метрових рейок замість 25-метрових. Але проблема залишається.

Сучасна рейка повинна витримувати високі навантаження від коліс рухомого складу в межах 30…35 тс та швидкості руху поїздів до 100…120 км/год, а на швидкісних ділянках до 250 км/год. Для того, щоб залізничні рейки відповідали своєму призначенню, а також для їх надійної роботи, рейки повинні мати ряд властивостей [4 – 7]: достатній запас міцності для протидії моментам інерції і опору, щоб напруження вигину і кручення, які виникають в процесі експлуатації, не спричиняли їх пошкодження і руйнування; бути довговічними, для чого рейкова сталь повинна мати високу твердість, зносостійкість і в'язкість; високу контактно-втомну витривалість; забезпечувати прямолінійність у вертикальній та горизонтальній площинах і залишатися у встановлених допусках за розмірами поперечного профілю; мінімізовані дефекти металургійного виробництва та неметалеві включення.

В країні відбувається поступовий перехід на укладання в залізничних коліях термозміцнених рейок нового покоління із високовуглецевих сталей. ПАТ

«Укрзалізниця» використовує для цього 25 метрові рейки типу Р65 (один метр погонний рейки важить 65 кг) зі сталі марки К76Ф, виготовлених ПрАТ МК «Азовсталь» (м. Маріуполь) за національним стандартом ДСТУ 4344-2004 по першій категорії якості. Також укладаються закордонні рейки типу UIC60 (один метр погонний має масу 60 кг) із високовуглецевої сталі марки 900А, легованої марганцем і рідше хромом (до 3%), а також мікролегованої ванадієм, ніобієм, титаном, молібденом, виготовленої за стандартом EN 13674-1. Поверхня кочення головки рейок термозміцнюється по всій довжині при її індукційному нагріві струмами високої частоти [5]. Довжина зварних плітей більшості залізниць становить приблизно 550…800 м.

Заводи-виробники рейок в процесі підвищення їх експлуатаційної надійності зберігають тенденцію по збільшенню вуглецю в рейкових сталях (табл. 1.1), розробляють нові системи легування та застосовують різні види ТО рейок для їх зміцнення.

Практичними дослідженнями підтверджено [8], що шляхом поєднання процесу легування сталі і процесу ТО можна отримати рейки високої надійності і міцності. При цьому технологія ТО є важливим технологічним процесом при виготовленні рейок для підвищення їх механічних властивостей і експлуатаційної стійкості. ТО рейок проводять з метою зміцнення сталі (загартування), зняття залишкових напружень (відпуск), видалення водню і запобігання утворенню флокенів (протифлокенова обробка), подрібнення зерна і покращення пластичних і в'язких властивостей металу (нормалізація, термоциклювання). Визначальним чинником підвищення механічних властивостей і відповідно експлуатаційної стійкості рейок виступає технологія ТО. Відомо [9], що експлуатаційна стійкість гарячекатаних рейок після термічного зміцнення збільшується в 1,4…1,5 рази.

Основною структурною складовою термічно зміцненої рейкової сталі після загартування є зерна тонкопластинчастого перліту (рис. 1.1) з ділянками виродженого перліту, який являє собою зерна фериту, що містять цементит різної форми [12]. Структурно-вільний ферит переважно представлений у вигляді сітки за межах колишніх аустенітних зерен, а також у вигляді окремих зерен.

Таблиця 1.1

Хімічний склад рейкових сталей [6, 7, 10, 11]

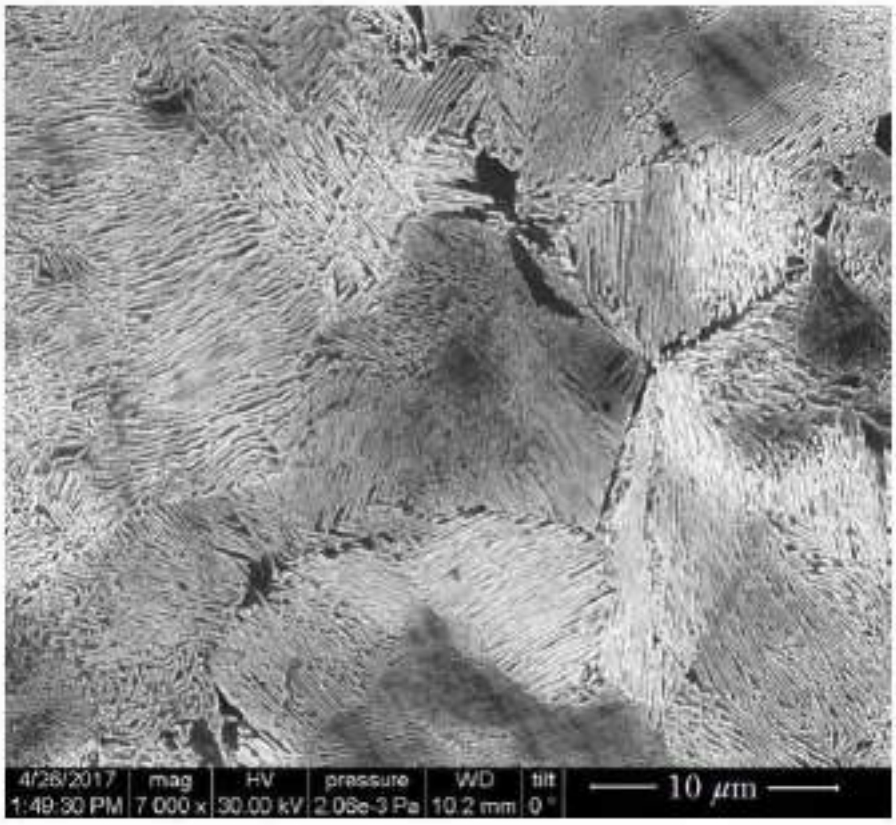
Марка сталі	Хімічний склад, мас %								
	C	Mn	Si	V	Ti	Cr	P	Al	S
К76Ф	0,72…0,82	0,80…1,32	0,25…0,45	0,05…0,07	–	–	0,035	0,015	0,015
76Ф	0,72…0,82	0,75…1,25	0,25…0,60	0,03…0,15	–	0,2–	0,025	0,020	0,020
DHH370	0,72…0,82	0,80…1,20	0,10…0,55	0,01	0,025	0,03…0,15	0,030	0,005	0,020
R350HT	0,72…0,82	0,15…0,60	0,10…0,58	0,03	–	0,15	0,030	0,004	0,020
900A	0,60…0,80	0,10…0,50	0,10…0,50	–	–	–	0,040		0,020
U75V	0,65…0,77	1,10…1,50	0,15…0,35	0,04…0,08	–	–	0,040		0,040

Товщина феритної сітки близька до 0,6 мкм. Розмір перлітних колоній становить 6 мкм, міжпластинчаста відстань 0,17 +/- 0,04 мкм. Встановлено [13], що міжпластинчаста відстань зерен перліту у вітчизняних рейкових сталях змінюється в загартованому шарі поверхні кочення рейки на глибину до 10 мм.

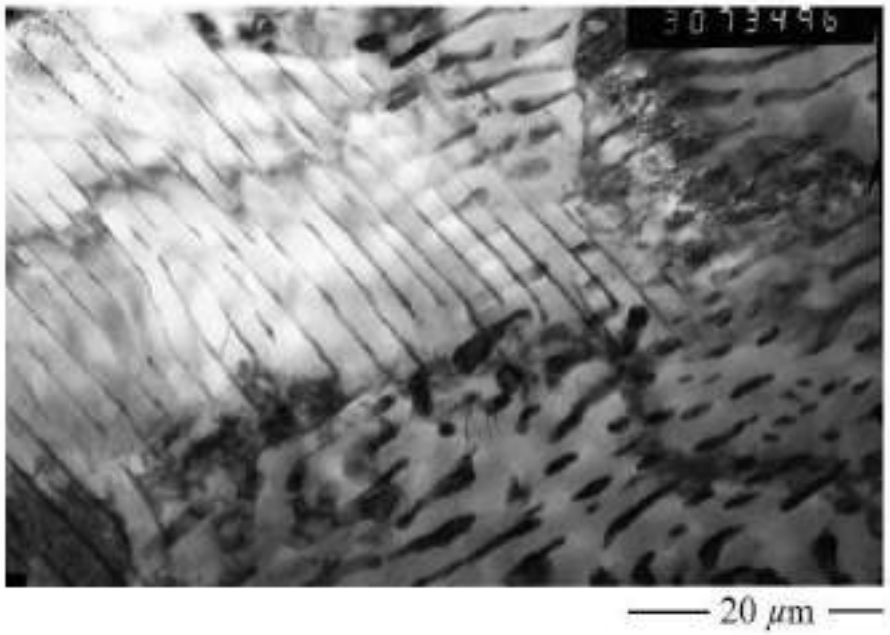
По мікроструктурі сучасних термічно зміцнених рейкових сталей показники міцності і пластичності визначаються перш за все міжпластинчастими відстанями в тонкопластинчастому перліті і регулюються швидкістю охолодження та близькі один до одного при загартуванні з прокатного або окремого нагріву.

Відомо, що пластинчастий перліт – евтектоїдна суміш фериту та цементиту, в якій обидві фази мають форму пластинок. Зазначається, що зі збільшенням переохолодження зростає кількість колоній перліту, а самі пластини стають тоншими. При цьому, чим дисперсніші структури пластинчастого перліту, тим вища міцність сталі і нижча критична температура її холодноламкості [14 – 15]. Дослідження рейкової сталі після її загартування показують [16, 17], що пластинчастий перліт в ній характеризується наявністю різноманітних недосконалостей: спостерігаються феритні містки (ділянки фериту, що розділяють пластину цементиту), пластини цементиту викривлені і не паралельні одна одній [18]. Аналіз результатів робіт [14 – 17] показує, що середня величина міжпластинчастої відстані структури перліту рейкових сталей після об'ємного загартування рейок змінюється в межах 80…132 нм і незначно збільшується при переході від шару, розташованого на глибині 2 мм, до шару, розташованого на глибині 10 мм. Відповідно до ГОСТ 8233-56, перлітна структура рейкової сталі відноситься до першого балу, характеризується як сорбітоподібна з типом структури троостит [13].

В залежності від виду ТО можна отримати різний розподіл зміцненого шару в поперечному перетині рейки. Об'ємна ТО дозволяє зміцнити метал по всьому профілю рейки. Поверхнева ТО створює умови для зміцнення металу на певну глибину і зазвичай використовується при ТО поверхні кочення головки рейки. Об’ємно-поверхнева, або диференційована ТО полягає у використанні



а



б

Рисунок 1.1 – Мікроструктура рейкової сталі: а – тонкопластичний перліт х7000; б – зерна фериту, що містять цементит різної форми х20000.

регульованого прокалювання сталі для отримання ефекту поверхневого зміцнення головки рейки на задану глибину і диференційованої міцності в інших елементах рейки [19] (рис. 1.2). При цьому застосовують різні охолоджуючі середовища – масло, воду, стиснене повітря, водо-повітряні суміші, полімери та інші для прискореного охолодження поверхні рейки після нагрівання.

Перелічені типи ТО застосовують провідні світові виробники рейок: Voestalpine, Австрія (сталь R350HT), NipponSteel, Японія (ВС-350Я, ВС-350ЛДТ), CorusBritshSteel, Великобританія (BS113A), PIETC, Китай (U75V), ПрАТ МК «Азовсталь», Україна (К76Ф), ВАТ Нижньотагільський металургійний комбінат, РФ (76Ф), Новокузнецький металургійний комбінат, РФ (К76Т). Високоміцні термооброблені рейки мають показники міцності металу (табл. 1.2) в 1,3…1,5 рази вищі за звичайні рейки, а пластичні властивості, згідно з нормативними показниками, залишаються на тому ж рівні [3].

Аналіз патентів по способам загартування рейок показує, що в більшості з них змінюються тільки технологічні параметри в просторі і часі, але сутність процесу, в результаті якого отримується високодисперсна структура перліту, при цьому не змінюється.

В роботах [20 – 23] сформульовані основні вимоги щодо структури рейкової сталі для найбільшого підвищення ресурсу залізничних рейок:

– структура головки рейки має бути однотипною і максимально однорідною на всій глибині дії контактного напруження з урахуванням допуску на знос;

– міжпластинчасті відстані в перліті мають бути мінімальними і не перевищувати 0,1 мкм;

– кількість карбідів у псевдоевтектоїді має бути максимальною;

– наявність зернограничного структурно вільного цементиту та бейніту в перлітній структурі є неприпустимою, а наявність зернограничного структурно

вільного фериту – небажаною;

– величина дійсного аустенітного зерна у структурі матриці має бути мінімальною і не перевищувати 20…60 мкм.

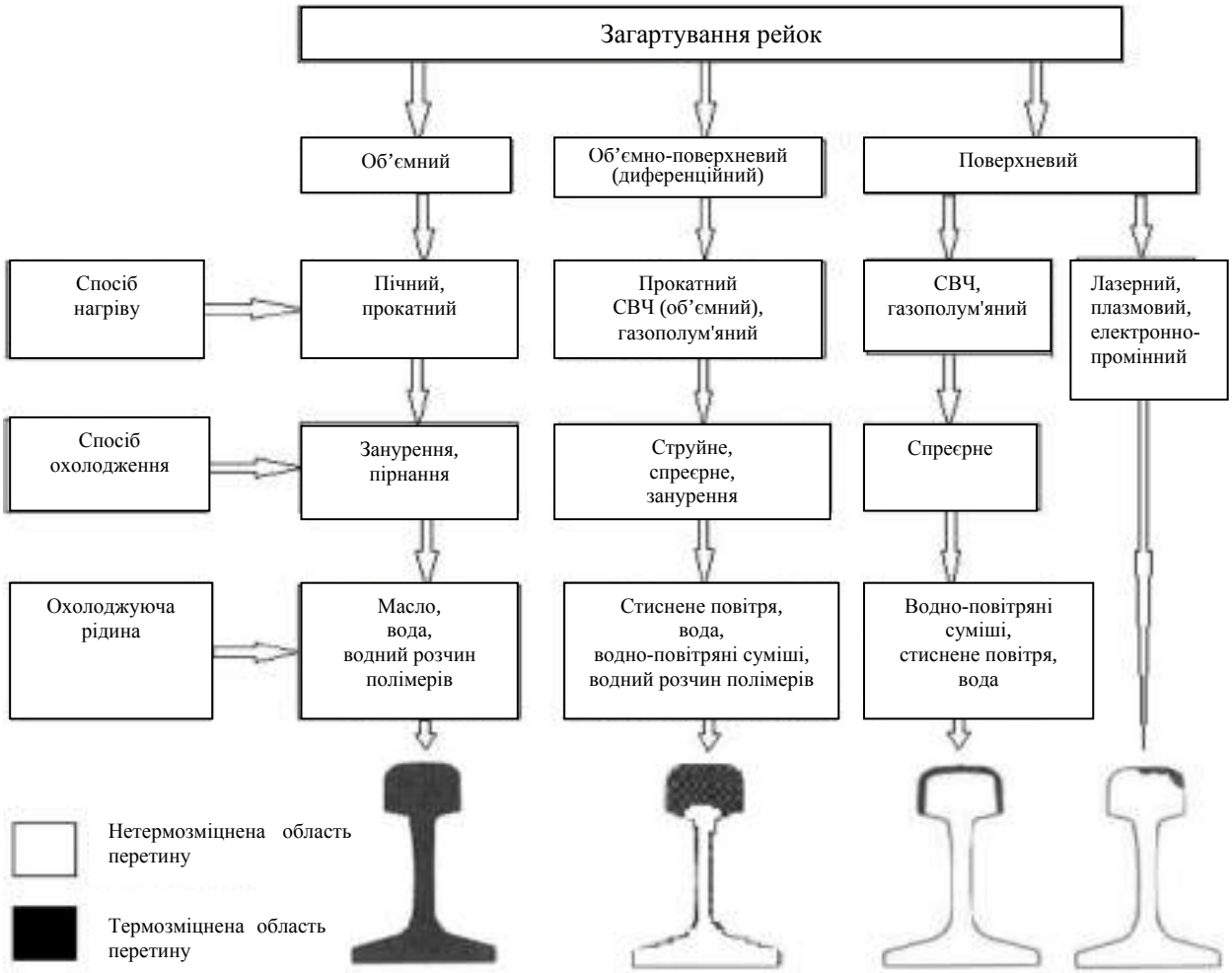


Рисунок 1.2 – Схеми реалізації різних видів загартування залізничних рейок [8, 24].

Таблиця 1.2

Механічні властивості рейок [6, 7, 8, 10]

Марка сталі	Тимчасовий опір **$\sigma_в$, МПа**	Межа текучості **$\sigma_{0,2}$, МПа**	Відносне подовження **δ, %**	Відносне звуження **Ψ, %**	Ударна в'язкість **KCU, Дж/см^2**	Твердість **НВ**
К76Ф	1196	800	8	25	25	341…388
76Ф	1180	800	8	25	25…29	352…405
DHH370	1294	860	15	34	24…26	362…400
R350HT	1175	840	9	–	15…21	370…409
900A	1180	800	10	25	25	341…401
U71Mn	980	510	10	0	–	280…320

Для забезпечення високої експлуатаційної стійкості рейок металургами був запропонований принцип однорідної і однотипної структури металу. Для забезпечення високої роботоздатності рейок структура металу повинна бути однорідною та однотипною по всій глибині ділянок де можливе утворення пошкоджень рейок (дефектів контактної втоми) [22 – 25]. Металурги намагаються підвищити міцність головки рейки на певну глибину і впроваджують диференційовані способи ТО рейок. Такий принцип структури металу рейки навіть для поширеного способу об'ємного гартування в маслі важко забезпечити, оскільки конструктивні особливості рейки вносять свої корективи. З позиції теорії опору матеріалів рейковий шлях можна представляти, як балки, що лежать на багатьох опорах. Двотавр відома форма балки, що добре працює на вигин і була покладена в основу поперечного профілю рейки. Оскільки поверхня катання рейки при згині працює не тільки на стиснення, але і на зношування, доцільно у верхній полиці двотавра зосередити більше матеріалу (із запасом на зношування), ніж у нижній. З економічних міркувань, з метою спрощення укладання рейок, пов'язано виникнення широкопідошвенної рейки сучасної конструкції, яка складається з трьох основних частин (рис. 1.3): головки (1), шийки (2) та підошви (3) [26]. Розподіл площі за профілем рейки дозволяє всебічно використовувати переваги двотавра, як балочної конструкції. Підошва дозволила укладати рейки безпосередньо на шпали, без застосування спеціальних подушок. На рис. 1.3 наведено основні розміри поперечного перерізу рейки типу Р65 [26]. З огляду на її форму та вагові характеристики складових елементів рейки отримати однорідну структуру по всьому її об’єму дуже складне технічне та технологічне завдання.

Важливим показником експлуатаційної стійкості та довговічності залізничних рейок є їх зносостійкість. Чисельні дослідження показують [19-25], що зносостійкість напряму залежить від твердості виробу. На даний час найвищу конструктивну міцність мають рейки з однорідною структурою сорбіту загартування найбільшої дисперсності (троостит) з твердістю 330…400 НВ. Як було сказано вище, параметри мікроструктури рейкової сталі, такі як між

пластинчаста відстань перліту, величина його колоній, наявність надлишкового фериту, впливають на властивості рейок. Відомо, що перлітна структура утворюється при дифузійному перетворенні аустеніту в широкому інтервалі температур – від ~720 до ~450 °С, і внаслідок цього має різну дисперсність, яка може змінюватися більше ніж на порядок: від ~1,0 до ~0,05 мкм. Відповідно змінюється твердість сталі та інші характеристики механічних властивостей [18]. На рис. 1.4 представлено розподіл твердості в основному металі високоміцних рейок у вертикальній площині [6].

Слід зазначити, що перехід на сучасні рейкові сталі при будівництві залізничних магістралей не ліквідувало проблему отримання якісного та надійного зварного з'єднання залізничних рейок. По-перше, це пов'язано з постійно зростаючою протяжністю безстикового шляху, по-друге, зварні з'єднання сучасних термозміцнених рейок із сталі киснево-конверторної плавки показують нижчі показники при механічних випробуваннях в порівнянні з рейками виготовленими із мартенівських сталей, при рівній кількості вихідних виробничих дефектів. Для підвищення зносостійкості високоміцні рейки мають значний вміст вуглецю С – 0,60…0,82% (табл. 1.1) і розрахунковий вуглецевий еквівалент [27] складає в них $С_{екв}$ – 0,8…1,1%. При виробництві таких рейок всередині зерен аустеніту залишаються великі карбіди, які знижують пластичність і ударну в'язкість перлітної структури після прискореного охолодження. Підвищення в сучасній рейковій сталі вмісту вуглецю кардинально змінило її зварюваність. На теперішньому етапі розвитку технологій зварювального виробництва, за основними показниками зварюваності, високовуглецеві рейкові сталі близькі до високоміцних середньолегованих сталей з вмістом вуглецю С – 0,3…0,45% і вуглецевим еквівалентом $С_{екв}$ – 0,8…1,0% [28]. Значення показників $С_{екв}$ у даних сталях практично однакові. Таким чином, високовуглецеві рейкові сталі, як і високоміцні середньолеговані сталі, по якісному критерію зварюваності відносяться до задовільних, тобто коли без спеціальних технологічних заходів і раціональних режимів зварювання неможливо забезпечити цілісність з'єднання [1].

Аналіз експлуатації безстикового шляху та дослідження [5, 6, 28, 29, 30]

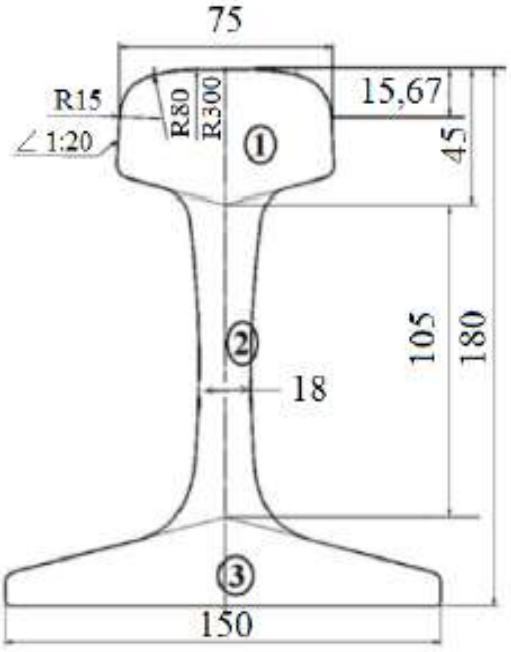


Рисунок 1.3 – Основні розміри поперечного перетину рейки типу Р65.

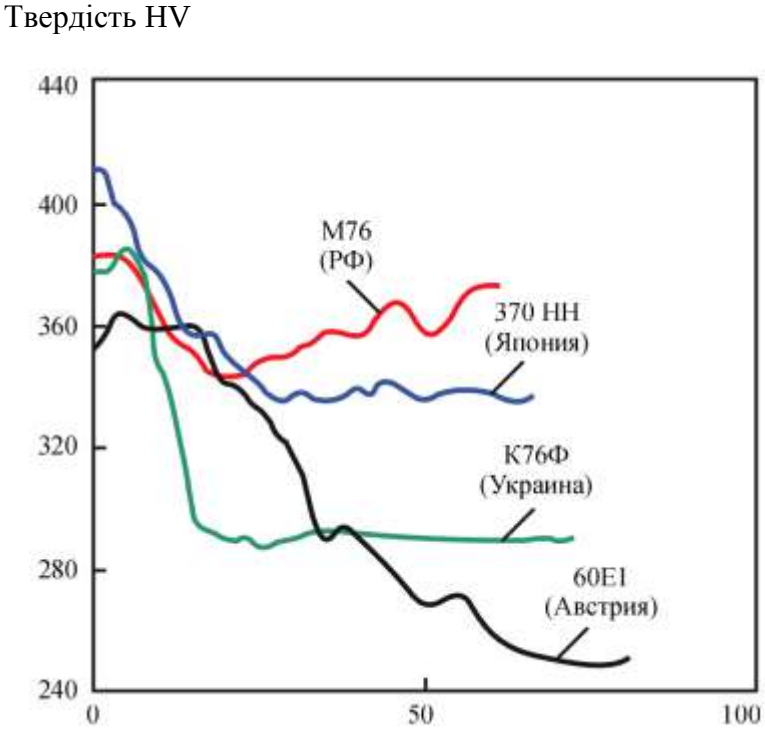


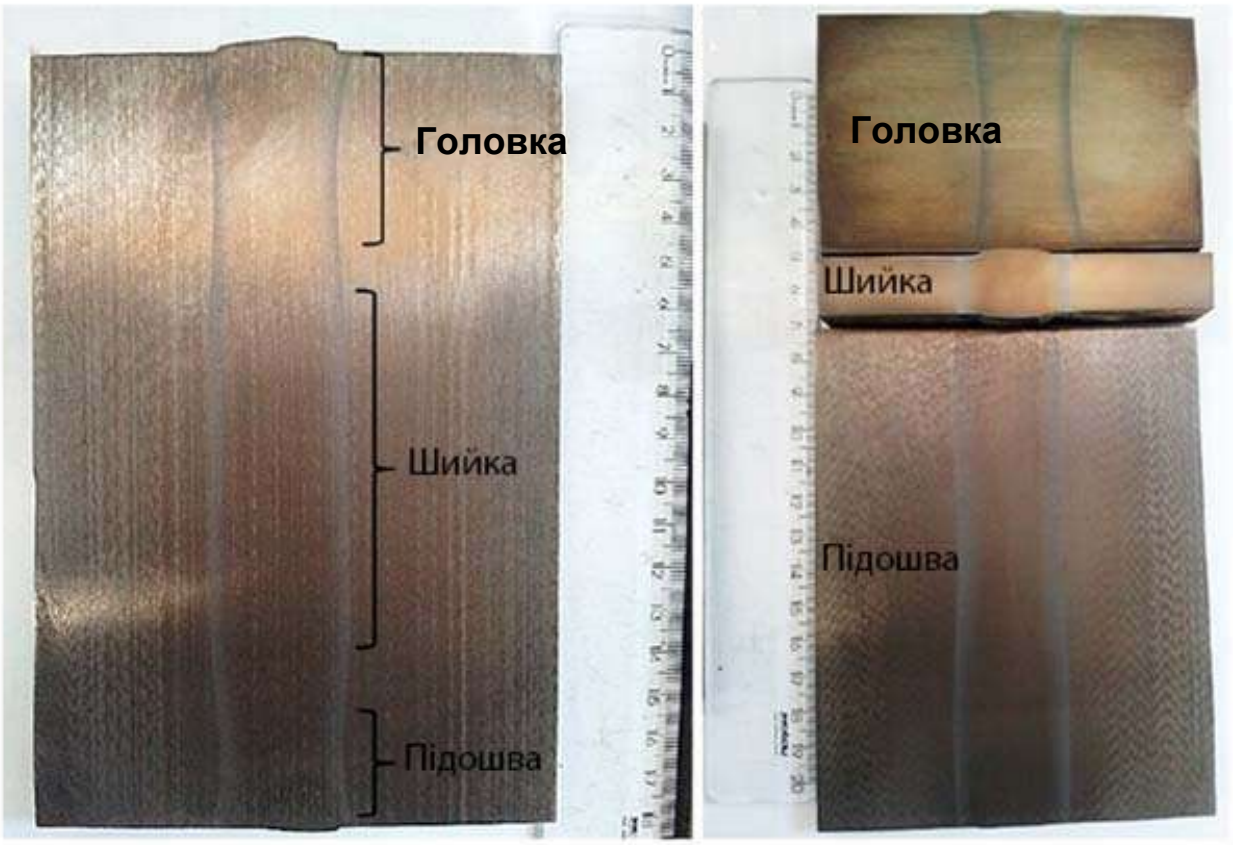
Рисунок 1.4 – Розподіл твердості основного металу високоміцних рейок різних світових виробників [6].

показали, що найкращі показники міцності, порівняно з іншими способами зварювання, мають з'єднання, виготовлені способом контактно стикового зварювання тиском з оплавленням, розробленим в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. Необхідно визнати, що навіть при цьому поки не вдається забезпечити рівноміцність зварних з'єднань і основного металу рейок при виготовленні рейкових плітей для безстикового шляху з рівним опором зносу та зминання, що не дозволяє уникнути місцевих нерівностей у зварних з'єднаннях безстикового шляху протягом усього терміну його експлуатації. При всіх позитивних властивостях контактно стикового зварювання рейок необхідно враховувати, що метал певний час перебуває під впливом високих температур, контактує з атмосферними газами, і в ньому має місце випаровування легуючих елементів. Від рівня нагріву, характеру розповсюдження теплового поля і ступеню деформацій при стисканні крайок рейок при зварюванні залежать структурно-фазові перетворення в металі та механічні й технологічні властивості з'єднання.

Зварним з'єднанням притаманна наявність зони термічного впливу (ЗТВ) (рис. 1.5), ширина якої залежить від часу впливу високих температур на основний метал [30]. Виникаючі після зварювання у ЗТВ залишкові напруження призводять до зниження міцності зварного з'єднання. Зневміцнення металу в характерній зоні ЗТВ після контактно стикового зварювання може призвести до нерівномірного зносу металу головки рейки в процесі її експлуатації. Зона зварного з'єднання, в порівнянні з основним металом рейки, неоднорідна по своїй кристалічній структурі, характеризується меншою пластичністю і підвищеною крихкістю. У зварних стиках термозміцнених рейок, виготовлених із сталі конверторної плавки спостерігаються провали твердості, в тому числі в загартованому шарі металу головки рейки.

Аналіз пошкодження не термооброблених, або не якісно термооброблених зварних стиків показав [31-35, 37-44, 49-52], що в області головки рейки фіксується збільшена кількість виявлення дефектів в зварних стиках рейок і кількість їх руйнувань [31, 32].

Тому, для суттєвого зменшення пошкоджень зварних з'єднань рейок у



а б

Рисунок 1.5 – Зона термічного впливу зварного з’єднання після контатно стикового зварювання. Перерізи уздовж рейки: а – в вертикальній площині, б – в горизонтальній площині [29].

світовій практиці все ширше застосовують їх ТО, яка зменшує наслідки високотемпературного нагріву високоміцних рейкових сталей в процесі зварювання [1, 33 – 43]. ТО зварних з'єднань рейок подрібнює мікроструктуру зерен металу ЗТВ і суттєво підвищує її міцність, що позитивно позначається на терміні служби стиків, оскільки межа втомної міцності термічно оброблених зварних з'єднань стає значно вище межі міцності зварних з'єднань, що не піддавалися ТО. Також після ТО зростають крихка міцність і ударна в'язкість металу. Збільшення опору дефектам і руйнуванням зварних з'єднань особливо важлива при будівництві безстикових шляхів швидкісних колій і колій в районах суворого клімату [44].

1.2. Особливості формування структури металу та властивостей зварного з’єднання залізничних рейок

Найбільш поширеним способом зварного з'єднання рейок є спосіб контактно стикового зварювання тиском з оплавленням, який забезпечує високу продуктивність, автоматизацію і механізацію процесу. Зварні з’єднання за своїм хімічним складом майже не відрізняються від основного металу в зв’язку з відсутністю присадного матеріалу та особливостями формування з’єднання при контактно стиковому зварюванні тиском, внаслідок чого практично відсутній переплавлений метал у зоні зварювання. Багаторічний досвід показує, що стики зварені таким способом, забезпечують високу якість і надійність з’єднання рейок [6, 7, 28, 45]. Спосіб ґрунтується на розігріві з’єднуваних кінців рейок безперервним або пульсуючим струмом до температури пластичного стану з оплавленням торців, з подальшим їх стисканням і видавлюванням оплавленого металу в ґрат, який зрізується (рис. 1.6). Цей спосіб застосовується при стиковому зварюванні рейок в Україні і світі та відповідає всім сучасним вимогам до безстикових залізничних колій.

Зварювання супроводжується комплексом процесів, які діють на метал в зоні зварного з’єднання. В результаті впливу високих температур і великої пла-

стичної деформації при контактно стиковому зварюванні поверхнево загартованих рейок область металу зварного з'єднання має відмінну від основного металу рейки структуру. Так як метал ЗТВ формується у деякому діапазоні температур, величини яких зменшуються від лінії з'єднання стиків (рис. 1.7) [46], то зварне з'єднання включає в себе декілька зон неоднорідних структур з різними механічними і фізичними властивостями, які відмінні від основного металу рейки, що роблять їх унікальними (рис. 1.8) [30].

З огляду на складну форму поперечного перерізу рейки та відмінні вагові параметри її складових елементів – головки, шийки та підошви, ЗТВ в цих елементах також різна (рис. 1.9). Найбільш широка ЗТВ знаходиться на поверхні кочення головки, а найменша – в місці переходу шийки в підошву [30].

За результатам дослідження макро- і мікроструктур контактно стикове зварне з'єднання рейки розділяють на характерні зони з різним термічним впливом, структурою та механічними властивостями (рис. 1.10) [47, 48], які формуються симетрично по обидва боки від лінії зварного шву:

– зона лінії сплавлення, яка виділяється у вигляді тонкої «білої» безвуглецевої смужки шириною 0,5…1,0 мм, що представляє собою скупчення вільного фериту, поява якого обумовлена зменшенням рівня вуглецю внаслідок його вигорання або дифузії у вихідний метал. Наявність ділянки вільного фериту у зоні лінії сплавлення викликає в ній зниження твердості (рис. 1.10,а);

– зона неповного розплавлення металу, яка межує з лінією сплавлення;

– зона великого зерна або зона сорбітизації шириною 10…15 мм, що утворюється внаслідок перегріву та рекристалізації металу. Температури під час її формування становлять 1090…1480 °С. Верхня межа цього інтервалу температур значно перевищує верхню критичну температуру фазового переходу, а нижня межа знаходиться нижче температури солідусу рейкової сталі. Для даної області притаманні дві основні властивості: мікроструктура є здебільше аустенітною; часто відбувається зростання зерна, оскільки температура утворення аустенітної мікроструктури значно перевищує верхню критичну температуру фазового переходу. С тупінь зростання зерна залежить від максимальної

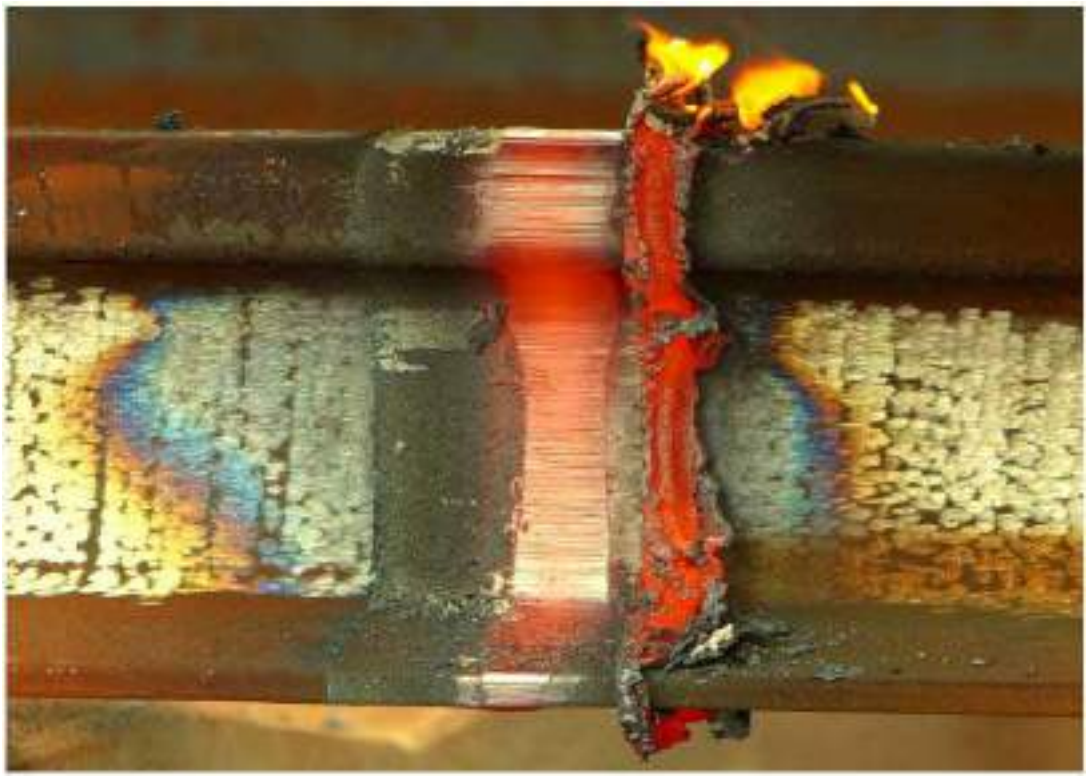


Рисунок 1.6 – Зварне з’єднання рейок, виконаних контактно стиковим зварюванням тиском з оплавленням [44].

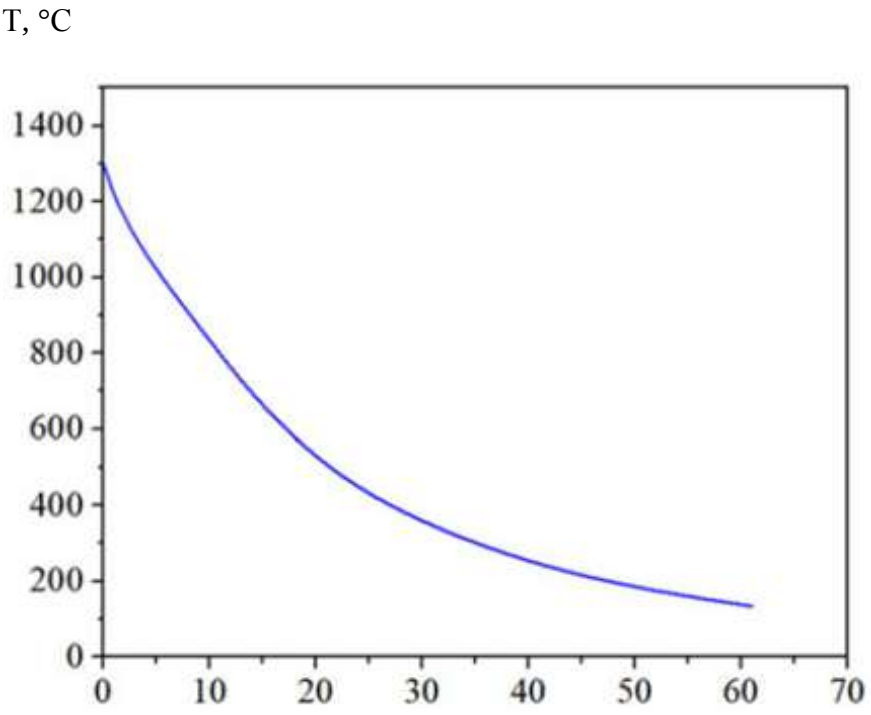


Рисунок 1.7 – Розподіл температури перед осадкою при контактно стиковому зварюванні рейок.

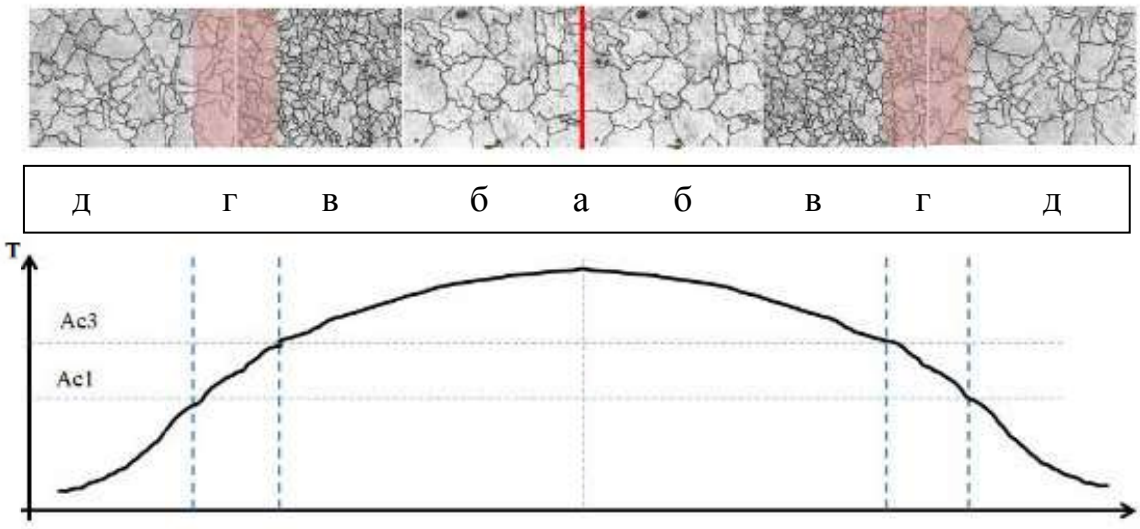
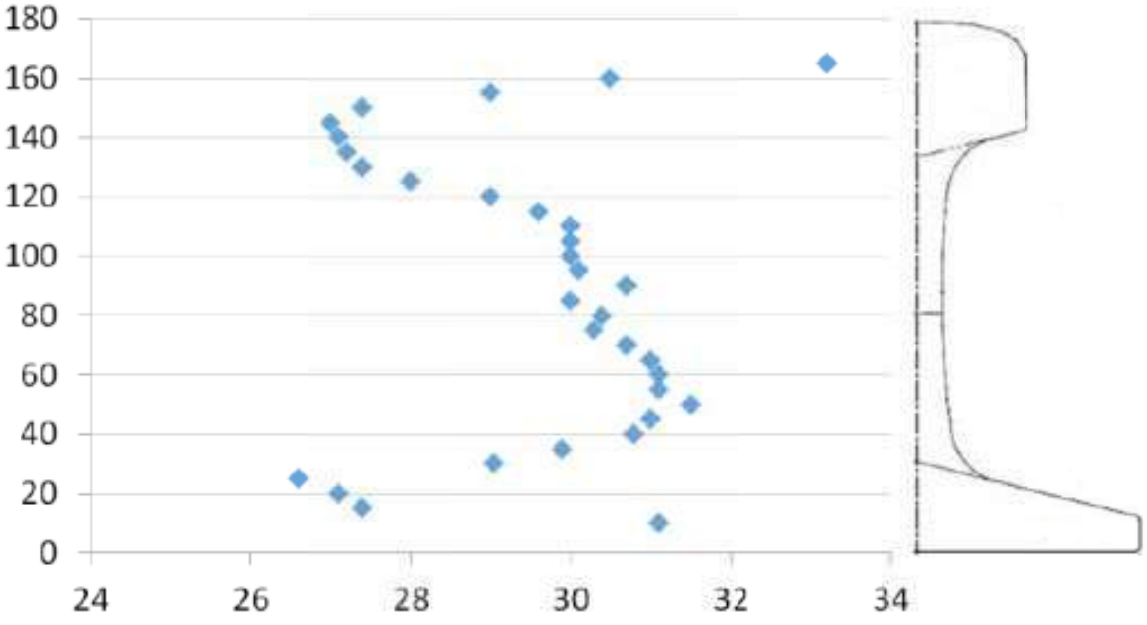


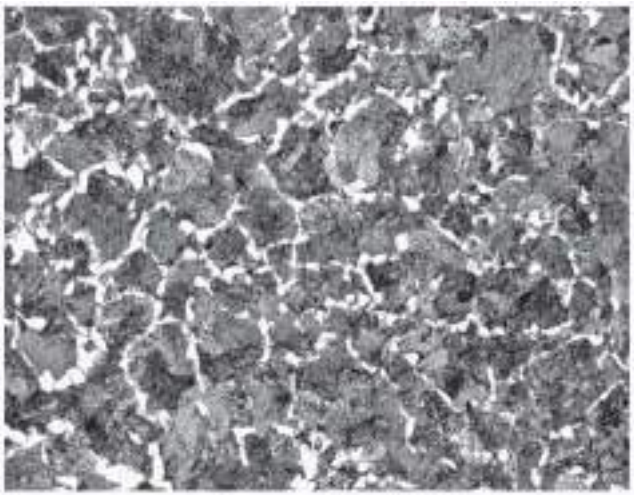
Рисунок 1.8 – Схематична модель мікроструктури зони зварного з'єднання, що ілюструє зміну розміру зерна металу при термічному впливі: а – зона лінії сплавлення; б – зона крупного зерна; в – зона мілкого зерна; г – зона зневіцнення; д – основний метал.

Висота профілю рейки, мм

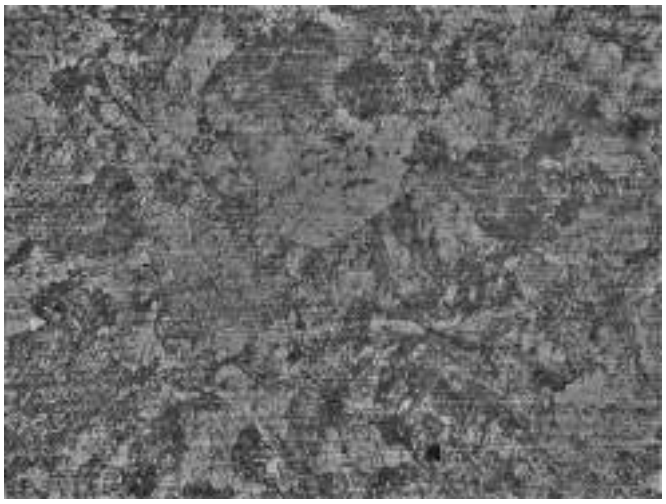


Ширина ЗТВ, мм

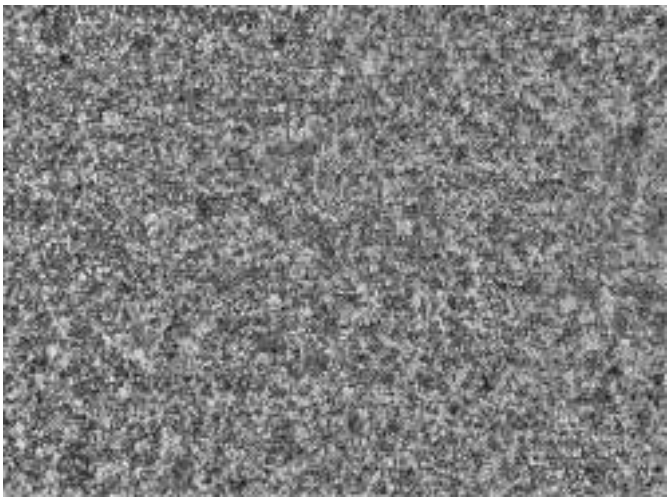
Рисунок 1.9 – Ширина зони термічного впливу в поздовжньому перерізі зварного стику рейки після контактно стикового зварювання [38].



а

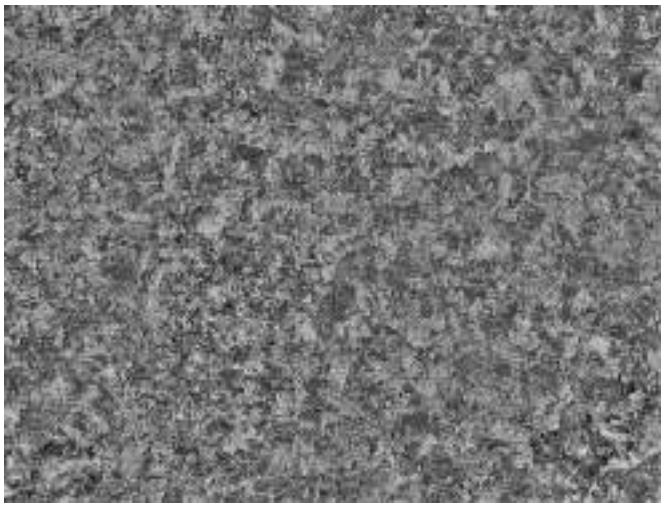


б

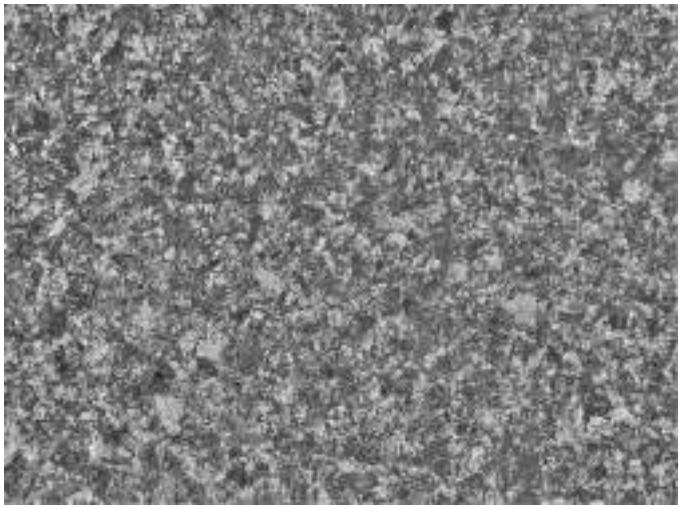


в

Рисунок 1.10 – Мікроструктури зон зварного з'єднання після контактно стикового зварювання рейки [48, 29]: а – зона лінії сплавлення; б – зона крупного зерна; в – зона мілкого зерна; г – зона знеміцнення; д – основний метал.



г



д

Рисунок 1.10, аркуш 2

температури і її тривалості, тобто чим вище максимальна температура і більше її тривалість, тим більшим стають аустенітні зерна (рис. 1.10,б);

– зона дрібного зерна ділянки нормалізації відповідає нагріву в інтервалі температур 850…1000 °С, де після перектисталізації металу утворюються нові кристали із кристалів попередньої модифікації при охолоджені із аустенітної структури в перлітну (рис. 1.10,в);

– зона зниженого зміцнення або зона високого відпуску шириною 5…10 мм з переходом до основного металу рейки. Характерною рисою цієї зони є зниження твердості на певній відстані від лінії шву, що пов’язано з протіканням процесів коагуляції цементитних частинок при температурах нагріву високого відпуску в інтервалі 500…700 °С в ЗТВ. Ця зона піддається прискореному охолодженню при загальному охолодженні зварного з'єднання (рис. 1.10,г);

– зона основного металу сучасних високовуглецевих термічно зміцнених рейок представляє собою дрібнодисперсний перліт (троостіт або сорбіт гартування) (рис. 1.10,д) [49].

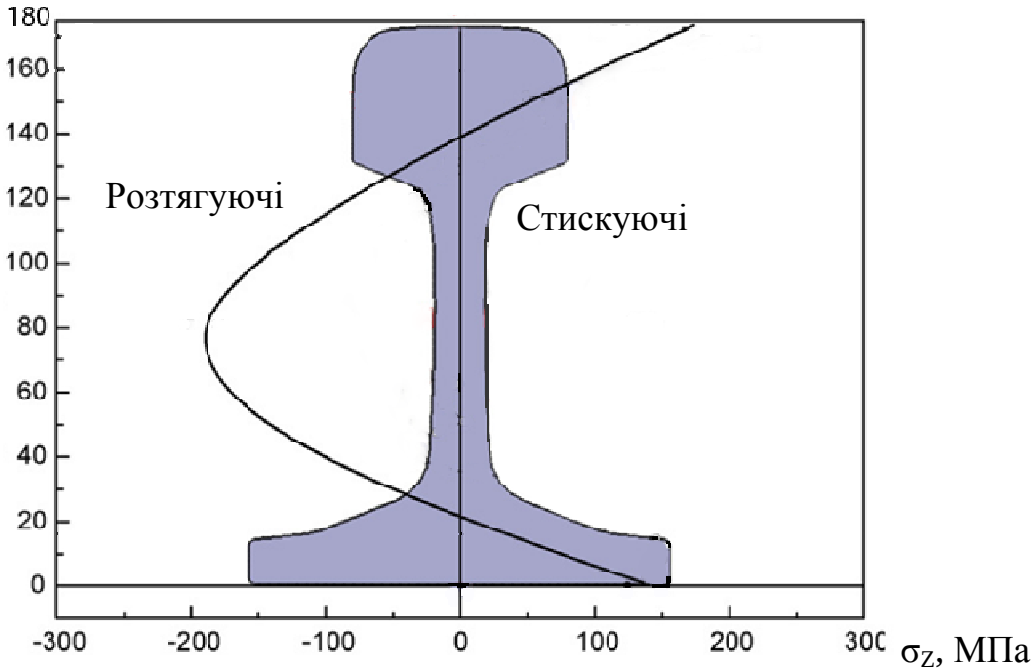
При зварюванні термічно зміцнених рейок в шві та ЗТВ відчутно змінюються показники твердості відносно основного металу. Область зварного з'єднання характеризується нерівномірним розподілом твердості в поздовжньому напрямі. На рис. 1.11 представлено графік розподілу твердості в зварному з’єднанні, якому притаманна наявність трьох основних зон зниженої твердості. У вузькій середній зоні сплавлення – лінії з’єднання, зниження твердості пов'язано із зменшенням вмісту вуглецю, який вигорає під час нагрівання металу до рідкого стану. У мікроструктурі цієї зони крім перліту з'являється феритна сітка. Зниження твердості в лівій і правій зонах зварного з’єднання, що примикають до основного металу, пов'язане з протіканням процесів коагуляції цементитних частинок при температурах високого відпуску в інтервалі 500…700 °С в ЗТВ. У рейках звичайної міцності в зоні зварювання діапазон зміни значень твердості коливається в невеликих межах – НВ 10…30, а при зварюванні термозміцнених значне зниження твердості відповідно на НВ 100 і НВ 150, зносостійкості і меж витривалості металу головки рейки. Загальне зниження твердо-

Рисунок 1.11 − Розподілення твердості в елементах рейки в зоні зварного з'єднання отриманого контактно стиковим зварюванням [52].

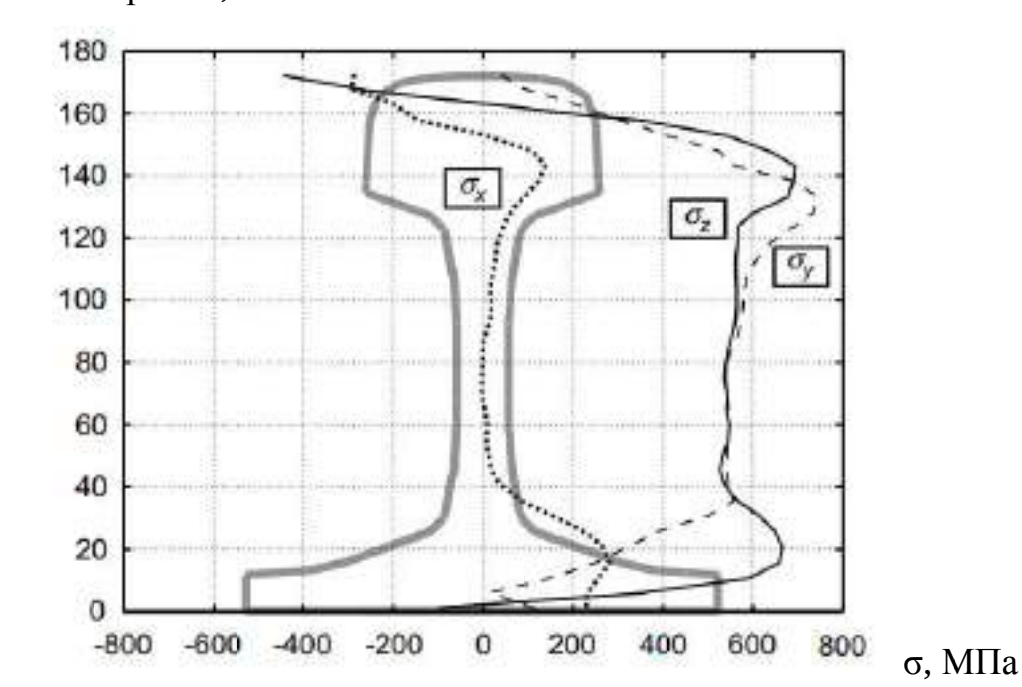
сті в зоні зварних стиків, і особливо в зонах високого відпуску, призводить до утворення місцевих сідловин при експлуатації рейок [33, 50 – 53].

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 [54]. В реальних умовах твердість сталі з тонкопластинчастою структурою перліту після нагріву до температури 700 °С може складати близько НВ 250, що водночас вимагає регламентувати максимально допустиму ширину зони знеміцнення виходячи із розмірів зони контактної плями колесо – рейка [50].

Однією із причин руйнування рейок є високий рівень залишкових напружень, які можуть досягати межі міцності, особливо в області дефектів [55, 56]. Залишкові напруження з’являються в процесі виробництва, експлуатації та зварювання. В процесі виробництва залізничних рейок після механічних і термічних навантажень в операціях роликової правки та термічного зміцнення (об’ємного або поверхневого) в них характерна наявність залишкових напружень. На поверхні головки рейки і в підошві виникають поздовжні σ_Z розтягуючі залишкові напруження, які переходять в стискуючі в шийці (рис. 1.12,а). Саме наявність стискуючих залишкових напружень перешкоджає утворенню мікротріщин і суттєво підвищує міцність рейок під час їх експлуатації [57, 58].
В результаті впливу термічного циклу в процесі зварювання рейок, а саме різних швидкостей охолодження складових частин рейки до температури оточуючого середовища, і відповідно різного об’єму металу різних елементів рейки, відбувається перерозподіл та змінюється картина залишкових напружень в поперечному перерізі рейки, в порівнянні з її початковим станом. В області головки і підошви, виникають поздовжні стискуючі залишкові напруження, що в цілому, як правило, втримують утворення та розповсюдження втомних тріщин від поверхневих дефектів. В області шийки виникають як вертикальні, так і поздовжні складові залишкових розтягувальних напружень, що збільшують сприйнятливість цієї зони до виникнення і поширення тріщин від внутрішніх дефектів матеріалу. Графіки розподілу поперечних, вертикальних та



а



б

Рисунок 1.12 − Розподіл залишкових напружень в залізничній рейці: а – поздовжніх σ_Z в основному металі [58]; б – поперечних σ_X, вертикальних σ_Y та поздовжніх σ_Z в металі зони зварного з'єднання [60].

повздовжніх залишкових напружень показані на рис. 1.12,б. Максимальні розтягувальні залишкові напруження σ_X в поперечному напрямку розташовуються у зонах головки та підошви рейки. Максимум залишкових стискаючих напружень в поперечному напрямку знаходиться в верхній області головки ближче до поверхні кочення рейки. На відміну від залишкових напружень у поперечному напрямку, в вертикальному напрямку розподіл залишкових напружень σ_Y має розтягувальний характер і його максимальне значення як і в поздовжньому напрямку σ_Z в рази більше і відповідає зоні переходу від головки в шийку і шийки в підошву рейки. Загалом зварне з'єднання рейок має епюру несприятливих залишкових напружень [53, 59 – 61].

1.3. Аналіз дефектів зварного з’єднання залізничних рейок

Міцність і надійність рейок при їх експлуатації мають вирішальне значення для залізничної галузі. Це пов'язано з тим, що розвиток дефектів і порушень міцності рейок може призвести до їх зламу або навіть до техногенних катастроф. Багаторічна експлуатація рейок показала, які дефекти переважно в них розвиваються і які можуть серйозно позначитися на безпеці руху залізничного транспорту. Багатьма дослідженнями підтверджено, що пошкодження головок рейок відбувається через збільшення експлуатаційних навантажень, вантажонапруженості й швидкості руху поїздів, короткочасних циклів прискорень та гальмувань, в наслідок чого в зоні контакту рейки та колеса значно підвищується температура. Тріщини розвиваються з поверхні головки рейки в напрямку руху спочатку відхиляючись вглиб з невеликим кутом ~15º. Коли тріщина досягає глибини 10 мм кут збільшується вглиб до ~70º, тріщина поступово зростає і рейка руйнується [62, 63]. При появі поверхневих дефектів та подальшій експлуатації рейок вони перетворюються у внутрішні, потенційно небезпечні дефекти головки рейки. Це переважно поперечні тріщини в головці внаслідок недостатньої контактно-втомної міцності металу, які становлять ~33% від загальної кількості виявлених гостродефектних рейок, і горизонтальне розшарування

головки, яке становить ~17%. За даними діагностики колій Південної залізниці України [61] із загальної кількості гострodефектних рейок, що виявлені з початку 2015 р., найбільшу частку становлять гартівні тріщини в загартованому шарі металу головки та злами через них, поперечні тріщини в головці у вигляді світлих і темних плям і злами через них унаслідок недостатньої контактно-втомної міцності металу. Другими за кількістю є дефекти з горизонтальним розшаруванням головки через наявність великих неметалевих включень на поверхні та горизонтальним розшарування її загартованого шару. Основні дефекти при нормальній роботі залізничних рейок на залізницях України пов’язані із контактно-втомними пошкодженнями та зносом [61].

Зі збільшенням осьових навантажень збільшуються місцеві контактні напруження та напруження вигину, внаслідок чого прискорюється утворення та розвиток ушкоджень. Зі зростанням середнього осьового навантаження лише на 10 кН (~4%), за інших рівних умов, інтенсивність відмов рейок за втомними ушкодженнями зростає на 8…15%. Вважається [64, 65], що опір розповсюдженню контактно-втомних і крихких ушкоджень є функцією не абсолютних значень міцності, а структури сталі та її чистоти за неметалевими включеннями.

Для забезпечення допустимого опору зношуванню твердість рейки має бути високою не лише на поверхні головки, а й у центральному її об’ємі. За дослідженнями інституту УкрНДІМет було встановлено, що мікротріщини втоми зароджуються на глибині 7…9 мм від поверхні кочення рейки, де дотичні напруження досягають найбільших значень під час контакту «колесо – рейка», саме тому загартований шар повинен мати однорідну структуру та розповсюджуватися на глибину не менше 11 мм [65]. Кращі світові виробники досягають твердості на глибині 10 мм від поверхні кочення головки згідно з EN 13674-1:2011 не менше НВ 360 для марки сталі R370CrHT та не менше НВ 390 для марки R400HT. Вітчизняним стандартом ДСТУ 4344:2004 вимагається твердість на глибині 11 мм для марок сталей типу К76 не менше НВ 321. При цьому закордонні стандарти нормують також твердість на глибині 20 мм (EN 13674-1:2011): не менше НВ 340 для марки сталі R370CrHT та не менше НВ 370 для

марки R400НТ; на глибині 22 мм (ГОСТ Р 51685-2013) марок сталей типу К76 і Е76 не менше НВ 352. При цьому однією з вимог ДСТУ 4344:2004 є відсутність структури мартенситу і бейніту в головці рейки [66].

Відносно ймовірності зародження різного роду дефектів зварні стики є найбільш уразливими ділянками рейкового шляху і пошкоджуються вони частіше ніж рейки поза зоною зварних стиків [18, 28, 63, 68 – 70]. Якщо порівняти загальну пошкоджуваність 1 м рейок зі зварним стиком і без нього, то перший перевищує другий в 6,4 рази. Якщо таке ж порівняння провести щодо зламів рейок, то їх кількість на півметровій відстані від зварного стику в 24 рази перевищує кількість зламів для рейок поза стиком [30]. Як показує практика кількість дефектів в вилучених дефектних рейках досягає 30% в 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 ЗТВ, а також в створеній несприятливій епюрі залишкових напружень. При зварюванні виникають умови для утворення внутрішніх дефектів, які є концентраторами напружень, що послаблюють ділянку рейки зі зварним з'єднанням, а також викривляють рейки в зоні зварного стику з наступним утворенням при експлуатації сідловин. На рис. 1.13 представлені графіки зміни поздовжнього профілю рейки в зоні зварного з'єднання при його зминанні в залежності від пропущеного тоннажу. З графіків видно, що характерна W-подібна форма поздовжнього профілю рейки збігається із зоною зварного з'єднання, якому притаманний нерівномірний розподіл твердості. При цьому має місце трансформація зони зминання з ростом глибини другої по ходу руху впадини і спостерігається розвиток вертикального зносу головки рейки. Інтенсивність зміни глибини зминання поверхні контакту знаходиться в межах 2,8…7,6 мкм/млн.т брутто і визначається величинами динамічних сил, які залежать від глибини зминання і величини просідання колії в зоні зварного стику.

В процесі напрацювання по пропущеному тоннажу відбувається еволюція зони зминання зі збільшенням її глибини. Це призводить до підвищення величин сил ударної взаємодії, напруженого стану зони зварного стику і, як прави-

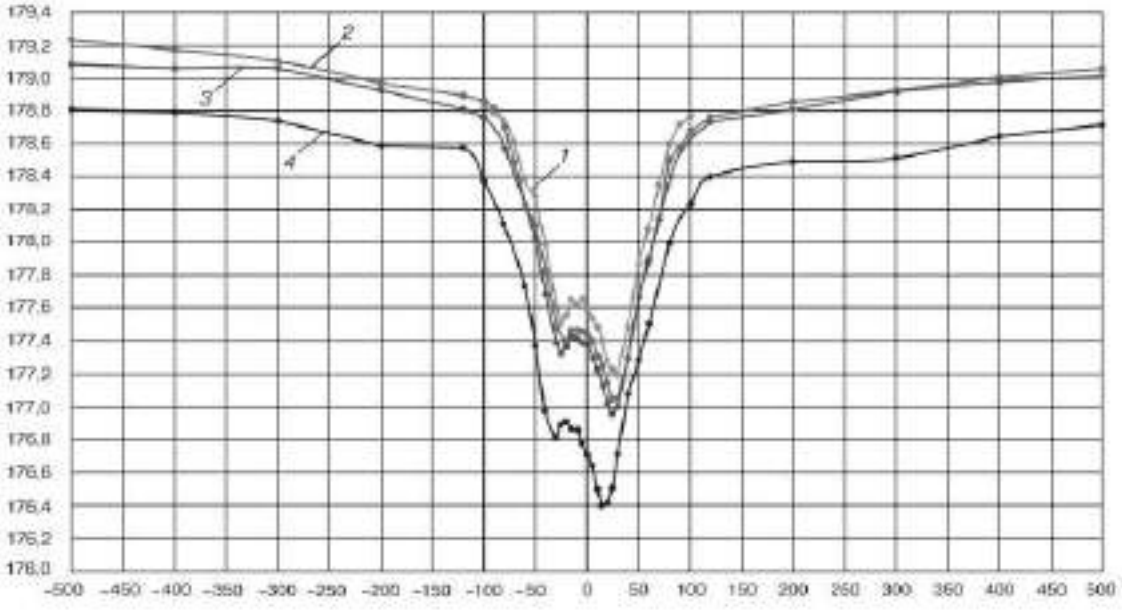
ло, до зниження ресурсу, а в окремих випадках – до зламу рейки в зоні зварного стику. На сьогоднішній день кількість зламів в зонах зварних стиків становить понад 30% від загальної кількості зламів рейок за рік [71].

Слабким місцем зварних стиків є не тільки вади, пов'язані з групою дефектів з непроварами в зоні зварювання, та групою дефектів які представляють собою невичавлені при осадці залізомарганцеві силікати або пропалювання в місцях незадовільного контакту підошви рейок з струмопідвідними контактними губками, чи дефекти механічної обробки швів після зварювання, а й місцеве зниження твердості за рахунок високого відпуску в місцях сполучення зони термічного впливу та основного металу після зварювання та локальної ТО [72].

На рис. 1.14 показана схема нерівномірного розподілення твердості на поверхні головки рейки у її поздовжньому профілі у характерних зонах зварного з’єднання [73]. Дослідженнями впливу вертикальних сил від дії коліс рухомого складу на верхні елементи конструкції залізничного шляху встановлено, що найбільші підвищення динамічного впливу досягли максимальних значень ~145…170 кН від коліс вантажних вагонів у зонах зминання зварного з’єднання. При цьому усунення широких зон зниженої твердості в зварних стиках, які призводять до утворення сідловин, тріщин і викришування і сприяють руйнуванню рейок поблизу зварних стиків, стає одною із головних задач підвищення роботоздатності зварних стиків за рахунок удосконалення технології зварювання та ТО [71].

Більшість дефектів рейок припадають на зону головки. Дефекти у вигляді поперечних тріщин в головці складають 33%, які виникають через недостатню контактно-втомну міцність металу, порушень технології зварювання рейок і внутрішніх дефектів. Дефекти, викликані горизонтальним розшаруванням головки рейки через наявність скупчень неметалічних включень складають 17%. Дефекти утворені в результаті вертикального розшарування головки через залишки усадочної раковини, складають 19%. Решта частки дефектів доводиться на викришування шару наплавленого на поверхню катання головки, бічний знос і зминання головки в зварному стику.

Висота рейки, мм



Довжина рейки, мм

Рисунок 1.13 − Графіки зміни поздовжнього профілю рейки в зоні зварного стику залежно від пропущеного тоннажу: 1 – 209,6 млн т; 2 – 246,1 млн т; 3 – 267,9 млн т; 4 – 362,9 млн т.

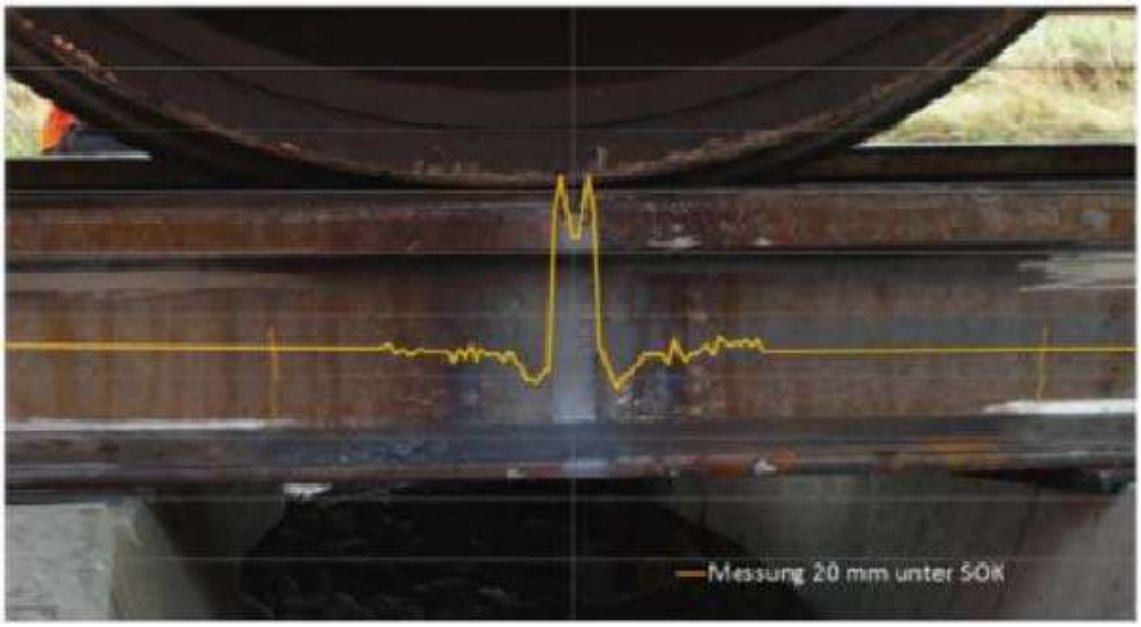


Рисунок 1.14 − Схематичне зображення нерівномірного розподілення твердості на поверхні головки рейки у її поздовжньому профілі у зоні зварного з’єднання [73].

На рис. 1.15 показано розташування дефектів рейок за поперечним перерізом, де в головці спостерігається ~74% дефектів, в шийці ~7%, в підошві ~3%, інші дефекти поза стиком ~16% [1, 18, 28].

Основними недоліками, що знижують ресурс в експлуатації рейок [28] є:

– наявність залишкових напружень у головці рейки, які виникають в процесі технологічних операцій під час виробництва;

– створення м'яких ділянок зі зниженим опором зносу і зминання в ЗТВ після зварювання та локальної ТО зварних стиків, що призводить до виникнення в цих місцях нерівностей і підвищення динамічного впливу від коліс потягів;

– помітне зниження ударної в'язкості, тріщиностійкості і критичного розміру втомних тріщин при загартуванні з прокатного нагріву, в порівнянні із загартуванням з окремого перекристаллізаційного нагріву. Рух потягу викликає декілька видів впливу на рейки, а саме знос, тертя колеса об рейку під навантаженням, яке викликає втрати металу, перекочування коліс, особливо за нерівності рейок і нерівнопружності колії, циклічні знакозмінні навантаження на рейки і сприяє формуванню дефектів контактно-втомного походження.

На рис. 1.16 показані приклади дефектів викришування на поверхні кочення рейки, зламів та контактного зношування в зоні зварного з’єднання.

1.4. Способи покращення структури та властивостей зварних з’єднань залізничних рейок

Під ТО розуміють процеси при яких через тепловий вплив змінюють структуру металів і сплавів. Закономірний зв'язок існує між структурою та властивостями матеріалу. При використанні ТО можливо в широких межах змінювати механічні, технологічні та фізико-хімічні властивості металів і сплавів. У тех нологіях виготовлення деталей машин ТО може виступати у якості як змінної операції, яка підготовлює структуру й покращує технологічні властивості для наступних операцій (наприклад, обробки тиском або різанням), так і остаточного етапу, коли вимагається формування необхідних структур та комплекс

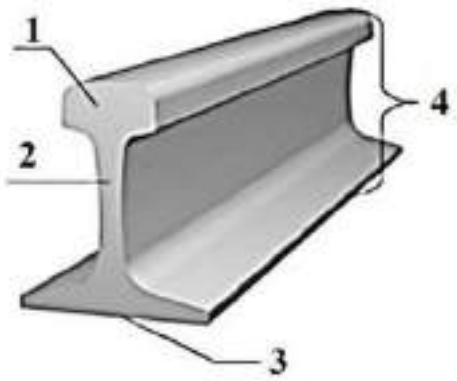


Рисунок 1.15 − Розташування дефектів в поперечному перерізі рейки: 1 – в головці ~74%; 2 – в шийці ~7%; 3 – в підошві ~3%; 4 – інші дефекти поза стиком ~16%.

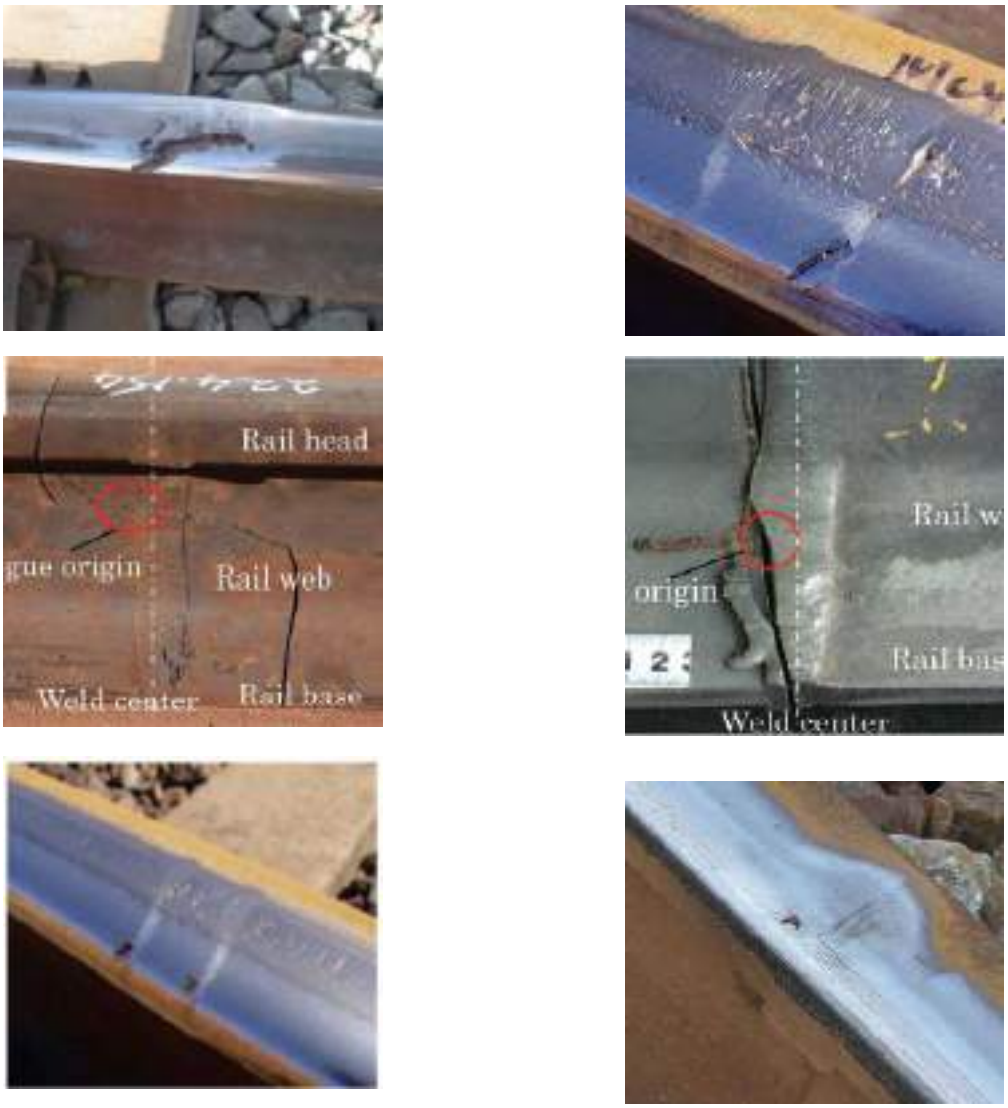


Рисунок 1.16 − Дефекти рейки в зоні зварного з’єднання [34, 73, 74].

властивостей.

Технологічними параметрами ТО є температура і швидкість нагріву, тривалість витримки при заданій температурі, швидкість охолодження. Сама ТО буває досить складною і може включати кілька циклів нагріву і охолоджування, нагріву та охолодження по ступінчастому циклу і охолодження з витримкою в області негативних температур. Вид ТО визначається типом фазових і структурних перетворень в металах і сплавах, що відбуваються при тепловій дії [75].

При розробці технологій ТО зварних з'єднань високоміцних залізничних рейок вирішується ряд завдань, спрямованих на визначення та розподіл температурних полів, перерозподіл залишкових напружень, встановлення закономірностей структурно-фазових перетворень в зоні зварного з'єднання після ТО та визначення їх впливу на механічні властивості з'єднання [29 – 41, 76 – 86].

В літературі приводиться велика кількість результатів досліджень впливу різних способів ТО на зварні з'єднання високоміцних залізничних рейок [29 – 41, 76 – 86]. Фахівцями накопичений чималий досвід по проведенню операції їх ТО та визначенню найбільш раціональних режимів. У світовій практиці технології ТО зварних з'єднань рейок мають чимало відмінностей. Не існує єдиного усталеного рішення щодо виконання цього технологічного процесу: виду джерела нагріву, вкладеної потужності, загартовуючого середовища, температурно-часових показників для рейок, які мають схожі масо-габаритні 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.

Існує декілька основних способів ТО зварних з'єднань стиків залізничних рейок. Один із способів ТО це загартування металу головки рейки з тепла зварювального нагріву [78]. В якості загартовуючої речовини головки рейки використовують повітряно-водяну суміш. В момент подачі суміші, шийка та головка рейки захищається від потрапляння загартовуючої речовини. Ця операція здійснюється не пізніше 120 с після операції зварювання, оскільки за більший проміжок часу метал зварного з’єднання встигає охолонути нижче температури фа-

зових перетворень. Даний спосіб дозволяє підвищити твердість, забезпечити необхідну пластичність і крихку міцність рейок, що підвищує витривалість металу в процесі навантажень. Однак при цьому важко забезпечити необхідну швидкість охолодження для отримання однорідної структури металу з'єднання, що позначається на отриманні стабільної якості гартування. Також процес важко автоматизується.

В роботах [79, 80] описаний спосіб, схожий за своєю суттю на процес контактного зварювання, який передбачає після процесу зварювання рейок продовження пропускання імпульсів електричного струму через зварне з'єднання для зниження швидкості охолодження і виключення утворення гартівних структур, що подібне також операції попереднього підігріву. Цей же спосіб передбачає після охолодження зварного стику до необхідної температури її утримування на заданому рівні шляхом пропускання імпульсів змінного електричного струму через зварний стик. Температура витримки вибирається виходячи з отримання дрібнодисперсної структури металу зварного з'єднання, яка визначається інкубаційним періодом її отримання і регулюється кількістю поданих імпульсів струму. Однак такий спосіб не дозволяє здійснити диференційне загартування головки рейки для підвищення зносостійкості її поверхні кочення та отримання необхідних залишкових напружень в з'єднані.

В роботі [87] для запобігання пошкодження шийки рейки запропонували спосіб швидкого охолодження головки і шийки в зоні зварювання, або всієї зони зварювання рейки, яка знаходиться в стані нагріву до високої температури зварювальним теплом. Після процесу зварювання з'єднання піддається інтенсивному охолодженню стислим повітрям двома пристроями в зоні головки та шийки. При цьому зменшуються розтягуючі залишкові напруження в вертикальному напрямку в шийці, або їх можливе перетворення в стискуючі напруження.Також підвищується втомна міцність зони зварного з'єднання.

Іншим і більш поширенішим способом ТО зварних стиків рейок є спосіб локальної ТО з повторним перекристалізаційним нагрівом до температури, що перевищує температуру закінчення фазових перетворень з отриманням однорі-

дної аустенітної структури і наступною операцією гартування повітряно-водяним або повітряним середовищем до температури нижче температури закінчення перлітного перетворення для рейкової сталі при її охолодженні таким чином, щоб отримати дрібнодисперсну структуру сорбіту в поверхневому шарі головки рейки до 15…20 мм. Повторний нагрів зварних стиків рейок має більше переваг над способом зміцнення рейок з тепла зварювання, так як він надає більші можливості по диференційній обробці елементів зварного з'єднання.

Найпоширенішими способами процесу повторного нагріву зварного з'єднання є індукційні або газовополум'яні [31 – 44]. Існують способи повторного нагріву з використанням концентрованих джерел теплоти – лазер, плазма, електронний промінь [88]. Також застосовуються термохімічні способи нагріву з використанням хімічних реакцій, які супроводжуються виділенням тепла, необхідного для ТО, що утворюється при згоранні пакетів із екзотермічними сумішами, встановленими на зварному з'єднанні [36].

Існує індукційна установка для ТО зварних стиків рейок ИТСМ-250/2,4, що передбачає індукційний нагрів всього перерізу рейки в зоні стику і подальше одностороннє охолодження повітряно-водяною сумішшю її головки [33, 89]. Шийка і підошва рейки нормалізується при природному охолодженні на спокійному повітрі. Ця установка включає в себе тиристорний перетворювач частоти потужністю 250 кВт, який формує струм частотою 2,4 кГц, трансформаторний і конденсаторний блоки, індуктор і гартівний пристрій, що представляє собою систему форсунок для подачі повітряно-водяної суміші. Недоліками застосовування індукційних установок даного типу є громіздкість електрообладнання, велика витрата електроенергії, а також засмічення форсунок повітряно-водяного розпилювача для гартування стику в зоні головки рейки, що призводить до утворення несприятливих гартівних структур типу мартенситу на поверхні катання рейки, які відмінні від властивостей основного металу. Гартівні структури перевищують нормативну твердість рейкової сталі (рис. 1.17), що різко знижує її опір втомному і крихкому руйнуванню. В майбутньому така структурна неоднорідність на поверхні кочення рейки призводить до викришува-

ння цих областей металу.

В роботі [90] описаний спосіб ТО зварних з'єднань рейок, заснований на їх нагріванні по оптимальній формі розподілу температурного поля. Даний спосіб дозволяє виключити самовідпуск головки рейки після її охолодження. Одностороннє загартування головки відбувається шляхом примусового охолодження стисненим повітрям і характеризується більш рівномірним і стабільним розподілом твердості на поверхні кочення в зоні зварного з'єднання, ніж при загартуванні повітряно-водяною сумішшю (рис. 1.18). Для проведення ТО застосована ефективна конструкція індуктора для нагріву установки типу УИН 001-100/РТ-П і використовується різна частота струму джерела індукційного нагріву 8…16 кГц.

Світовий досвід при виробництві рейок та вістряків стрілочних переводів показує, що в процесі ТО перевага надається стислому повітрю, оскільки при використанні повітряно-водяної суміші можливе виникнення небажаних гартівних структур в зоні ТО рейки [33, 34]. А мета локальної ТО – перекристалізація зерен з отриманням однорідної структури дрібнодисперсного перліту і досягненням твердості металу в зварних стиках не нижче 15% від твердості основного металу.

В роботі [91] описані дослідження по ефективності різних способів ТО, які виявили ряд недоліків процесу з повторного нагріву, що пов’язані з появою нових зон термічного впливу, погіршенню прямолінійності рейки в зоні зварних з’єднань, недостатньою глибиною прогріву поперечного перетину рейки. Визначено, що застосування односторонньої схеми гартівного охолодження, коли повітряне гартівне середовище діє тільки на голівку рейки, призводить до того, що зона стику, нагріта до температури вище критичної, при охолодженні різко зменшує об’єм, що веде до її стискання. Залишкова висока температура в підошві призводить до пластичної деформації, що сприяє деформації рейки і отриманню прогину на підошві (рис. 1.19).

Для усунення негативного впливу залишкових напружень в підошві рейки пропонується технологія із застосуванням диференційованої двосторонньої

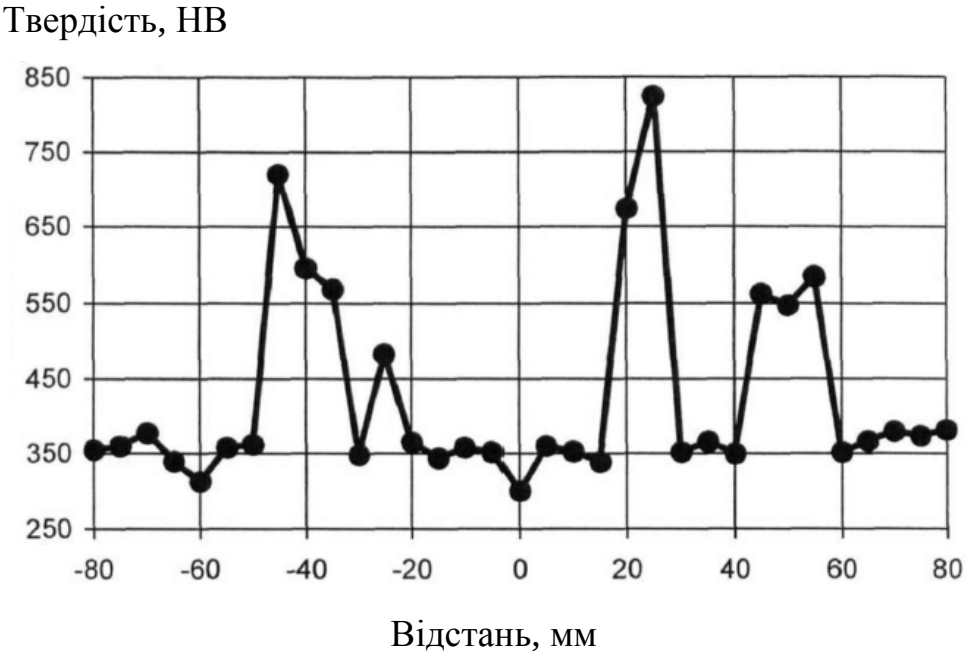


Рисунок 1.17 – Перевищення твердості на поверхні кочення рейки в зоні зварного з'єднання при порушенні технології гартування повітряно-водяною сумішшю [89].

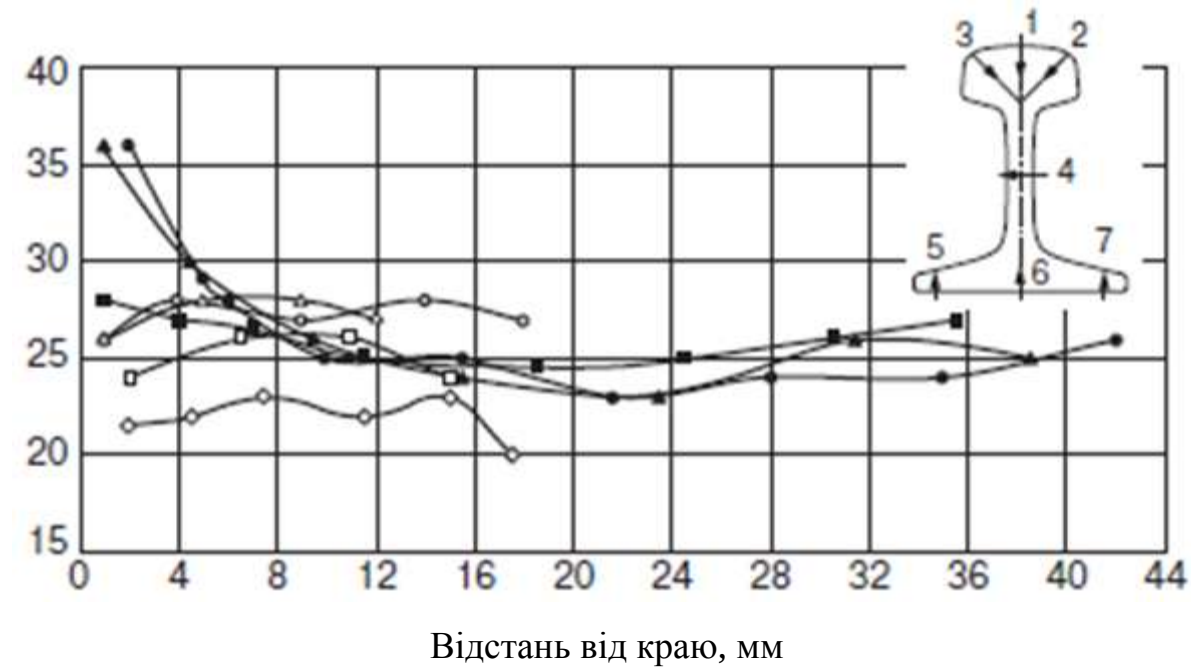


Рисунок 1.18 − Прийнятний розподіл твердості по перетину рейки в зоні зварного з'єднання [90].

схеми гартівного охолодження її зварного з’єднання (рис. 1.20) [90]. Схема процесу гартівного охолодження головки рейки і підохолодження підошви для збереження первісної геометрії рейки дозволяє отримати сприятливу епюру стискаючих залишкових напружень в головці і підошві і компенсуючих розтягувальних залишкових напружень в шийці. Була виконана модернізація комплексу УИН в частині зниження робочої частоти з 8…16 кГц до 2…4 кГц та введена операція ізотермічної витримки при температурі 850 °С в кінцевій стадії процесу. Після проведення ТО мікроструктура металу шва в головці і підошві рейки представлена сорбітом, в шийці – пластинчастим і зернистим сорбітом змішаної морфології. В результаті збільшується твердість в головці рейки, а також зростає втомна і крихка міцність внаслідок подрібнення структури металу зварного з'єднання. Диференціальна ТО зварних стиків рейок усуває зональну неоднорідність металу в зварному з’єднанні [90]. На рис. 1.21 показано розподіл твердості по перетину рейки при технології гартування головки та підохолодження підошви рейки [90].

За висновками роботи [91] установки типу УИН-001 мають конструкцію з надмірно широким індуктором, який в процесі ТО призводить до надлишкового збільшення ЗТВ, часу нагрівання і дії високих температур на метал рейки.

Існують також рекомендації по проведенню ТО зварних стиків високоміцних залізничних рейок. Відомо, що при індукційному нагріві оброблюваного з'єднання нижче критичної точки А1 (690…730 °С) і значною витримкою при цій температурі може статися рекристалізація і часткове зростання зерен металу. При такій витримці карбіди, утворені під час зварювання можуть знову розчинитися в феритній матриці. При цьому повільне охолодження знову сприяє утворенню таких карбідів, що може привести до зниження експлуатаційної стійкості рейок. Тому рекомендується при індукційному нагріві рейкової сталі швидке нагрівання до максимальної температури вище точки А1, з мінімальною витримкою або без неї, і швидке охолодження до температури 600…650 °С. В цьому випадку утворюється сорбітоподібний перліт з розрізненою сіткою фериту, а дрібнодисперсний цементит розчиняється в феритній матриці, що

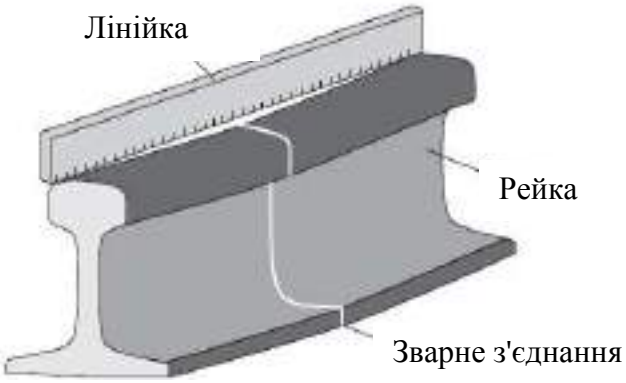
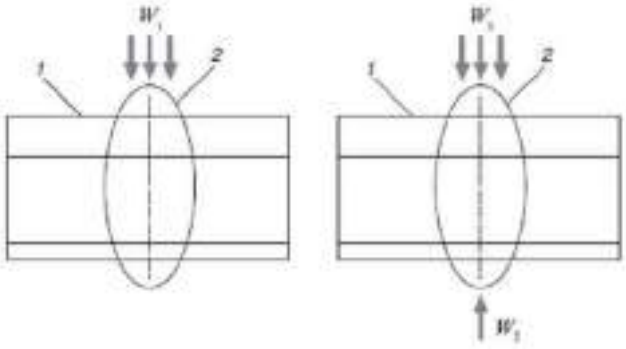


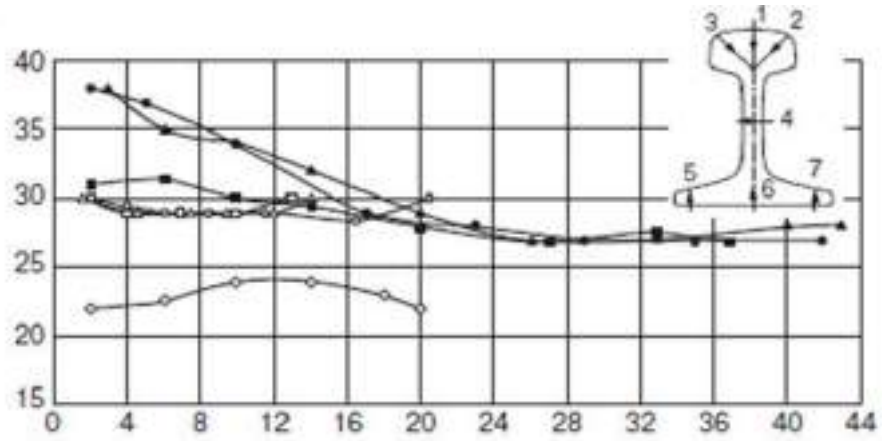
Рисунок 1.19 − Деформація рейки в зварному з’єднанні після ТО при односторонній схемі загартовуючого охолодження [90].



а б

Рисунок 1.20 − Схема подачі загартовуючого середовища (стисненого повітря) в процесі ТО: а – одностороння подача; б – двостороння подача [90].

Твердість, HRC



Відстань від краю, мм

Рисунок 1.21 − Розподіл твердості по перетину рейки при технології гартування головки та підохолодженні підошви рейки [90].

збільшує твердість зварного шву. Але в разі занадто швидкого охолодження сталі, що містить 0,71% вуглецю, в температурному діапазоні фазових перетворень А1…А3 аустенітні зерна перетворюються в мартенсит і утворюється загартований метал. Як відомо, мартенсит має високу твердість і одночасно велику крихкість. При повільному охолодженні <10 °С/с від температури відпалу до температури А1 і примусовому охолодженні стисненим повітрям до температури 510…420 °С, може утворитися бейнітна структуру, яка має високу міцність і ударну в'язкість, але її твердість може виявитися вище нормативної твердості рейкової сталі [44, 92].

В роботах [24, 93] представлені перспективи виробництва принципово нового виду продукції термічно зміцненої рейкової плиті довжиною до 800 м з ресурсом зварного стику, рівним ресурсу рейки. Технологія ТЕК-ДТО-13,6 передбачає зварювання електроконтактним або індукційним способом з 100-метрових гарячекатаних рейок плиті довжиною 800 м з наступною ТО шляхом безперервно-послідовного індукційного нагріву всього перерізу рейки та її подальшого двостороннього диференційованого гартівного охолодження стисненим повітрям регульованої вологості, спрямованого на отримання в головці рейки структури сорбіту та троостосорбіту, максимально можливо однорідної як для суцільнокатаної рейки, так і для зварного стику при відсутності зон термічного впливу. Такий підхід забезпечить максимально можливу рівноміцність зварних з’єднань і суцільнокатаних рейок з отриманням довгих рейкових плітей для безстикової колії з рівним опором зносу і зім’яттю в експлуатації, що дозволить ліквідувати місцеві нерівності в зварних плітях безстикової колії. Крім того, це забезпечує отримання сприятливої епюри внутрішніх залишкових напружень, що сприяють отриманню найбільшого опору зародженню і поширенню контактно-втомних тріщин в головці, корозійновтомних тріщин в підошві і поздовжніх тріщин в шийці рейки як в прокатних, так і в зварних частинах рейкових плітей. Аналіз результатів мікроструктури та твердості в зоні зварного стику після ТО за технологією ТЕК-ДТО показали, що ширина зони зі зниженою твердістю різко зменшилася в порівнянні з локальною ТО зварних швів.

Після локальної ТО ширина зони становила в голівці 60 мм, а в підошві 130 мм. Після ТО по всій довжині ця зона не перевищувала 6 мм (рис. 1.22). Зменшення довжини м'яких зон в зварних стиках призведе до того, що в процесі експлуатації утворення сідловин припиниться. Недоліком цієї технології є її висока вартість за рахунок великих енергозатрат на нагрівання рейки по всій її довжині.

Характеристика найбільш поширеніших способів нагрівання під час процесу термічної обробки зварних зєднань залізничних рейок наведені в Додатку А.

1.5. Проблеми отримання рівномірних властивостей металу в зоні зварного з'єднання залізничних рейок

Незважаючи на великі успіхи в області зварювання рейкових сталей нового покоління та їх ТО, необхідно визнати, що незалежно від способу зварювання та режимів ТО, для високовуглецевих рейкових сталей зі структурою перліту можливо отримати з'єднання без утворення в металі шву та ЗТВ тріщин та гартівних структур, але уникнути появи областей зі зниженою твердістю практично неможливо. Їх можна лише зменшити за рахунок керування режимами зварювання і ТО.

Необхідно визнати, що поки також не вдається забезпечити максимально можливу рівноміцність зварних з'єднань і цільнокатаних рейок з отриманням довгих рейкових плітей для безстикового шляху з рівним опором зношування та зминання в експлуатації, що не дозволяє ліквідувати місцеві нерівності в зварних плітях протягом усього терміну служби рейок.

Розробка технології та проектування обладнання для ТО зварних з'єднань залізничних рейок – це багатокритеріальна задача, яка одночасно потребує вирішення цілого комплексу складних задач, що являє собою досить серйозну проблему, від вирішення якої залежить якість, надійність та економічність рейкового шляху.

На сьогодні у світі немає єдиної усталеної концептуальної думки щодовпровадження технологічного процесу ТО зварних з'єднань за рядом

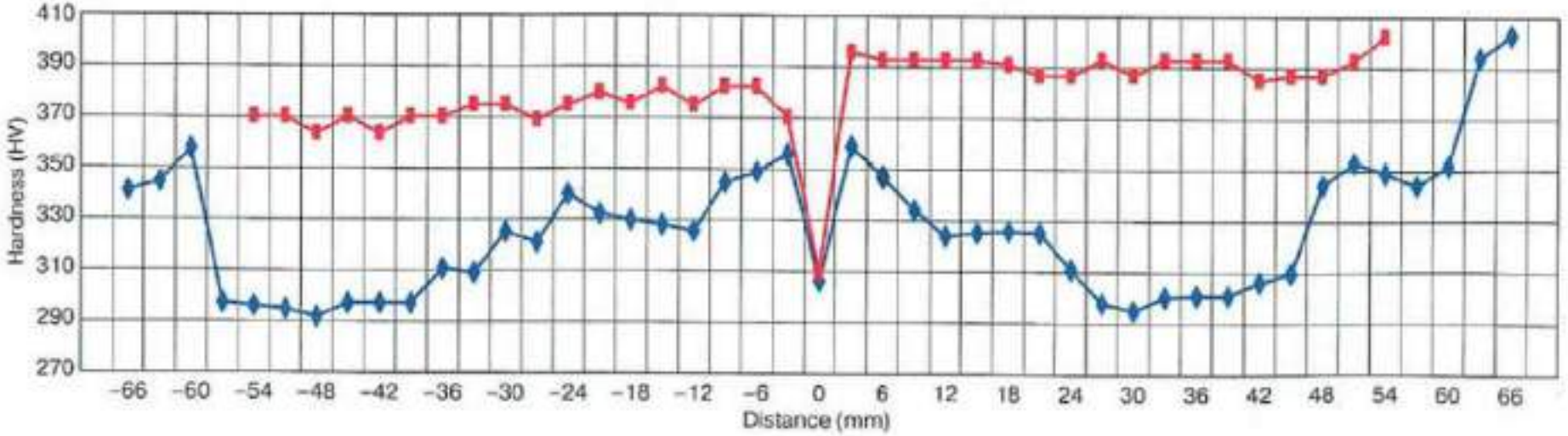


Рисунок 1.22 − Розподіл твердості в зоні зварного з’єднання рейки: верхня крива – по технології ТЕК-ДТО; нижня крива – після локальної ТО [43, 93].

основних технологічних параметрів, а саме: джерело нагрівання, вид гартівної суміші, термічні цикли процесу, температурно-часові показники для зварних з’єднань високоміцних рейок із високовуглецевих рейкових сталей зі схожими ваговими та геометричними показниками. Повною мірою немає чіткого визначення зони термічного впливу ТО, яка в свою чергу залежить від способу виконаного зварного з'єднання.

Однак застосування будь-яких способів ТО пов'язано з неминучими труднощами отримання рівномірних властивостей металу в зоні зварного з’єднання залізничних рейок. Як вже зазначалося вище, зварним з’єднанням рейок притаманні зони з відмінною структурою металу в порівнянні з основним металом рейки і для підвищення зональної однорідності структури та механічних властивостей в зварному з'єднанні близькому до основного металу рейки під час ТО необхідно, щоб в даній області відбулися процеси перлітного перетворення $\gamma \rightarrow \alpha$ в перлітній області з утворенням однорідного розподілу структури сорбіт-троостит. Це означає, що необхідно забезпечити рівномірне температурне поле по поперечному та осьовому напрямку в зоні зварного з'єднання, визначити та забезпечити необхідні часові витримки для протікання дифузійних процесів, що є досить проблематичним з огляду на складну фізичну природу розповсюдження теплових полів, оскільки це може привести до значного збільшення ЗТВ і відповідно появи нових зон зниження металу в зонах високого відпуску.

Також проблемним є питання гартування поверхні кочення в зоні зварного з'єднання з отриманням загартованого шару без гартівних структур бейніту та мартенситу на глибині 11 мм по вимогам вітчизняного ДСТУ, або 22 мм по вимогам європейського стандарту. Ця відмінність у вимогах викликана використанням різних марок рейкових сталей і різними масо габаритними показниками поперечного профілю залізничних рейок. Непропорційність складових елементів рейки (головка, шийка, підошва) значно ускладнює задачу отримання рівномірного температурного поля для забезпечення названих вимог, як в поперечному, так і в поздовжньому напрямках з мінімізацією

областей зі зниженою твердістю.

Досить недостатньо проаналізований вплив режимів ТО, особливо циклу гартування, на структуру зварного з'єднання рейкової сталі, а також вплив утвореної структури на експлуатаційну стійкість. А саме цикл охолодження при гартуванні більшою мірою формує структуру металу та його властивості.

Важливою задачею індукційної ТО зварних з'єднань залізничних рейок є складний процес визначення необхідної форми індуктора, яка здатна задовольнити всі вимоги технологічного процесу індукційної ТО та забезпечити формування необхідної структури та властивостей. Форма і конструкція індуктора залежить від багатьох характеристик: геометричних (складна форма поперечного перерізу рейок, різні масогабаритні показники їх складових частин – головки, шийки та підошви), електричних (робоча частота, електромагнітні параметри систем), теплових (швидкість нагріву, час підтримки, швидкість охолодження, поширення теплових полів у складній геометрії об’ємів металу в зоні зварного з'єднання і основного металу), а також місця проведення ТО зварних з’єднань залізничних рейок (рейковзварювальне підприємство, польові умови, ремонт).

На закінчення відзначимо, що існуючі технології індукційної ТО зварних з'єднань високоміцних рейок потребують подальшого дослідження та удосконалення процесу ТО в плані управління режимами термічного циклу в діапазоні температур фазових перетворень і вплив на структуру фазових складових металу у зварному з'єднанні, які визначають його надійність і довговічність. Недостатньо визначена ширина зон впливу при ТО зварного з'єднання. При дослідженні процесу ТО необхідно визначити таку зону, щоб максимально пов'язати однорідність зварного з'єднання з основним металом рейки і зменшити її чутливість до концентраторів напружень.

Наряду з лабораторними та дослідно-промисловими дослідженнями режимів ТО, одним із ефективних підходів у світовій практиці є застосування методів фізичного і математичного моделювання для визначення необхідних температурних умов протікання процесу, напруженого стану з’єднань, енер-

гетичних параметрів системи та фазових перетворень, яке вирішується з застосуванням обчислювальної техніки та спеціалізованого програмного забезпечення заснованого на чисельних методах розрахунку (наприклад, методі скінченних елементів). Зважаючи на складну геометрію та мультизадачність, для зменшення обчислювальної потужності та часу розрахунку, застосовуються різні прийоми щодо спрощення математичних моделей, наприклад, розрахунок електромагнітних та теплових полів проводять без врахування деформації матеріалу, структурних перетворень, застосовують спрощені вісісиметричні та двовимірні моделі, замість тривимірних, розраховують не весь процес в цілому, а одну задачу окремо від інших [27, 32 – 36, 39 – 42, 63 – 68].

Не зважаючи на вартість обладнання, індукційний спосіб нагріву залишається найбільш перспективним і затребуваним промисловістю і його необхідно в подальшому застосовувати і розвивати. Особливо це стосується питань ТО зварних стиків високоміцних залізничних рейок, для яких необхідно удосконалювати цей процес з застосуванням сучасного рівня розвитку знань, техніки та обладнання. Причому рухатися в цьому напрямку необхідно з залученням теоретичних засад процесів електромагнетизму, теплопередачі та матеріалознавства (металознавства), використовуючи сучасні методи комп’ютерного моделювання з їх перевіркою на спрощених фізичних моделях, з подальшим переходом до реальної ТО зварних зразків стиків рейок із знаходженням покращених режимів їх ТО і конструкцій індукторів для підвищення якості зварного з'єднання та строку його експлуатації.

Тому виникає необхідність проведення подальших досліджень і вивчення особливостей кінетики фазових перетворень у зварному з'єднанні рейки в процесі нагрівання та охолодження при проведенні індукційної ТО, яке допоможе вирішити поставлену задачу. Для вирішення загального завдання необхідно враховувати всі вище перераховані проблеми із розробкою і застосуванням комплексного підходу. Саме вирішенню цих завдань присвячені матеріали представленої дисертаційної роботи.

1.6. Постановка задач та висновки до розділу 1

Проведений інформаційно-аналітичний огляд показав, що не дивлячись на значні успіхи у вирішення питання підвищення конструкційної міцності зварних з'єднань високоміцних залізничних рейок на теперішній час залишається актуальним питання підвищення їх якості та строку експлуатації, оскільки кількість виявлених дефектів в них залишається ще значною. Тому виникає необхідність проведення подальших досліджень і вивчення особливостей кінетики фазових перетворень в зварному з'єднанні рейки в процесі нагріву і охолоджування при проведенні індукційної ТО. Це допоможе вирішити поставлену задачу по удосконаленню технологічних вимог і параметрів та режимів індукційної ТО зварних з'єднань для якнайкращого забезпечення однорідності зварного з’єднання, що зменшить чутливість до концентраторів напружень, та в свою чергу, підвищить його надійність. Існуючі технології ТО зварних з'єднань високоміцних залізничних рейок потребують подальшого удосконалення і дослідження цього процесу, оскільки на сучасному етапі діючі технології не забезпечують повною мірою достатню однорідність структури зварного з'єднання і основного металу.

За регламентованими стандартами 15% мінімального рівня твердості, до якого допустимо знеміцнення металу зони термічного впливу зварних з’єднань високоміцних залізничних рейок, за наявними технологіями не завжди вдається досягти. При дослідженні процесу індукційної ТО мало уваги приділялося питанню визначення оптимально розміру меж цієї зони після повторного перекристалізаційного нагріву, та не регламентована її ширина для запобіганню явища місцевого зминання, що в свою чергу приводить до виникнення сідловин в процесі експлуатації рейок. При дослідженні процесу термічної обробки необхідно визначити таку зону, щоб максимально підвищити однорідність зварного з'єднання з основним металом рейки і зменшити її чутливість до концентраторів напруги.

Одним з можливих шляхів розв’язання цієї проблеми, як свідчить аналіз світового досвіду, є завдання оптимізації існуючої технології та конструктивних параметрів індукторів процесу індукційної ТО, які би відповідали сучасним вимогам, що пред’являються до зварних з'єднань високоміцних рейок для підвищення довговічності і надійності залізничних магістралей. Індукційний спосіб нагріву струмами високої частоти зварних з'єднань залізничних рейок процесі їх ТО має більше переваг в порівнянні з іншими способами, хоча має і ряд стримуючих чинників його поширення, основний з яких – вартість обладнання. Також складним є процес визначення форми і конструкції робочого органу – індуктора, який задовольняв би всім вимогам технологічного процесу термічної обробки зварного стику залізничної рейки.

Необхідно проводити подальші дослідження щодо впливу швидкостей нагріву, часу витримки і охолодження на особливості структуроутворення шляхом управління режимами термічного циклу в діапазоні температур фазових перетворень і вплив на структуру фазових складових металу у зварному з'єднанні, які визначають його надійність і довговічність.

При вирішенні завдання термічної обробки потрібно враховувати складну форму поперечного перерізу зварної рейки і поширення теплових полів в металі зварного з'єднання вздовж осі рейки. Важливим є застосування методів фізичного і математичного моделювання для визначення необхідного розповсюдження теплового поля, електромагнітних параметрів системи і фазових перетворень при індукційній термічної обробки зварного з'єднання рейок.

Таким чином, основною метою роботи є визначення впливу режимів індукційної ТО на стуктуроутворення та механічні властивості зварного з'єднання виконаного контактно 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 вирішувалися наступні задачі:

- розробити комплексну підхід фізичного та математичного моделювання для дослідження процесів індукційної ТО зварних з'єднань залізничних рейок із високовуглецевих рейкових сталей, яка 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 в зварному з'єднанні модельних зразків малих геометричних форм та визначити енергетичні та геометричні параметри системи «індуктор – виріб» та розробити індукційне обладнання для фізичного моделювання процесів ТО;
- встановити кінетику фазових перетворень при охолодженні контактно стикового зварного з'єднання рейкової сталі К76Ф при її ТО та побудувати термокінетичну діаграму перетворень;
- в 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 підвищення структурної однорідності металу, формування його кінцевої структури без утворення гартівних структур, підвищення механічних властивостей металу;
- для контактно стикового зварного 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 трьохвимірного 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.

РОЗДІЛ 2

МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ ПРОЦЕСУ ІНДУКЦІЙНОЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК

2.1. Методика фізичного моделювання процесу індукційної термічної обробки на модельних зразках

Для визначення нового чи коригування існуючого режиму нагріву, який забезпечує найкраще поєднання технологічних параметрів для отримання необхідних структурно-фазових перетворень зварного з'єднання високоміцних залізничних рейок, що піддаються індукційній ТО, доцільно застосовувати методи математичного та фізичного моделювання, які засновані на використанні математичних моделей, чисельних методів розрахунків і отриманих експериментальних даних фізичного моделювання, при визначенні ключових параметрів процесу індукційної ТО. Застосування методів математичного та фізичного моделювання розширює можливість щодо дослідження впливу швидкості нагрівання, часу витримки і охолодження на особливості структуроутворення в діапазоні температур фазових перетворень, а також впливу на частку структурних складових у зварному з'єднанні [105 – 109].

Математичне моделювання використовують переважно для дослідження електричних характеристик системи та теплових процесів в індукційній системі в залежності від того чи іншого конструктивного чи технологічного параметру процесу індукційного нагріву. Процес нагрівання дослідного матеріалу в ході виконання індукційної ТО безумовно пов'язаний з постійною зміною величин фізичних параметрів матеріалу, що веде за собою зміну енергетичних параметрів індукційної системи. Застосування математичного моделювання дозволяє оцінити ефективність індукційного нагріву, що залежить в першу чергу від конструкції, форми та геометричних розмірів головного

елементу індукційної системи – індуктора, електромеханічного пристрою призначеного для концентрування змінного електромагнітного поля в зонах, що нагріваються. Саме тому важливу роль відіграє попередній розрахунок розповсюдження електромагнітного поля та індукованих вихрових струмів, які перетворюються в джерела теплоти, і оцінка ефективності дії теплового поля.

Використання лише методів математичного моделювання не завжди достатньо для отримання адекватного результату в зв’язку з можливою відсутністю деяких вхідних даних для повного і адекватного опису процесів, що відбуваються у індукційній системі. Складний взаємозв'язок між фізичними параметрами процесу ускладнює, а в деяких випадках унеможливлює урахування всіх чинників, з огляду на збільшення ресурсоємності задачі. Саме тому вирішення такого роду задач вимагає комплексного вирішення за рахунок як математичного так і фізичного моделювання індукційної ТО зварного з'єднання рейки, що надає можливість отримати більш коректний кінцевий результат.

В зв'язку з цим було запропоновано концепцію фізичного моделювання для відпрацювання режиму індукційної ТО зварних з'єднань із високоміцних рейкових сталей. Фізичне моделювання процесу індукційної ТО значно розширює можливість щодо дослідження впливу основних технологічних параметрів – швидкості нагрівання, часу витримки і охолодження на особливості структуроутворення в діапазоні температур фазових перетворень, а також впливу на структурні складові металу у зварному з'єднанні. Запропонована концепцію фізичної моделі має таку ж саму фізичну природу і буде реалізовуватися на основі теорії подібності і геометричних, електромагнітних і теплових критеріїв.

Основним завданням при створенні фізичних моделей є зменшення лінійних розмірів нагріваємого об'єкту та спрощення його форми поперечного перерізу при збереженні фізичної природи натурного процесу та з урахуванням усіх фізичних явищ.

Однією з важливих вимог, що визначає відповідність фізичної моделі натурному процесу, є дотримання критеріїв подібності і розмірності натурного та модельного об'єкту дослідження. Проведений аналіз можливостей фізичного моделювання індукційної ТО показує, що в повній мірі відтворити даний процес вкрай проблематично, і для ряду задач неможливо, з огляду на певні особливості як індукційної системи, так і форми поперечного перерізу зварного з’єднання стику рейки. Тим не менш, спрощена фізична модель дозволяє якісно оцінити характеристики процесу і в ряді випадків отримати експериментальні дані, які можливо екстраполювати до параметрів натурних зразків.

Для реалізації поставленої цілі була запропоновано концепція фізичної моделі для відпрацювання режиму індукційної ТО зварних з'єднань, що має таку ж саму фізичну природу з урахуванням взаємно пов’язаних властивостей і фізичних явищ із оригіналом дослідження і була реалізована на основі критеріїв геометричної, електродинамічної та теплової подібності. Розглядається спрощена модель зразка, на якому відпрацьовуються режими нагріву і досліджуються властивості металу шву, підданого індукційній ТО, після чого здійснюється перехід до уточнення режимів ТО реального зварного з’єднання високоміцних залізничних рейок. Даний підхід дає можливість значно скорочувати ресурси при визначені найкращих режимів нагрівання виробів із високоміцних вуглецевих сталей, у тому числі стикових зварних швів залізничних рейок.

Враховуючи складну форму поперечного перерізу рейки та різних масогабаритних параметрів її основних складових частин, для спрощення математичного і фізичного моделювання процесу індукційного нагріву було запропоновано досліджувати індукційний нагрів основних елементів рейки – головки, шийки і підошви окремо. До того ж, з метою спрощення фізичного моделювання нагріву, прості фігури можна ще і зменшити, застосовуючи теорію подібності [110, 111, 112].

В якості натурного об'єкту дослідження було вибрано головку залізничної рейки, як елемент який приймає участь у динамічному навантаженні пари «колесо – рейка» та контактному зносі поверхні кочення і схильна до зародження в зоні поперечного зварного шва дефектів і тріщин та містить в поперечному перерізі загартований шар, перехідний та основний метал.

В нашому випадку при розрахунку критеріїв подібності за основу вибрані найбільш важливі критерії при фізичному моделюванні розповсюдження електромагнітних та теплових полів в індукційній системі: l_m – масштаб лінійних розмірів; f – частота струму чи Δ – глибина проникнення магнітних потоків; I – сила електричного струму; Fo – критерій теплових процесів Фур'є. Фізична модель при цьому буде відповідати електродинамічним, тепловим та геометричним критеріям подібності і відтворювати фізичну природу індукційної ТО. Нагрівання модельного зразку має відбуватись за рахунок електричних втрат індукованого високочастотного струму в модельному зразку, а охолодження за рахунок природної чи вимушеної конвекції.

Приймемо допущення, що поперечний переріз головки залізничної рейки представляється у вигляді суцільного стрижня, рис. 2.1, з діаметром $\mathbf{D_1}$, периметром $\mathbf{L_1}$ та площею $\mathbf{S_1}$. При цьому периметр $\mathbf{L_1}$ дорівнює периметру зони нагріву під індуктором головки рейки $\mathbf{L_г}$, відповідно рівними приймаються площа перерізу циліндра $\mathbf{S_1}$ та площа головки рейки $\mathbf{S_г}$. Дане геометричне перетворення дозволить зберегти геометричні та вагові параметри досліджуваної системи, що забезпечить коректні результати фізичного моделювання. В місці уявного осьового перерізу **P** рейки приймемо умову, що температура даної області така як на поверхні головки, і відтік тепла в поперечному напрямку не відбувається.

Для визначення параметрів математичної і фізичної моделі визначемо геометричні розміри досліджуваного циліндричного зразка із поперечним зварним з'єднанням, частоту живлячого індуктор струму.

Для спрощення подальшого фізичного моделювання індукційного нагріву зменшимо габарити циліндричного натурного стрижня до модельного

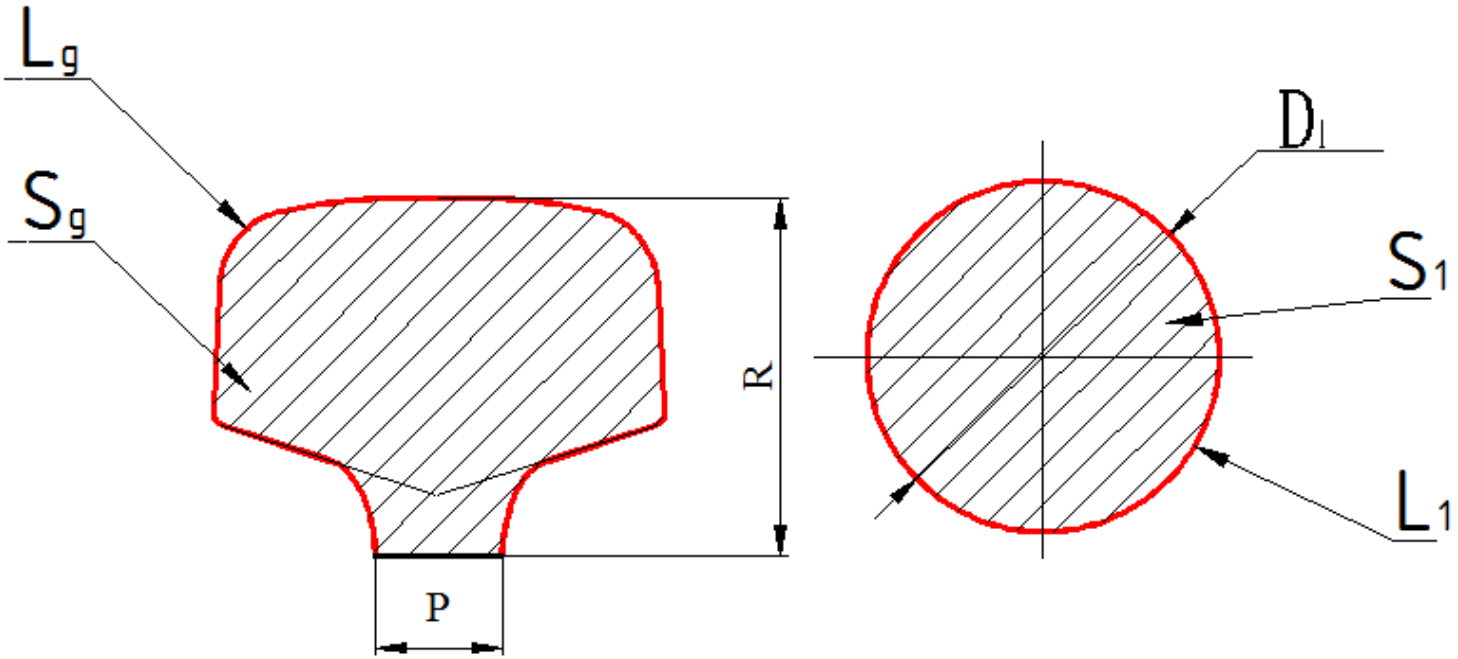


Рисунок 2.1 – Поперечні перетини головки рейки і суцільного циліндричного стержня, що заміщує її.

стрижня, вводячи в розгляд масштабні коефіцієнти [110, 111, 112]. Для подібності електромагнітних процесів індукційної системи, що розглядається, приймемо масштаби магнітної індукції m_B, магнітної проникності сталі m_μ, напруженості магнітного поля m_H і питомої електричного опору m_ρ натурного 1 і модельного 2 стрижнів рівними одиниці, що справедливо в разі використання сталі з однаковими електрофізичними характеристиками:

$$m_B = B_1/B_2 = 1; \quad m_\mu = \mu_1/\mu_2 = 1; \quad m_H = H_1/H_2 = 1; \quad m_\rho = \rho_1/\rho_2 = 1, \quad (2.1)$$

де B_1, B_2; μ_1, μ_2; H_1, H_2; ρ_1, ρ_2 – відповідно магнітні індукції, магнітні проникності, напруженості магнітного поля й питомі електричні опори в натурному та модельованому стрижнях, які відповідно рівні між собою.

В якості основних лінійних геометричних розмірів l приймемо: діаметри натурного і модельного циліндричних стрижнів d_1, d_2; довжини магнітних силових ліній в стрижнях під індуктором l_1, l_2 (в розглянутих моделях близьких до довжини індуктора); глибини проникнень магнітних потоків і індукованих струмів в стрижні Δ_1, Δ_2. Масштаб лінійних розмірів m_l, рівний відношенню названих геометричних розмірів, буде дорівнювати:

$$m_l = d_1/d_2 = \Delta_1/\Delta_2 = l_1/l_2 \quad (2.2)$$

Глибина проникнення індукованих струмів у натурному та модельному стрижнях для сталі [113 – 117]:

$$\Delta_{1,2} = \frac{1}{k_R} \cdot \sqrt{\frac{2 \cdot \rho}{2 \cdot \pi \cdot f_{1,2} \cdot \mu_0 \cdot \mu_r}}, \quad (2.3)$$

де $\approx 1{,}4$ – коефіцієнт зменшення глибини проникнення для феромагнітного середовища;

f_1, f_2 – частоти індукованих струмів у натурному і модельному стрижнях;

$\mu_0 = 4 \cdot \pi \cdot 10^{-7}$ Гн/м – магнітна стала; μ_r – відносне значення магнітної проникності сталі. Для неферомагнітної сталі, яка втратила магнітні властивості, коли її температура перевищила точку Кюрі (приблизно 750 °С), $k_R = 1$ і $\mu_r = 1$.

Розділивши Δ_1 на Δ_2, використовуючи вирази (2.1) – (2.3), отримаємо:

$$m_l = \Delta_1/\Delta_2 = \sqrt{f_2/f_1} = 1/\sqrt{m_f}\,, \qquad (2.4)$$

де m_f – масштаб частоти струму,

$$m_f = f_1/f_2 = 1/m_l^2. \qquad (2.5)$$

Час обернено пропорційний частоті $t \sim 1/f$. Тому масштаб часу за один період коливання струму m_t, при врахуванні виразу (2.5), буде дорівнювати:

$$m_t = t_1/t_2 \sim f_2/f_1 = 1/m_f = m_l^2. \qquad (2.6)$$

Згідно із законом електромагнітної індукції [118] напруга в натурному та модельному циліндричних стрижнях (в першому наближенні):

$$U_{1,2} \approx 2\cdot\pi\cdot f_{1,2}\cdot B_{1,2}\cdot s_{1,2}, \qquad (2.7)$$

де s_1, s_2 – площі перетинів, по яких проходить магнітний потік в стрижнях. При високих частотах

$$s_{1,2} \approx \pi\cdot k_d\cdot d_{1,2}\cdot\Delta_{1,2}. \qquad (2.8)$$

Тут k_d – коефіцієнт зменшення діаметра стрижня, приблизно на глибину проникнення магнітного потоку. Цей коефіцієнт однаковий для обох стрижнів.

Масштаб напруги m_U, з урахуванням виразів (2.1), (2.2), (2.5), (2.7) і (2.8), дорівнює:

$$m_U = U_1/U_2 \approx f_1\cdot d_1\cdot\Delta_1/(f_2\cdot d_2\cdot\Delta_2) = m_f\cdot m_l\cdot m_l = 1, \qquad (2.9)$$

що відповідає масштабу m_B.

Електричний опір ділянок стрижнів, по яких протікає струм [113]:

$$R_{1,2} = \rho\cdot\pi\cdot k_d\cdot d_{1,2}/s'_{1,2}. \qquad (2.10)$$

де s'_1, s'_2 – площі перетинів, за якими протікає струм в стрижнях. При високих частотах

$$s'_{1,2} \approx \Delta_{1,2}\cdot l_{1,2}. \qquad (2.11)$$

Масштаб електричного опору m_R, з урахуванням виразів (2.2), (2.10) і (2.11), дорівнює:

$$m_R = R_1/R_2 \approx d_1\cdot\Delta_2\cdot l_2/(d_2\cdot\Delta_1\cdot l_1) = m_l/(m_l\cdot m_l) = 1/m_l. \qquad (2.12)$$

Згідно із законом Ома струм [113]:

$$I_{1,2} = U_{1,2}/R_{1,2}. \qquad (2.13)$$

Масштаб струму m_I, з урахуванням виразів (2.9), (2.12) і (2.13), дорівнює:

$$m_I = I_1/I_2 = m_U/m_R = m_l. \quad (2.14)$$

Густина струму [113]:

$$J_{1,2} = I_{1,2}/s'_{1,2}. \quad (2.15)$$

Масштаб густини струму m_J, з урахуванням виразів (2.2), (2.11), (2.14) і (2.15), дорівнює:

$$m_J = J_1/J_2 = I_1 \cdot \Delta_2 \cdot l_2/(I_2 \cdot \Delta_1 \cdot l_1) = m_I/(m_l \cdot m_l) = 1/m_l. \quad (2.16)$$

Повна та активна потужність [113]:

$$S_{1,2} = U_{1,2} \cdot I_{1,2}; \quad P_{1,2} = I_{1,2}^2 \cdot R_{1,2}. \quad (2.17)$$

Масштаби повної m_S и активної m_P потужності, з урахуванням виразів (2.9), (2.12), (2.14) і (2.17), дорівнюють:

$$m_S = S_1/S_2 = m_U \cdot m_I = m_l; \; m_P = P_1/P_2 = m_I^2 \cdot m_R = m_U^2/m_R = m_l. \quad (2.18)$$

Енергія за один період коливання струму пропорційна потужності і часу $W \sim P \cdot t$, при цьому її масштаб m_W:

$$m_W = W_1/W_2 \sim P_1 \cdot t_1/(P_2 \cdot t_2) = m_P \cdot m_t = m_l^3. \quad (2.19)$$

Потокозчеплення Ψ:

$$\Psi_{1,2} = w \cdot \Phi_{1,2} = w \cdot B_{1,2} \cdot s_{1,2}, \quad (2.20)$$

де – w кількість витків, для стрижнів $w = 1$;

Φ_1, Φ_2 – магнітні потоки в стрижнях. При цьому масштаб потокозчеплення m_Ψ і магнітних потоків m_Φ з виразів (2.1), (2.8) і (2.20)

$$m_\Psi = \Psi_1/\Psi_2 = d_1 \cdot \Delta_1/(d_2 \cdot \Delta_2) = m_l \cdot m_l = m_l^2; m_\Phi = \Phi_1/\Phi_2 = m_l^2. \quad (2.21)$$

Індуктивність [113]:

$$L_{1,2} = \Psi_{1,2}/I_{1,2}. \quad (2.22)$$

Масштаб індуктивності m_L, з урахуванням виразів (2.1), (2.14), (2.20) і (2.22), дорівнює:

$$m_L = L_1/L_2 = \Psi_1 \cdot I_2/(\Psi_2 \cdot I_1) = m_\Psi/m_I = m_l. \quad (2.23)$$

Індуктивний (реактивний) опір [113]:

$$X_{1,2} = 2 \cdot \pi \cdot f_{1,2} \cdot L_{1,2}. \quad (2.24)$$

Масштаб індуктивного опору (реактансу) m_X, з урахуванням виразів (2.5), (2.23) і (2.24), дорівнює:

$$m_X = X_1/X_2 = f_1 \cdot L_1/(f_2 \cdot L_2) = m_f \cdot m_L = 1/m_l. \quad (2.25)$$

Масштаб повного опору (імпедансу) m_Z, з урахуванням виразів (2.23) і (2.25),

$$m_Z = Z_1/Z_2 = \sqrt{m_R^2 + m_X^2} = 1/m_l. \quad (2.26)$$

Для подібності нестаціонарних теплових процесів індукційної системи приймемо критерій Фур'є у наступному вигляд [111, 116, 119, 120]:

$$\text{Fo} = a \cdot \tau'/l^2, \quad (2.27)$$

де a – коефіцієнт температуропровідності:

$$a = \lambda/(\gamma \cdot c); \quad (2.28)$$

де λ – теплопровідність;

γ – густина;

c – теплоємність (a, λ, γ і c однакові для натурного та модельного стрижнів);

τ' – час нагріву.

Формула (2.27) може бути записана в перетвореному вигляді [121]:

$$\text{Fo} = \frac{\left(\frac{\lambda}{l} \cdot \Delta T\right) \cdot l^2 \cdot \tau'}{c \cdot \left(\gamma \cdot l^3\right) \cdot \Delta T}, \quad (2.29)$$

де ΔT – різниця температур в процесі нагрівання.

З виразу (2.29) можна зробити висновок, що критерій Fo являє собою відношення кількості теплоти, що протікає за рахунок теплопровідності за час τ', до кількості теплоти, яка пішла на зміну температури тіла, і є мірою швидкості зміни температури тіла при нестаціонарному тепловому стані [121]. Критерій Fo повинен бути однаковий для натурного та модельного стрижнів, як і коефіцієнт a. Прирівнюючи праві частини виразу (2.27) для обох стрижнів можна знайти масштаб часу для теплових процесів нагрівання стрижнів $m_{\tau'}$:

$$m_{\tau'} = \tau_1/\tau_2 = (l_1/l_2)^2 = m_l^2. \quad (2.30)$$

Швидкість нагрівання v ділянок стрижнів прямо пропорційна температурі T і обернено пропорційна часу τ, $v \sim T/\tau$. Оскільки температури повинні бути однакові, то масштаб швидкості для теплових процесів нагрівання стрижнів m_v, з урахуванням виразу (2.30):

$$m_{v'} = v_1/v_2 \sim \tau_2/\tau_1 = 1/m_{\tau'} = 1/m_l^2. \qquad (2.31)$$

Вирази (2.30) і (2.31) справедливі в разі рівності потужностей, що підводяться до стержнів 1 і 2. Якщо ж потужність в стрижні 2 зменшена, див. формулу (2.18) для активної потужності, то масштаб часу для теплових процесів нагріву стрижнів m_τ буде дорівнювати:

$$m_\tau = m_{\tau'}/m_p = m_l^2/m_l = m_l. \qquad (2.32)$$

Відповідно масштаб швидкості для теплових процесів нагрівання стрижнів m_v, згідно виразам (2.31) і (2.32), дорівнює:

$$m_v = 1/m_\tau = 1/m_l. \qquad (2.33)$$

Формула (2.32) може бути отримана і з інших міркувань. Так, потужність джерела теплоти Q, що витрачається на нагрів ділянки стрижня [119]

$$Q(T) \sim M \cdot c(T) \cdot dT/d\tau. \qquad (2.34)$$

Тут M – маса ділянки, що нагрівається; T – температура нагрівання ділянок стрижнів. Маса ділянок стрижнів, що нагріваються, приблизно дорівнює:

$$M_{1,2} \approx \gamma \cdot l_{1,2} \cdot \pi \cdot d_{1,2}^2/4. \qquad (2.35)$$

Масштаб потужності m_Q, з урахуванням виразів (2.2), (2.34) і (2.35),

$$m_Q = Q_1/Q_2 \sim l_1 \cdot d_1^2 \cdot \tau_2/(l_2 \cdot d_2^2 \cdot \tau_1) = m_l \cdot m_l^2/m_\tau = m_l^3/m_\tau. \qquad (2.36)$$

Час нагрівання ділянок стрижнів від температури T_0 до T_1 (без урахування втрат на випромінювання і конвекцію):

$$\tau_{1,2} \sim \int_{T_0}^{T_1} \frac{Q_{1,2}(T)}{P_{1,2}(T)} dT \sim Q_{1,2}/P_{1,2}. \qquad (2.37)$$

Тоді рівняння для визначення масштабу m_τ, з урахуванням виразів (2.36) – (2.37), запишеться у вигляді:

$$m_\tau = \tau_1/\tau_2 \sim Q_1 \cdot P_2/(Q_2 \cdot P_1) = m_Q/m_P = m_l^2/m_\tau, \qquad (2.38)$$

звідки шуканий масштаб часу

$$m_\tau = m_l,$$

що співпадає з результатом виразу (2.32).

Слід зазначити що для масштабування моделі частоту струму вибирали для натурного зразка рівній частоті струму тиристорного перетворювача частоти, яка становить f_1 = 2,4 кГц, а для модельного зразка частоту транзисторного перетворювача, яка дорівнює f_2 = 130 кГц. Масштабний коефіцієнт частоти за формулою (2.5) $m_f = 18{,}46 \cdot 10^{-3}$, а масштабний коефіцієнт лінійних розмірів за формулою (2.4) $m_l = 7{,}36$.

Глибини проникнення індукованих струмів у натурному і модельному стрижнях за формулою (2.3) (при $\rho_{850C} \approx 7{,}76 \cdot 10^{-7}$ Ом·м) – Δ_1 = 9,05 мм, Δ_2 = 1,23 мм у випадку, коли сталь втратила магнітні властивості.

Діаметр натурного зразка d_1 = 62,7 мм. За масштабним коефіцієнтом лінійних розмірів, діаметр модельного зразка $d_2 = d_1/m_l \approx 8{,}5$ мм. У табл. 2.1 наведені значення масштабних коефіцієнтів для модельного стрижня розрахункової індукційної системи.

Для проведення досліджень використано методику, яка передбачала підготовку спеціально розрахованого модельного зразка зі зварним з'єднанням [122], розробкою та налагодженням лабораторного обладнання для відпрацюванням режимів індукційної ТО, проведення вимірювання твердості зони зварного з’єднання та виконання металографічних досліджень.

З урахуванням зазначених вимог було розроблено фізичну модель індукційної ТО зварного з’єднання залізничних рейок. В ході розрахунків критеріїв подібності для фізичного моделювання процесу індукційної ТО було визначено геометричні параметри зразку із досліджуваної сталі, які залежать від фізики процесу індукційного нагріву (глибини проникнення електромагнітного поля) та потужності високочастотного джерела живлення (нагрівання певної зони до необхідної температури). Фізична модель індукційного системи представлена на рис. 2.2 та складається з модельного зразка у вигляді суцільного циліндричного стержня, що нагрівається, виконаного з високовуглецевої рейкової сталі К76Ф з зоною ЗТВ зварного з'єднання після контактно стикового зварювання по його центру та тривиткового водоохолоджуваного

Таблиця 2.1.

Масштабні коефіцієнти індукційної системи

№№	Параметр	Коефіцієнт переходу	Масштабний коефіцієнт
1	Лінійні розміри, l	$m_l = 1/\sqrt{m_f}$	7,36
2	Частота струму, f	$m_f = 1/m_l^2$	$18{,}462 \cdot 10^{-3}$
3	Період струму, T	$m_t = m_l^2$	54,2
4	Струм, I	$m_I = m_l$	7,36
5	Електричний опір, R	$m_R = 1/m_l$	0,135
6	Щільність струму, J	$m_J = 1/m_l$.	0,135
7	Повна потужність, S	$m_S = m_l$	7,36
8	Активна потужність, P	$m_P = m_l$	7,36
9	Енергія, W	$M_W = m_l^3$	398,68
10	Потокозчеплення,Ψ	$M_\Psi = m_l^2$	54,2
11	Індуктивність, L	$m_L = m_l$	7,36
12	Реактанс, X	$m_X = 1/m_l$	7,36
13	Імпеданс, Z	$m_Z = 1/m_l$	0,135
14	Час нагрівання, τ	$m_\tau = m_l^2$	54,2
15	Швидкість нагрівання, v	$m_v = 1/m_l^2$	0,0184

індуктора з мідної круглої трубки з внутрішнім прямокутним концентратором магнітного поля, який слугує джерелом змінного електромагнітного поля заданої частоти. Вибір технологічних параметрів процесу індукційної ТО і, як наслідок, теплових режимів обробки в основному переслідує ціль підвищення структурної однорідності зони зварного з'єднання та недопущення утворення гартівних структур мартенситу та бейніту, які призводять до появи додаткових концентраторів напружень.

Для виконання роботи був використаний повнопрофільний фрагмент зварного з'єднання високоміцної залізничної рейки довжиною 1200 мм, який за геометричними параметрами класифікований як рейка типу Р65-І-К76Ф-25-3/1 ДСТУ 4344:2004 виробництва ПАТ «МК «Азовсталь» та звареного методом пульсуючого оплавлення, виконаного на стаціонарній машині К1000 конструкції ІЕЗ ім. Є.О. Патона виробництва ПАТ "КЗЕЗО". Параметри процесу зварювання представлені на рис. 2.3. Ширина головки рейки 75 мм, висота головки по осі 45 мм. Зварювання контрольної партії рейок в кількості 10 стиків.

Для відпрацювання експериментальної частини фізичного моделювання зі зварного стику рейок Р65 вирізалася центральна частина таким чином, щоб лінія сплавлення знаходилася симетрично по центру, яка охоплює зону зварного шву та основного металу. В наступному з даного фрагменту з частини головки рейки були виготовлені модельні зразки шляхом вирізання та проточування (рис. 2.4) вздовж осі рейки для дослідження впливу технологічних параметрів індукційної ТО. В модельних зразках діаметром 8,5 мм та довжиною 110 мм зварне з'єднання знаходилося симетрично по центру зразка (рис. 2.5).

В умовах локальної індукційної ТО зварних з'єднань першочергове значення набуває ширина зони нагрівання та виходячі з цього – довжина модельного зразка, для коректного відображення фізичної картини процесу. Розповсюдження температурного поля по глибині зони, що нагрівається, носить чітко трапецієвидний характер з досить гострими кутами нахилу бічної

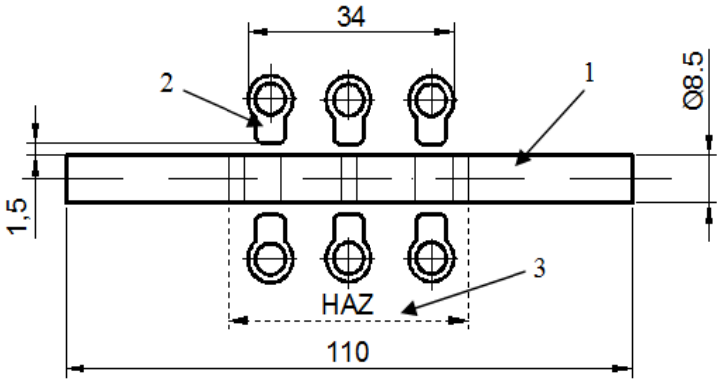
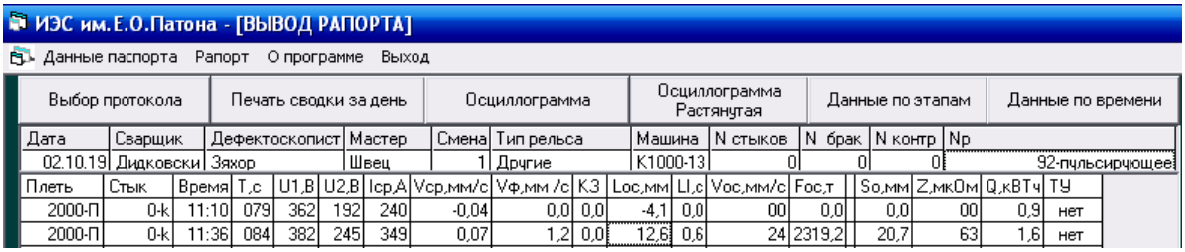


Рисунок 2.2. – Геометричні розміри фізичної моделі індукційної системи: 1 – модельний зразок; 2 – індуктор з концентратором; 3 – зона зварного з’єднання.



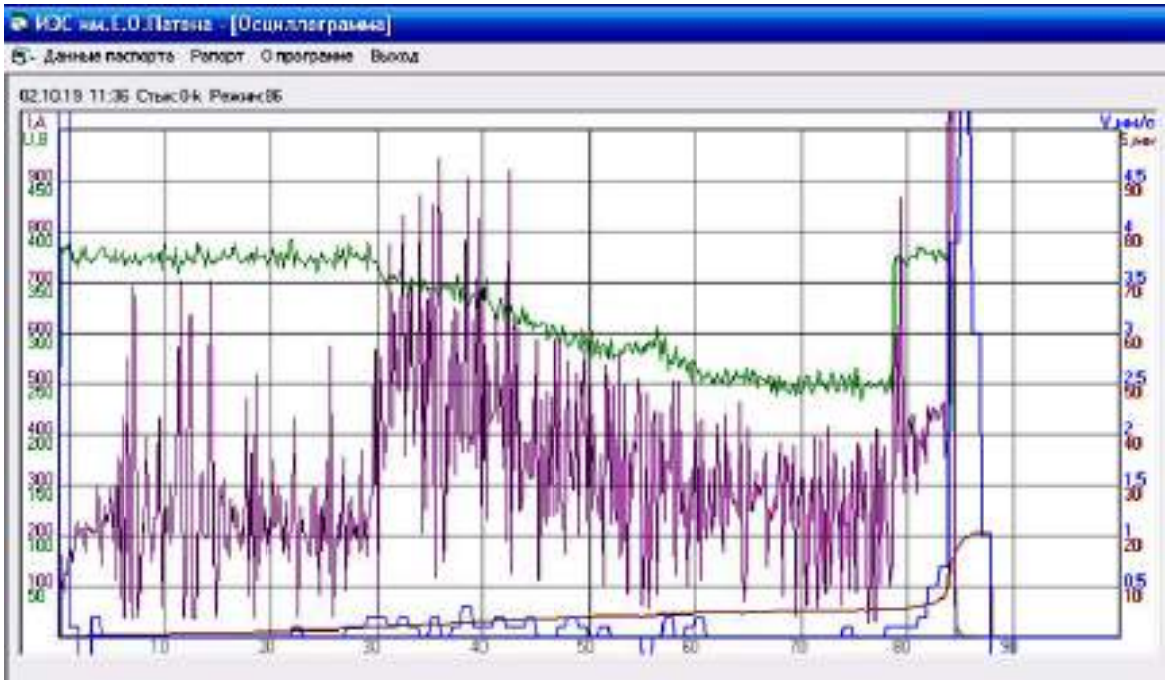


Рисунок 2.3 – Запис зміни в часі основних параметрів процесу зварювання контрольних стиків рейок.

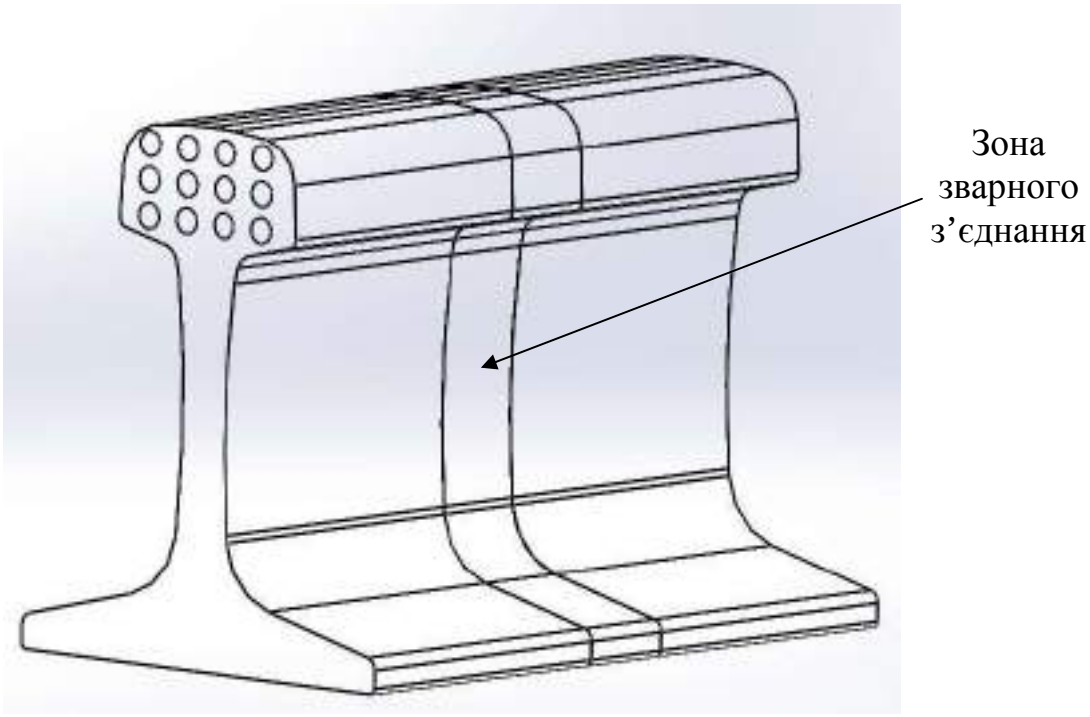


Рисунок 2.4. Ілюстрація схеми вирізки модельних зразків зі зварного з’єднання залізничних рейок.

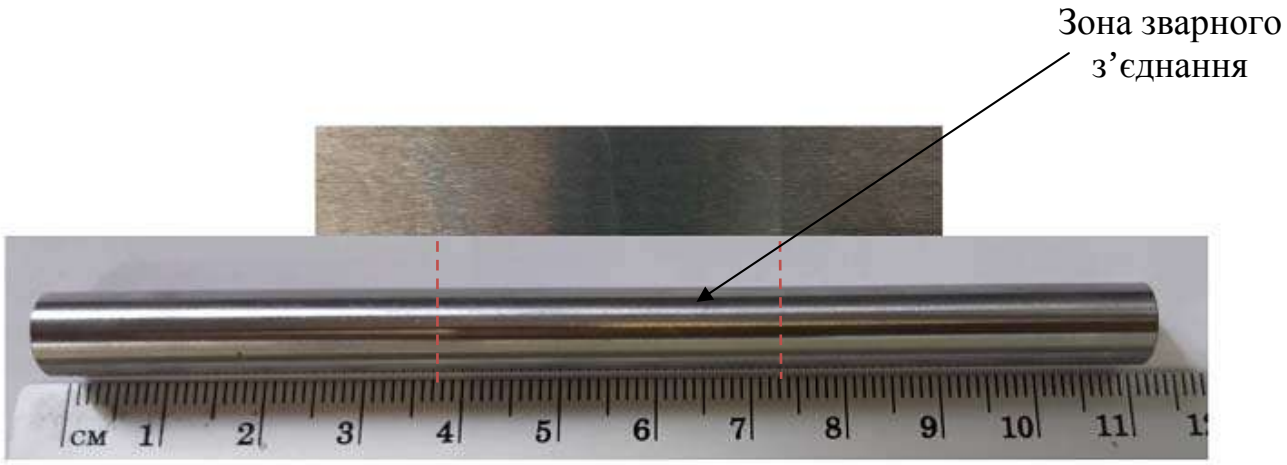


Рисунок 2.5. Модельний зразок зі зварним з’єднанням та його макро-структура.

сторони цієї трапеції ~45°. Це свідчить, що ширина індуктору повинна бути близькою до ширини ЗТВ металу шву, що в підсумку повинно забезпечити більш рівномірний нагрів області зварного з'єднання модельного зразка.

Для даної методики моделювання процесу індукційної ТО вибір довжини досліджуваного зразка визначався, враховуючи, що зона термічного впливу індукційного нагрівання охоплює в себе всі характерні зони зварного з'єднання які притаманні контактному зварюванню, що складає ~30...35 мм, та певної зони основного металу в межах 5...10 мм, щоб була деяка перехідна зона до основного металу рейки. При моделюванні приймалося, що зона під індуктором (зона нагрівання) ~30...45 мм. Також при виборі довжини зразка необхідно враховувати те, що під час індукційної ТО реальних зварних з'єднань рейок відбуваються процеси розповсюдження тепла в квазібезкінечному тілі у різні боки від зварного з’єднання, так як мінімальна довжина зварної кліті рейок складає 50 м. Тому необхідно довжину зразка вибирати такою, щоб на його кінцях не відбувалося структурних перетворень основного металу рейки, або забезпечити під час моделювання відтік тепла з кінців модельного зразка. В підсумку отримується зразок з усіма зонами властивими зварному з'єднанні рейки після проведення індукційної ТО в реальних умовах.

Розташування точок розміщення термопар вибиралося з умови фіксування температури в кожній характерній зоні зварного з’єднання. Шляхом травлення 10% розчином хлорного заліза зони зварного з’єднання модельного зразка, визначалася зона лінії сплавлення, як базова нульова координата відліку для геометричного розташування точок. Контроль виконувався за п'ятьма характерними зонами зварного з’єднання. Перша термопара відповідає лінії з’єднання, друга – зоні великого зерна, третя – зоні дрібного зерна, четверта – зоні знеміцнення. Координати розміщення точок вибиралися виходячи із металографічних досліджень та графіків розподілу твердості у зварному з'єднанні. Приварювання термопар у відповідних місцях відбувалося конденсаторним зварюванням. Після приварювання термопари проводилося вимі-

рювання її реального положення відносно лінії з'єднання (білої полоси), яку було обрано за базу вимірювання (рис. 2.6).

В процесі фізичного моделювання індукційної ТО (рис. 2.7) дослідний зразок з привареними термопарами розміщувався так, щоб лінія сплавлення зразка співпадала з центром індуктора. Кінці модельного зразка точного позиціонувалися відносно індуктора і фіксувалися в алюмінієвих затискачах з високою теплопровідністю для імітації розповсюдження тепла в нескінечному тілі при фізичному моделюванні і на яких не відбувається помітних активних втрат потужності індукційної системи. Режими фізичного моделювання індукційної ТО кардинально відрізняються тільки швидкістю охолодження із аустенітної області. Технологічні параметри процесу по швидкості нагріву задавалася у межах 5…10 °С/с, час витримки складав 70…90 с для вирівнювання температурного поля та протікання дифузійних процесів у відповідності з регламентованими нормами. Зміна швидкості охолодження в інтервалі $W_{8/5}$ досягалася шляхом застосування різних способів: для діапазону швидкостей від 1 до 4 °С/с здійснювалася за рахунок поступового зменшення активної потужності на індукторі; для діапазону швидкостей від 5 до 7 °С/с зразок охолоджувався на спокійному повітрі; для діапазону швидкостей від 8 до 20 °С/с застосовували обдув стисненим повітрям модельного зразку.

2.2. Властивості досліджуваного контактно стикового зварного з’єднання

Мікроструктуру металу зварного з’єднання визначали на поперечному шліфі, виготовленого із різних складових елементів рейки. Зразок був виготовлений механічним способом, нагрівання при його підготовці було виключено (рис. 2.8). Оптичну та електронну мікроскопію для дослідження мікроструктури зварного з’єднання виконували на шліфах шляхом їх травлення в 4% спиртовому розчині азотної кислоти (реактив «ниталь»). Вивчення мікроструктури

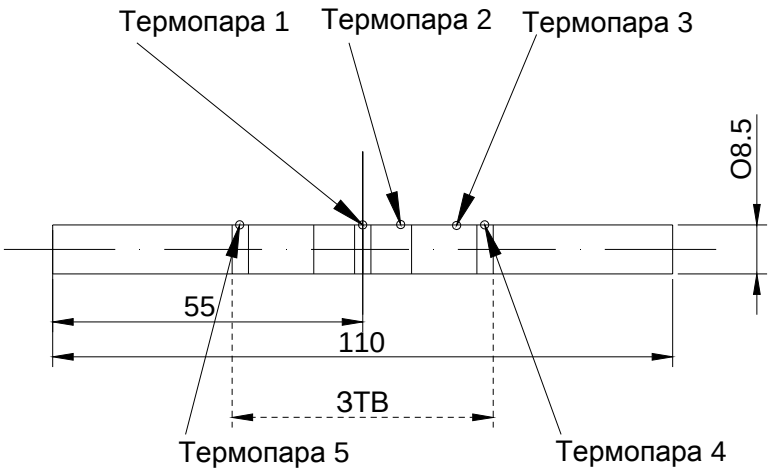


Рисунок 2.6. Схема розміщення термопар на модельному зразку.

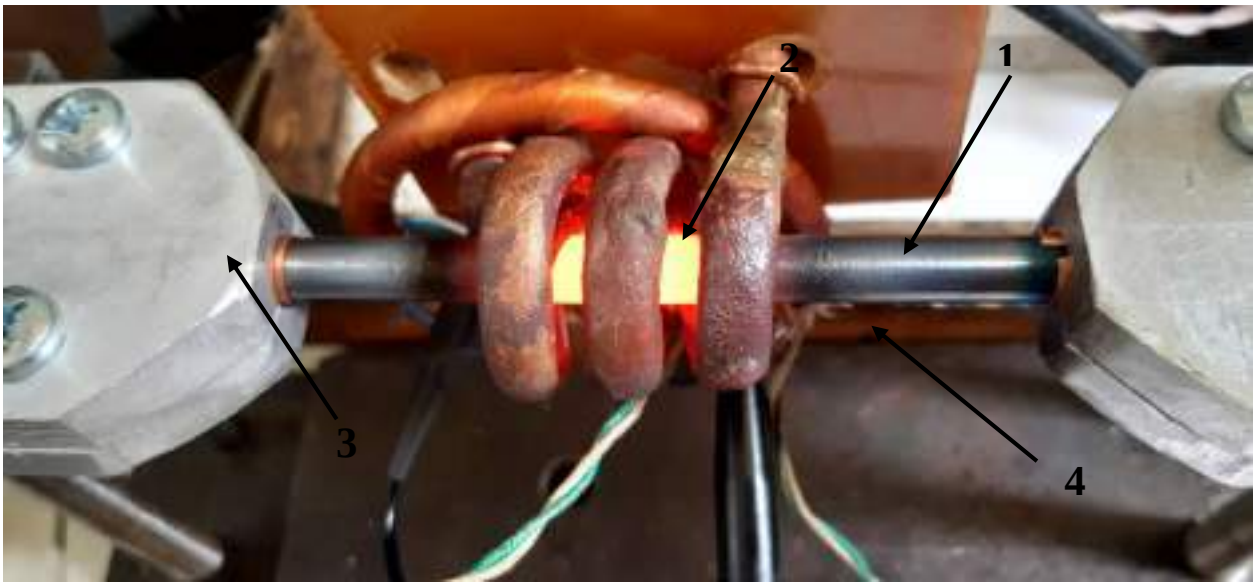


Рисунок 2.7 − Процес фізичного моделювання індукційної ТО: 1 – модельний зразок; 2 – індуктор з концентратором магнітного поля; 3 – алюмінієві затискачі; 4 – термопара.

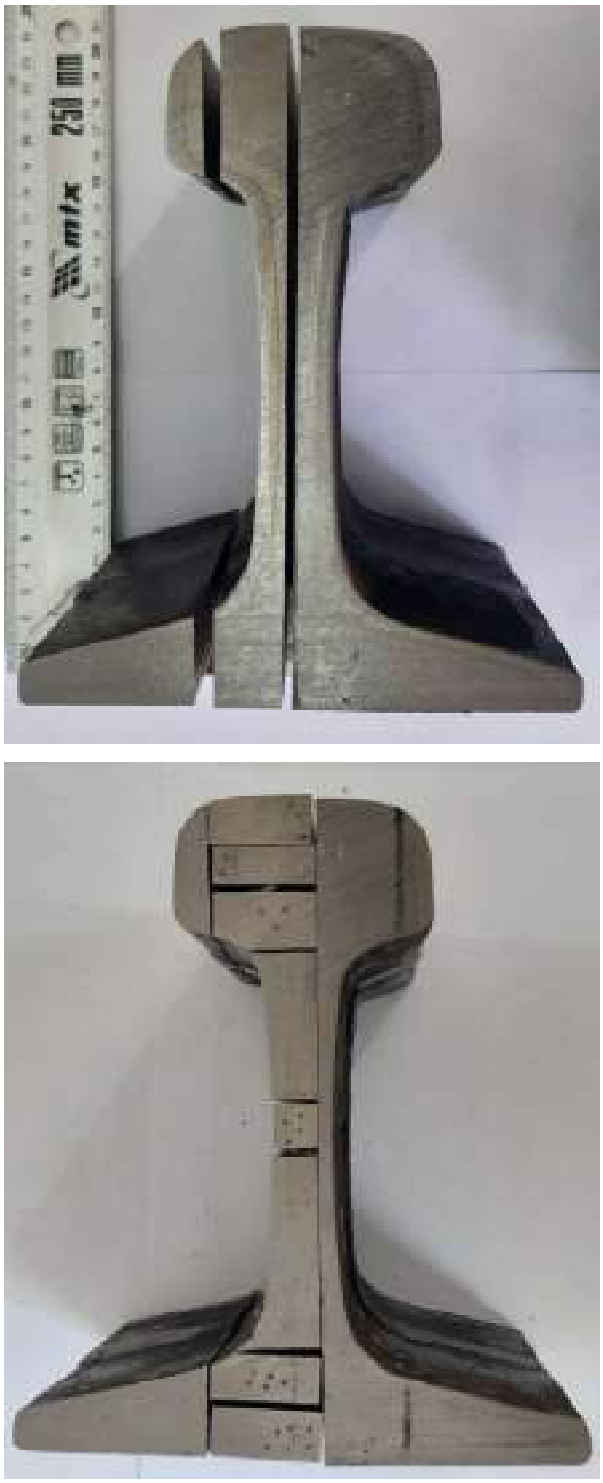
проводилося на оптичному мікроскопі Neophot-32 (Німеччина) з застосуванням фотоприставки OLYMPUS.

Визначення хімічного складу металу шва та ЗТВ виконувалось спектральним методом на високоточному вакуумному квантометрі ДФС-51. Для цього із головок із зварним з'єднанням досліджуваних рейок вирізалися два зразки. Хімічний склад основного металу високоміцної рейкової сталі у відповідності до ДСТУ 4344:2004 та зони зварного з'єднання рейки Р65 представлений в табл. 2.2. За масовою часткою елементів дана сталь є кремнемарганцевою з підвищеним в межах марочного складу вмістом вуглецю і класифікується як К76Ф конверторного способу виплавки. Зварне з'єднання рейки має дещо зменшений вміст вуглецю в порівнянні з основним металом рейки, що пов'язано з його вигоранням та дифузією в суміжні області під час зварювання.

Структура досліджених частин зварного з'єднання складається переважно із сорбіту різного ступеню дисперсності з твердістю HV1 – 3900…2970 МПа. В основному металі і зоні термічного впливу спостерігаються тонкі виділення фериту у вигляді тонкої переривистої сітки, який виділився по межам зерен сорбіту. Твердість феритних прошарків в зоні зварного з'єднання змінюється від HV0,01 – 1430 МПа до HV0,01 – 680МПа. Ймовірно, за рахунок великої кількості світлих феритних виділень на протравленому шліфі, чітко видна лінія сплавлення межі контакту зварних частин (рис. 2.9).

В ході дослідження мікроструктури зварного з'єднання із сталі К76Ф були визначені лінійні розміри та бал зерна характерних зон термічного впливу, притаманних зварному з'єднанню залізничної рейки після контактно-стикового зварювання (табл. 2.3). Виходячи із цих даних були визначені зони розміщення температурних датчиків (термопар) при фізичному моделюванні температурного поля у кожній зоні під час процесу індукційної ТО.

При вивченні особливостей формування зони зварного з'єднання рейки і мікроструктурних змін проводився вимір твердості на поперечному шліфі на модельних зразках. Випробовування по визначенню твердості по методу



Рисуок 2.8. Вирізка дослідних зразків зварного з’єднання в поперечному шліфі із різних елементів рейки.

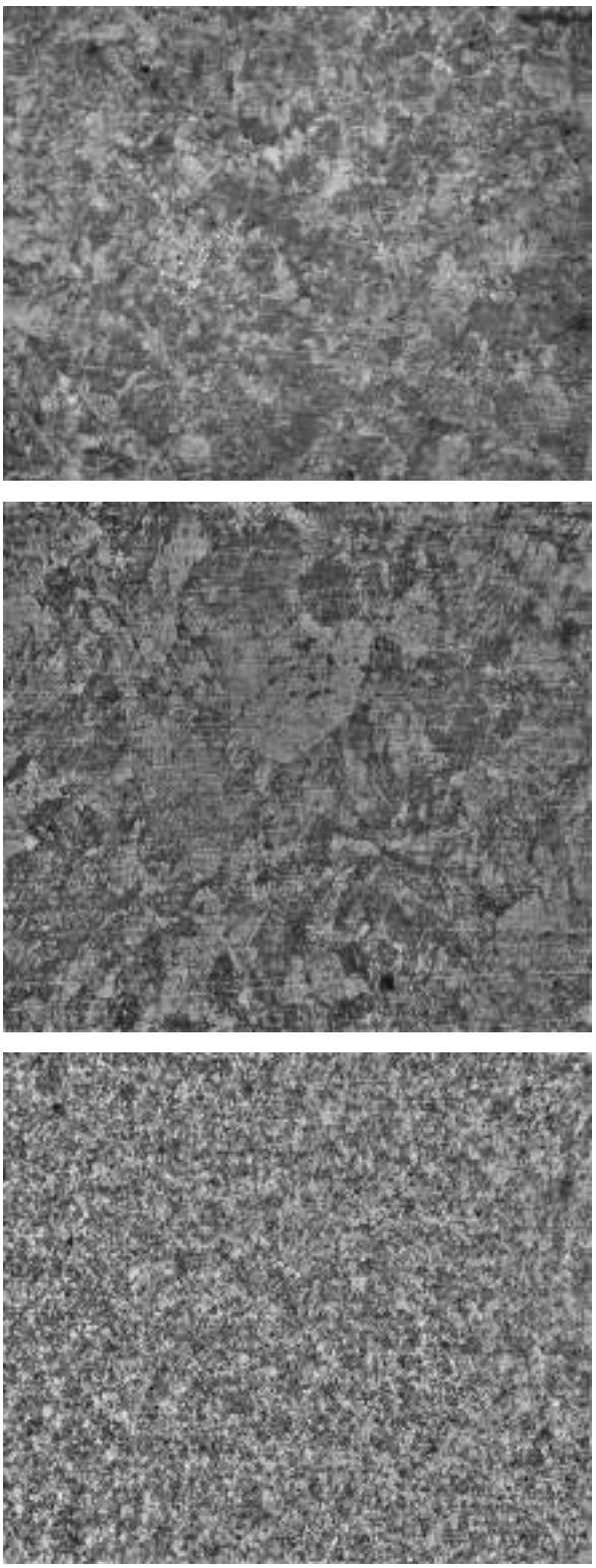
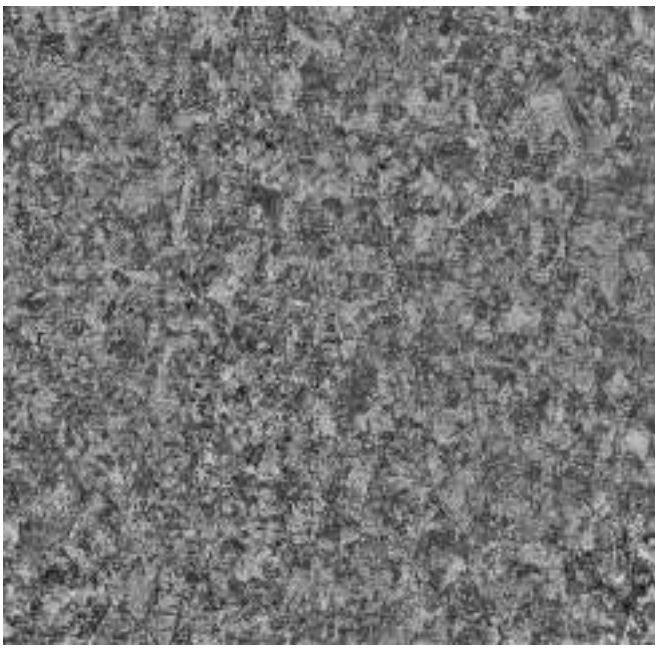
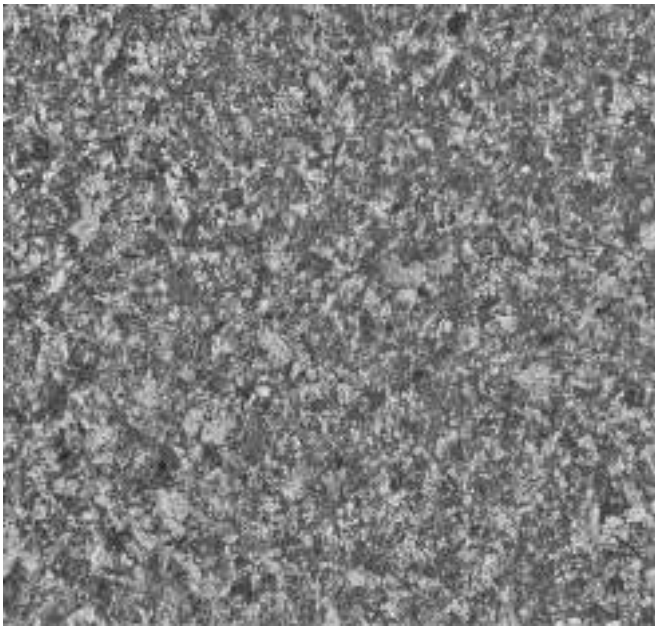


Рисунок 2.9 − Мікроструктура зон зварного з’єднання після зварювання.



Зона знеміцнення



Основний метал рейки

Рисунок 2.9, аркуш 2

Таблиця.2.2.

Хімічний склад досліджуваної рейкової сталі, мас. %

Марка сталі рейки 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 зєднання	0,71	0,31	0,92	0,009	0,009	0,03	0,04	0,033	0,048	0,008	0,002	0,003

Таблиця.2.3.

Розмір зерна в зварному з'єднанні

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

Роквелла виконувалися на твердомірі для вимірювання твердості металів ТК-2. Було виконано вимірювання твердості з кроком 3 мм на всю довжину зварного з’єднання на глибині 5 мм від поверхні кочення. Вимірювання мікротвердості по методу Вікерса виконувалося поперек зварного з'єднання на мікротвердомірі М-400 фірми LECO, США при навантаженні 1,0...5,0 Н, крок вимірювання складав 1 мм. Результати вимірювання мікротвердості по Віккерсу поперек лінії зварного з'єднання, отриманого методом контактного зварювання, досліджених зразків при навантаженні 1 кг (рис. 2.10) показало підвищення твердості в металі ЗТВ і різке її зниження в «світлої смузі» в центральній частині та в характерних зонах знеміцнення праворуч та ліворуч від шву.

2.3. Методика дослідження кінетики розпаду аустеніту при безперервному охолодженні зварного з'єднання рейкової сталі

З цілю оцінки впливу термічного циклу індукційної ТО на формування кінцевої структури в металі ЗТВ зварних з'єднань сталі К76Ф були виконані дослідження модельних зразків на установці імітації термодеформаційного циклу Gleeble 3800 [123, 124]. Для цього були виготовлені з реального зварного з'єднання рейки зразки діаметром 6 мм та довжиною 86 мм зі зварним з'єднанням так, щоб центральна частина зразка співпадала з зоною зварного шва. Для дослідження кінетики розпаду аустеніту нагрів зразків здійснювався в вакуумі ($5{,}0\cdot10^{-4}$ mbar) прохідним струмом. Зразок розташовується горизонтально і зміна геометричних розмірів зразка визначалася за допомогою високоточної датчика LVDT (лінійний диференційний трансформатор зі змінним коефіцієнтом передачі) вимірювання лінійного збільшення. Охолодження зразка відбувається за рахунок охолоджувальних мідних затискачів. Затискачі переміщаються вільно один від одного по поздовжній вісі, що дозволяє уникнути виникнення термічних напружень.

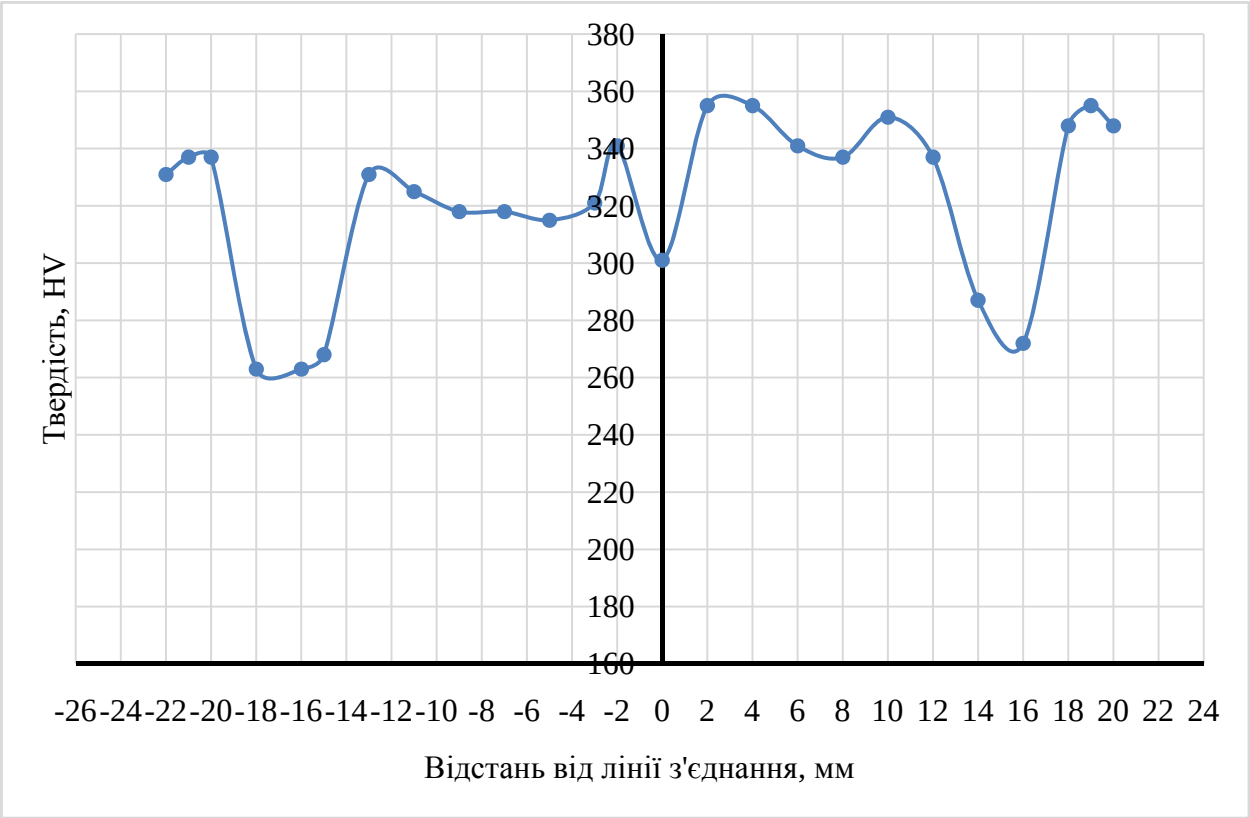


Рисунок 2.10 – Характер зміни твердості в досліджуваних зварних з’єднаннях.

Затискачі мають ширину захвату в 30,5 мм і охоплюють зразок з двох сторін від країв, залишаючи 15 мм вільного простору. Вони забезпечують токопідведення, що дає можливість нагрівання металевого зразка за рахунок пропускання через нього постійного електричного струму. Таким чином, нагрівання зразка здійснюється за рахунок джоулевого тепла, а охолодження за рахунок теплопровідності. Термічний цикл задається програмою, яка заснована на контролі температури зразка в часі через приварену до нього термопару (сплав Pt-Pt / Rh 10%) діаметром 0,09 мм. Контроль електричної потужності нагрівання та контроль відтворення заданого термічного циклу здійснюється по показанням термопари у автоматичному режимі силами контрольних блоків установки (рис. 2.11).

Дослідження зварних з'єднань на модельних зразках відбувалося при фізичному моделюванні різнизх термічних циклів процесу індукційної ТО. Користуючись термокінетичною діаграмою розпаду переохолодженого аустеніту (рис. 2.12) рейкової сталі К76Ф було визначено початковий діапазон технологічних параметрів процесу для моделювання [125]. Для рейкової сталі поліморфне перетворення $\alpha \rightarrow \gamma$ починається при температурі ~735°С (Ac_1), а закінчується при температурі ~760°С (Ac_3). Термічні цикли були задані для відтворення технологічного процесу індукційної ТО. Температура нагріву була однаковою для всіх варіантів термічної обробки модельних зразків і досягала аустенітної області в межах 870…900 °С, що на ~150°С вище температури Ac_3 для даної сталі і відповідає загально прийнятій при ТО залізничних рейок. Термічні цикли включали в себе етапи нагрівання та ізотермічної витримки при температурі T_H = 880 °С та етап охолодження. В якості основного технологічного параметру оцінки отриманих результатів було визначено температуру охолодження модельного зразка, оскільки кінцева структура зварного з’єднання, в більшій мірі формується в залежності від цього параметру [125].

Етапи охолодження для різних термічних циклів відрізнялись швидкістю охолодження (рис. 2.13).

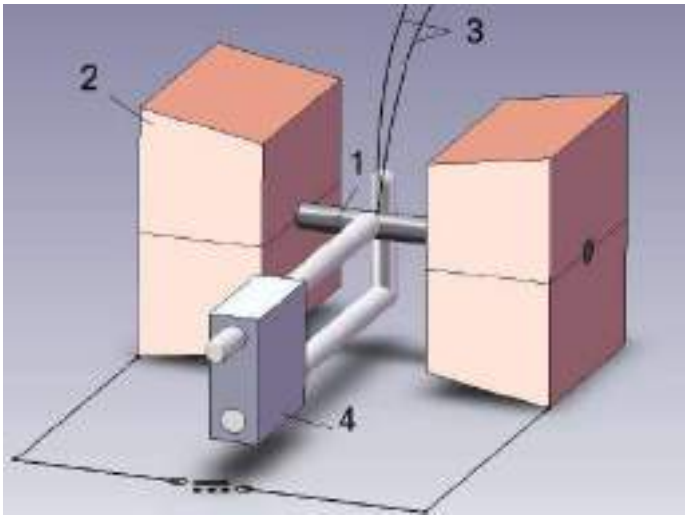


Рисунок 2.11 – Дилатометричне випробування на установці Gleeble 3800: 1 – металевий зразок; 2 – мідні затискачі, що охолоджуються; 3 – термопара; 4 – дилатометр.

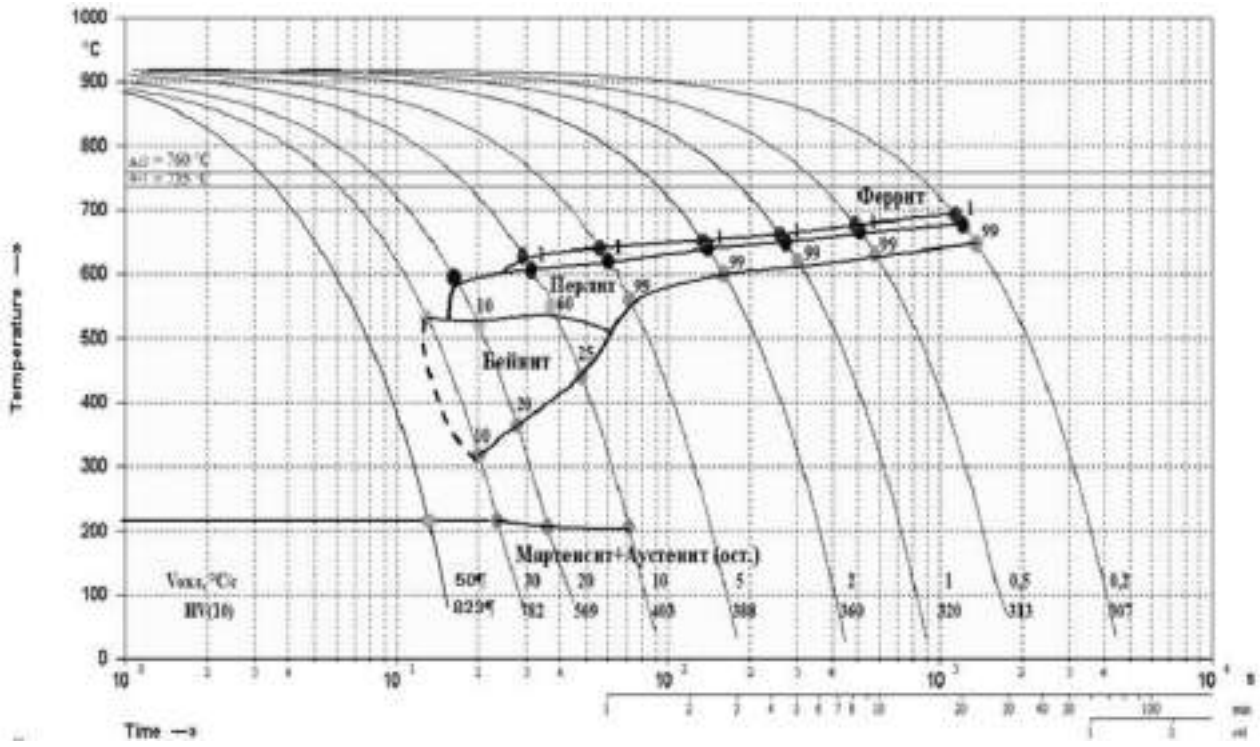


Рисунок 2.12 – Термокінетична діаграма розпаду переохолодженого аустеніту при безперервному охолоджені рейкової сталі К76Ф [125]

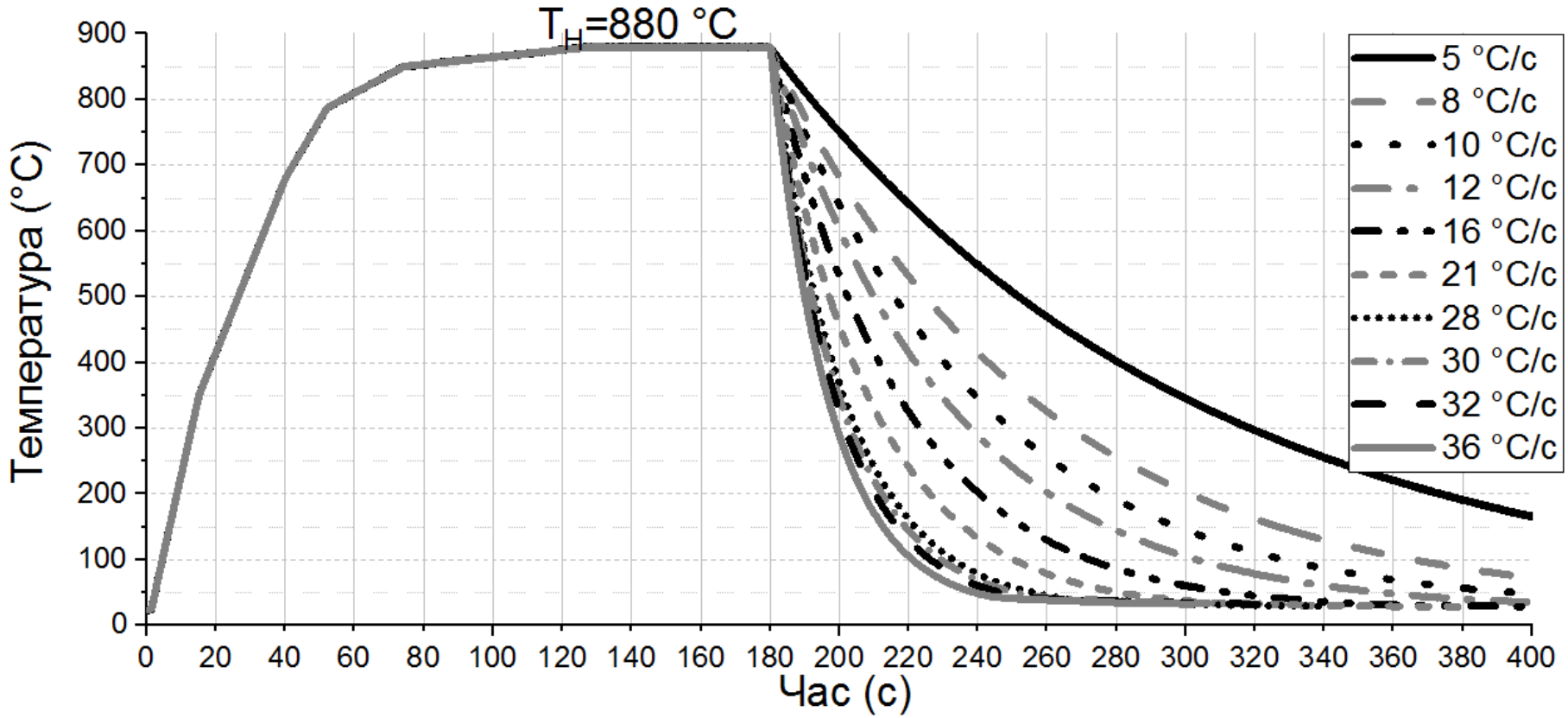


Рисунок 2.13 – Використані термічні цикли для дилатометричних випробувань металу зварного шву сталі типу К76Ф.

Характер охолодження зразка нелінійний та був заданий програмно на основі закону Ньютона-Ріхмана, що відповідає природньому охолодженню металу. Залежність значень температур від часу $T(t)$ мала наступний вигляд:

$$T(t) = T_{сер} + (T_{Н} - T_{сер})e^{-k \cdot t}, \quad (2.39)$$

де $T_{сер}$ – температура середовища;

$T_{Н}$ – максимальна температура нагрівання;

k – коефіцієнт, що відповідає швидкості охолодження;

t – час.

Для позначення конкретних швидкостей охолодження для різних термічних циклів використано лінійне апроксимування в інтервалі температур від 800 до 500 °С (рис. 2.14).

Побудова термокінетичної діаграми здійснювалася при різних швидкостях охолодження зразків, нагрітих за режимом, близьким до умов нагрівання зварних стиків залізничних рейок в процесі індукційної ТО. Середня швидкість нагрівання зразків до заданої температури становила 8 °С/с. Після нагрівання металу шву до його перетворення в аустенітній області зразки витримували протягом 70 секунд і охолоджували з різними швидкостями у відповідності з заданими режимами термічних циклів: 5; 8; 10; 12, 16; 21; 28; 30; 32; 36 °С/с. У подальшому для позначення конкретного термічного циклу буде використано значення його швидкості охолодження в інтервалі температур 800…500 °С ($W_{8/5}$).

Металографічні шліфи виготовлялися посередині дилатометричних зразків в перерізі перпендикулярному їх осі. Після стандартної методики їх приготування досліджувану поверхню протруювали в 2…4% спиртовому розчині азотної кислоти для виявлення кінцевої структури.

В результаті проведення дилатометричних випробувань визначені критичні температури перетворення, а також побудовано термокінетичну діаграму для металу зварного шва сталі типу К76Ф. Проведено металографічні та дюрометричні дослідження металу зразків після дилатометричних випробувань. Визначено структурно-фазовий склад металу зварного з`єднання.

2.4. Лабораторне устаткування для фізичного моделювання процесу індукційної термічної обробки на модельних зразках

Для реалізації фізичного моделювання в якій модельний зразок виступав в ролі активного навантаження та процес його нагріву відбувався за рахунок змінного електромагнітного поля і охолодження за рахунок вище згаданих способів, було розроблено та виготовлено лабораторний макет обладнання для відпрацювання технологічних режимів індукційної ТО зварних з'єднань модельних зразків. Макет лабораторного обладнання представлений на рис. 2.15. В якості джерела високочастотного магнітного поля використовувався індуктор, який підключений до компенсуючої конденсаторної батареї та високочастотного узгоджуючого трансформатору, утворюючи послідовний *RLC* коливальний контур. Живлення *RLC* контура струмом змінної частоти здійснюється за рахунок розробленого лабораторного малопотужного джерела живлення високочастотного струму. Охолодження термічно навантажених елементів лабораторного макету відбувається за рахунок циркуляційної станції водяного охолодження, повітряних вентиляторів (кулерів). Відпрацювання різних швидкостей охолодження модельного зразка відбувається за рахунок стисненого повітря. Лабораторний макет забезпечений блоком вимірювальної та реєструючої апаратури, яка дозволяє візуалізувати параметри системи в реальному часі та реєструвати їх у вигляді табличних даних.

З огляду на необхідну робочу частоту високочастотного джерела живлення яка коливалася в межах 100…150 кГц, в якості силових елементів було вибрано MOSFET транзистори. Для пошуку оптимального рішення було проаналізовано декілька варіантів схемних рішень високочастотних джерел живлення для індукційного нагріву, а саме інвертор по схемі напівміст, міст і багаторівневий інвертор [126 – 128]. Основними критеріями вибору схемного рішення високочастотного джерела живлення були надійність системи, потужність, доступність елементної бази. На основі цих критеріїв було вибрано інвертор мостового типу на MOSFET транзисторах з регулюванням резонан-

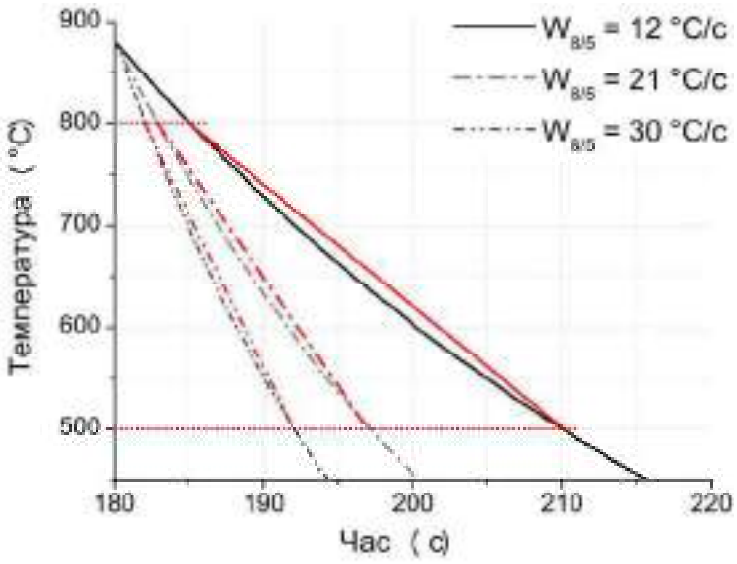


Рисунок 2.14 – Лінійне апроксимування швидкості охолодження в інтервалі температур 800…500 °С.

Рисунок 2.15 – Макет лабораторного стенду для фізичного моделювання процесу індукційної ТО: 1 – лабораторний макет джерела живлення високочастотного струму; 2 – послідовний *RLC* коливальний контур; 3 – модельний зразок; 4 – циркуляційна станції водяного охолодження; 5 – вимірюча та реєструюча апаратура.

сної частоти коливального контуру. Використання мостової схеми дозволяє подвоїти напругу на первинній обмотці силового трансформатора і підняти рівень потужності до 2 кВт, регулювання частоти відбувається в діапазоні 80…150 кГц і дає можливість корегувати глибину проникнення електромагнітного поля і розподілення теплових полів в металі зразку.

Блок-схема лабораторного макета джерела живлення представлена на рис. 2.16, а основні технічні характеристики макета – в табл. 2.4. Блок А1 представляє собою генератор імпульсів на базі мікросхеми IR 2153 з захисною об'явкою для керування затворами силових транзисторів, на виході з якого маємо два послідовні імпульси які передаються по двом окремим шинам, зсунуті у часі один відносно одного на певну величину (dead time) для запобігання наскрізних струмів. З блоку А1 сигнал передається на блок модуля керування А2, який складається із драйверів MAX 4420, призначених для підсилення управляючих сигналів та їх гальванічною розв'язкою за допомогою імпульсних трансформаторів окремо на кожен керуючий канал та захисною об'явкою. На виході отримуємо чотири сигнали, які керують роботою блоку силових ключів А3. В якості силових ключів використовувалися транзистори IRFPS37N50A з робочою напругою 500 В та струмом «стік – відтік» 36 А та об'явкою з пасивними елементами, що утворюють *RC*-снаббер, який слугує фільтром низької частоти для пригнічення імпульсів перехідних процесів, що необхідно для безпечної роботи ключа в складі мосту. Силовий блок складається з двох пар ключів, які з'єднанні по діагоналі. Одна діагональ підключена до блоку випрямляча А4 в якому мережева напруга подається через розв’язуючий трансформатор і випрямляється максимально до 310 В, а інша – до блоку контуру навантаження А5, який представляє з себе послідовний *RLC* коливальний контур, утворений індуктором та компенсуючою ємністю, який підключений до А3 через узгоджувальний трансформатор.

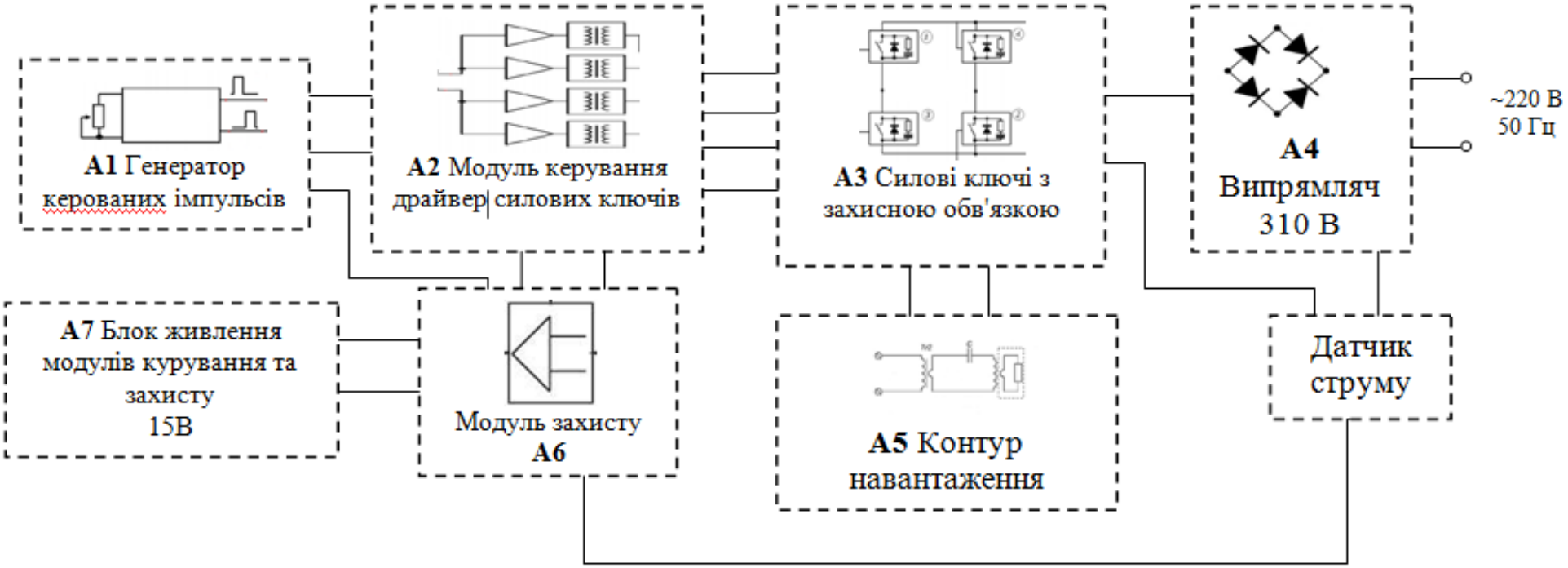


Рисунок 2.16. Блок-схема лабораторного високочастотного джерела живлення для фізичного моделювання процесу індукційної ТО.

Блок модулю швидкісного захисту А6 зупиняє блок А1 генератору імпульсів і закриває затвори транзисторів силових ключів А3 при перевищенні струму, при отриманні певного сигналу з датчику струму, який підключений в розрив ланцюгу живлення блоку А4. Блок живлення А7 представляє джерело живлення +12 В та +15 В з гальванічною розв'язкою для живлення блоків керування та захисту.

В процесі індукційної ТО джерелом енергії для нагріву певної частини зразка являється індуктор. Конструктивні особливості індуктора перш за все визначаються конфігурацією, розмірами об'єкту, що нагрівається, частотою струму джерела живлення. На конструкцію індуктору впливає величина потужності, необхідної для нагріву, а також застосовувана система охолодження. Геометричні параметри і конструкція індуктора повністю визначають форму і розміри нагрітої частини зразка. Для проведення досліджень були розроблені та прораховані індуктори різних геометричних конфігурацій, як з концентратором магнітного поля, так і без нього, з радіальним та осьовим розміщенням витків. За результатами досліджень конструкцій індукторів найбільш ефективним є тривитковий індуктор з аксіальним розташуванням витків і з концентратором магнітного поля (рис. 2.17). Дана конструкція дозволяє отримати дещо більшу електричну потужність та відповідно більш ефективний нагрів модельного зразку. З конструктивної точки зору наявність концентратору збільшує його індуктивність, що позитивно позначається на його узгодження з високочастотним джерелом живлення. Індуктор виготовлений із мідної трубки діаметром 6 мм, та привареним квадратним профілем розміром 4 х 4 мм на його внутрішню поверхню.

В ході виконання процесу індукційного нагріву здійснювався контроль електричних параметрів системи. В якості реєструючого пристрою використовувався цифровий двохканальний осцилограф Siglent SDS 1102CLM+ з можливістю запису вхідних сигналів на зовнішній накопичувач. За першим каналом осцилографу відбувалося контролювання сили струму в індукторі за рахунок сигналу з поясу Роговського з активним інтегратором для отримання форми

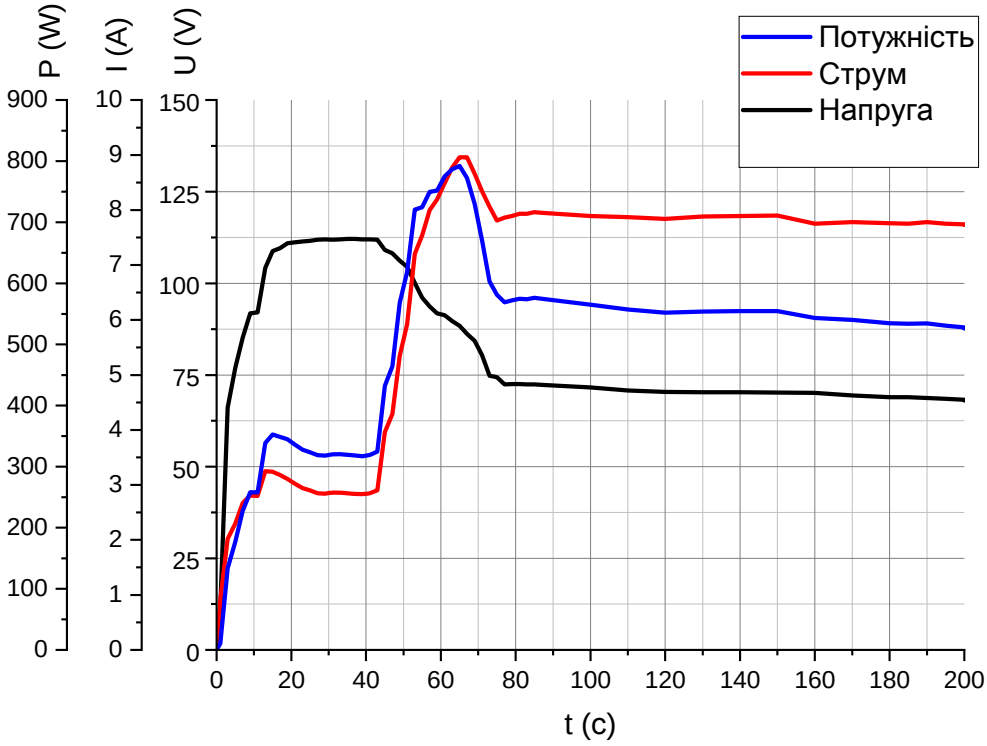
Таблиця 2.4.

Технічні характеристики лабораторного макету для фізичного моделювання процесу індукційної ТО зварних з'єднань

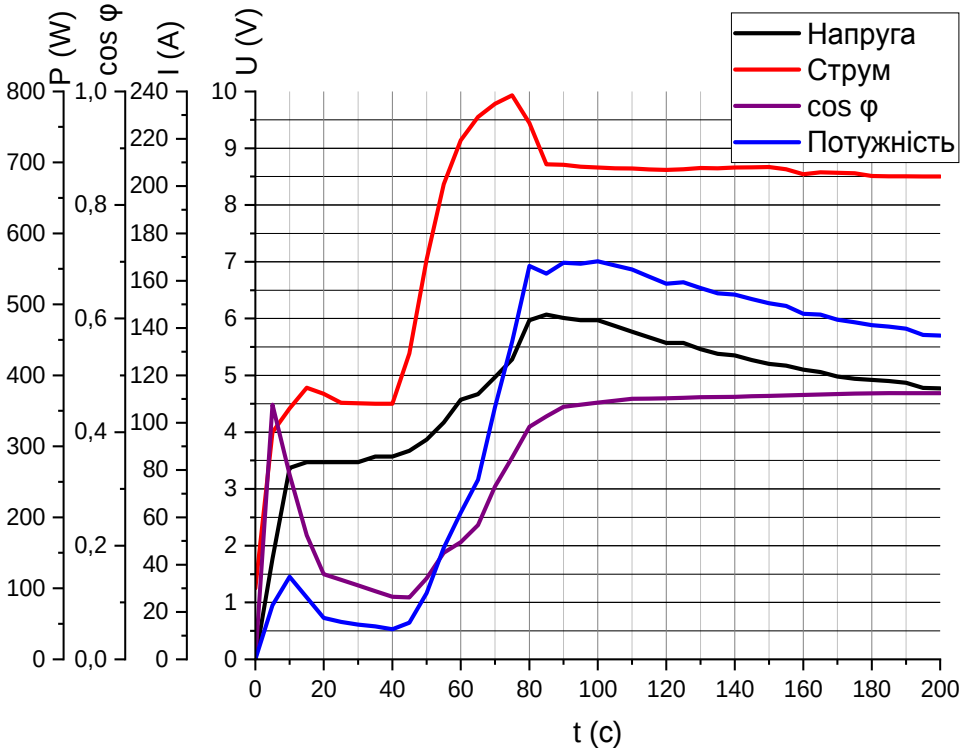
Номінальна напруга мережі живлення, В	220
Межі регулювання напруги на індукторі, В	1…10
Межі регулювання струму на індукторі, А	30…250
Межі регулювання струму частоти коливального контуру, кГц	80…150
Номінальна потужність джерела живлення, кВт	2

Рисунок 2.17 – Тривитковий індуктор з аксіальним розташуванням витків і з концентратором магнітного поля.

вихідного сигналу струму. За другим каналом записувалися дані частоти, форми та величини напруги на індукторі. В ході обробки записаних даних осцилографом розраховувався коефіцієнт потужності індукційної системи cosφ. Реєстрація даних вхідної змінної напруги, випрямленої напруги на силовому випрямлячі, змінної напруги на виході інвертору та на індукторі фіксувалася за рахунок чотирьох канального анологово-цифрового перетворювача модулю входу/виходу L-card E20-10 з частотою дискритизації 100 кГц (25 кГц на канал), блок гальванічної розв'язки Promsad PSA 01.01 і спеціального програмного забезпечення для візуалізації отриманих даних на персональному комп’ютері. Величина вхідного струму лабораторного макету вимірювалася електронними струмовимірювальними кліщами марки Fluke 736, для контролю напруги використовували цифрові мультіметри UNI-T UT70B та Velleman DMV1090 (рис. 2.18). Для вимірювання, візуалізації та реєстрації зміни температурного поля на поверхні модельного зразку під час проведення процесу індукційної ТО зварних з'єднання застосовується вимірювальний модуль. До його складу входить десятиканальний анологово-цифровий перетворювач модулю входу/виходу ISP-DAS M-7018 з частотою вибірки 100 Гц (10 Гц на канал), блок гальванічної розв'язки ISP-DAS i-7561U, в якості датчиків контролю температури використовували хромель-алюмелійові термоелектричні перетворювачі (термопари) *K* типу діаметром 0,5 мм і програмного забезпечення перетворення сигналу з термопарних датчиків у реальному часі для їх візуалізації та запису даних на портативний комп’ютер. Модельний зразок з привареними термопарами зображений на рис. 2.19,*а*. В процесі індукційної ТО при реєстрації даних отримували графіки зміни температури у відповідних точках на поверхні модельного зразка (рис. 2.19,*б*).

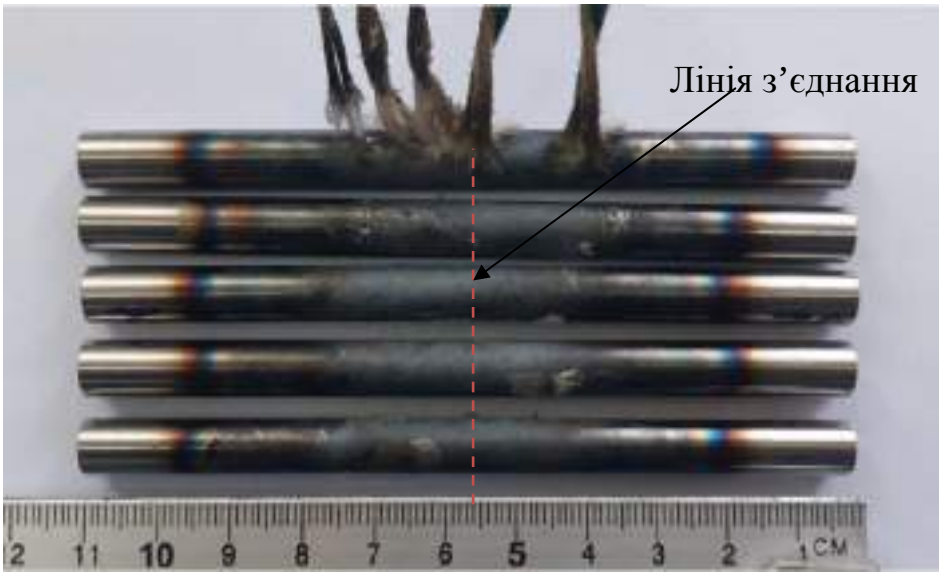


а

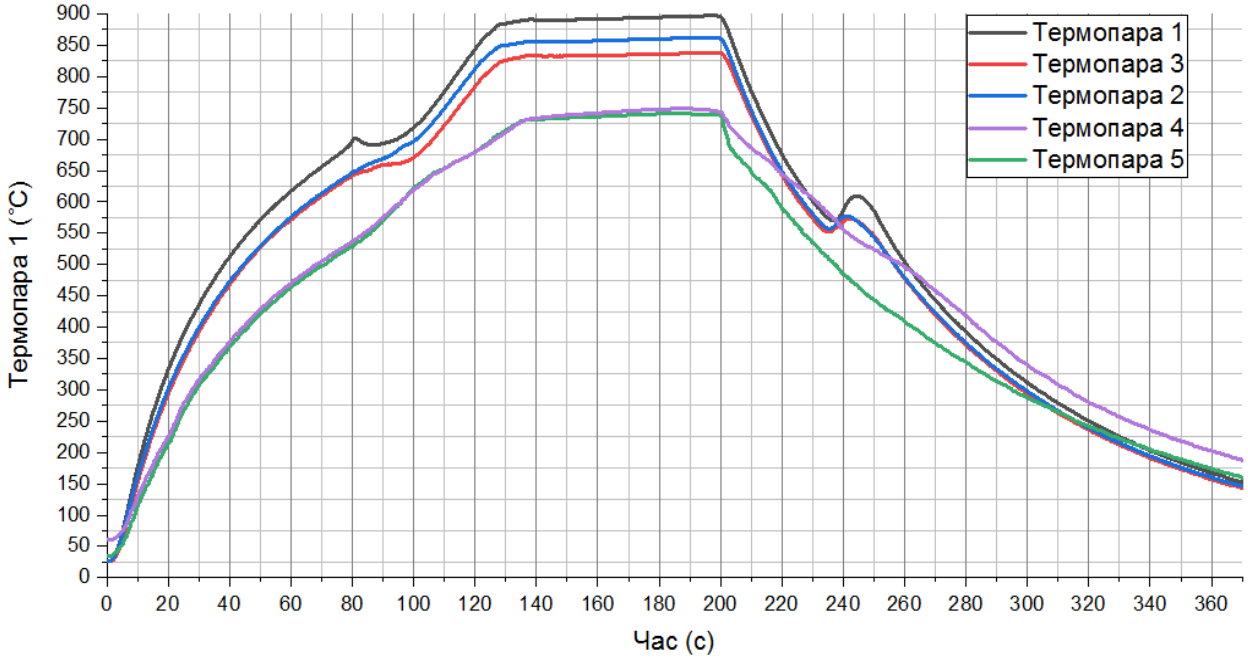


б

Рисунок 2.18 – Типові енергетичні параметри високочастотного джерела живлення в процесі фізичного моделювання індукційної ТО: *а* – вхідні параметри; *б* – параметри індуктора.



а



б

Рисунок 2.19 – Контроль температури в процесі фізичного моделювання: а – модельний зразок з розміщеними термопарами; б – типові термічні цикли індукційної ТО.

2.5. Лабораторне обладнання для індукційної термічної обробки зварних з’єднань залізничних рейок

Експериментальні дослідження індукційної ТО зварного з’єднання рейок типу Р65 здійснювалися на спеціалізованому лабораторному стенді (рис. 2.20). Основні вузли лабораторного макету включають в себе джерело живлення струмами високої частоти типу ТПЧТ-160/2,4 потужністю 160 кВт, систему замкнутого рідинного охолодження, систему розподілу охолодження по елементах обладнання, узгоджувальний однофазний високочастотний трансформатор ТЗ-800 (трансформатор для загартування), батареї косинусних конденсаторів для компенсації реактивної потужності, дослідний індуктор, контрольно-вимірювальну апаратуру. Резонансний коливальний контур (*RLC*-контур) лабораторного обладнання працює по паралельному способу з’єднання елементів контуру (резонанс струмів), де в якості активного навантаження виступає залізнична рейка зі зварним з’єднанням. Струмопровідні шини джерела живлення високої частоти під’єднанні до дослідного індуктору через узгоджувальний високочастотний трансформатор. Компенсуюча ємність підключена паралельно джерелу живлення. Індуктор і узгоджувальний трансформатор створюють нагрівальний пристрій. Дослідний індуктор розміщується симетрично напроти зварного з’єднання рейки. Технічні характеристики лабораторного обладнання наведені у табл. 2.5.

В ході виконання процесу індукційного нагрівання здійснювався контроль електричних параметрів системи. Форму та амплітуду сигналів під час процесу контролювали за допомогою цифрового двохканального осцилографа Siglent SDS 1102CLM+ з можливість запису вхідних сигналів на зовнішній накопичувач. За першим каналом цифровий осцилографу відбувався контролювання сили струму індуктора за рахунок сигналу з пояс Роговського з активним інтегратором для отримання форми вихідного сигналу струму. За другим каналом записувалися дані частоти, форми та величини напруги на індукторі. Розраховувався cosφ індукційної системи.

а б

в

Рисунок 2.20. Лабораторне обладнання для індукційної ТО зварного з’єднання залізничної рейки типу Р65: а – тиристорний перетворювач частоти типу ТПЧТ-160/2,4; б – системи замкнутого охолодження рідини; в – контур навантаження.

Таблиця 2.5.

Технічні характеристики лабораторного обладнання

Потужність ТПЧТ, кВт	160
Частота струму, кГц	2,4
Напруга випрямляча ТПЧТ, В	350
Струм випрямляча ТПЧТ, А	210
Напруга перетворювача ТПЧТ, В	550
Ємність С, мкФ	56
Коефіцієнт трансформації	21
Вторинна напруга узгоджувального трансформатора, В	18
Коефіцієнт потужності cosφ індуктора	0,32
Струм індуктора, А	2600

Для вимірювання, візуалізації та реєстрації зміни температурного поля в зварному з’єднанні рейки під час проведення процесу індукційної ТО зварних з'єднання застосовується десяти канальний анологово-цифровий перетворювач модулю входу/виходу ISP-DAS M-7018 з частотою вибірки 100 Гц (10 Гц на канал), блок гальванічної розв'язки ISP-DAS i-7561U, в якості датчиків контролю температури використовували хромель-алюмельові термоелектричні перетворювачі (термопари) *K* типу діаметром 0,75 мм і програмне забезпечення перетворення сигналу з термопарних датчиків у реальному часі. Чотири термопари 1…4 розміщувалися в головці рейки (I), відповідно на поверхні та на глибині 10, 18, 25 мм від поверхні кочення, термопара 5 – на поверхні у найвужчому місці шийки (II), 6 – на глибині 9 мм у найвужчому місці шийки, 7, 8 – на поверхні та глибині 10 мм у пері (IV) підошви (III) рейки, 9 – на глибині 20 мм підошви; 10 – на поверхні підошви рейки (рис. 2.21).

В процесі роботи індукційного обладнання відбувається зміна енергетичних параметрів процесу. В табл. 2.6 приведені електричні параметри лабораторного обладнання для термічної обробки зварних з'єднань рейок типу Р65. Параметри стосуються «холодного» режиму, тобто через 5…10 с після виходу джерела живлення ТПЧТ-160/2,4 на заданий режим потужності в процесі виконання ТО. В цей момент поверхневі шари рейки ще не досягли температури, яка перевищує температуру точки магнітного перетворення (точки Кюрі) приблизно 770 ^{0}С. Параметри «гарячого» режиму відповідають режиму ТО через 140 с після виходу джерела живлення ТПЧТ на заданий режим потужності. В цей момент поверхневі шари рейки вже мають температуру, яка перевищує температуру точки магнітного перетворення.

Зміна параметрів індукційної установки при «холодному» та «гарячому» режимах нагріву пов'язана зі зміною питомого опору та магнітною проникністю металу рейки. Вони призводять до зміни коефіцієнта потужності cosφ системи «індуктор – виріб», її комплексного опору, навантаження джерела живлення та його узгодження з навантаженням. Струм випрямляча ТПЧТ та напруга перетворювача зменшується. Такий режим реагування ТПЧТ на зміну навантаження

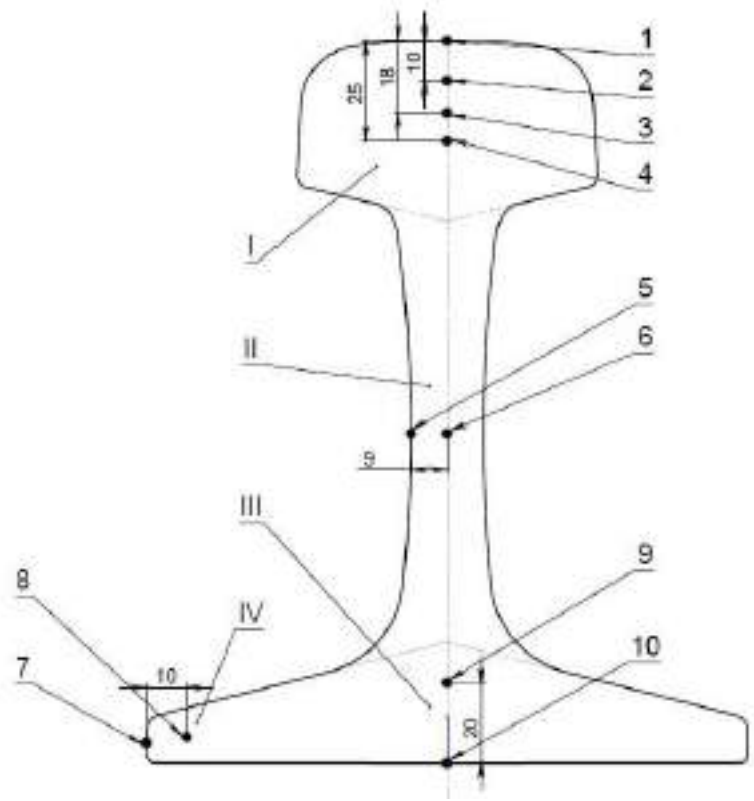


Рисунок 2.21 – Розташування термопар у зразку зварного стику залізничної рейки Р65 для проведення випробування з його ТО.

Таблиця 2.6.

Електричні параметри ТПЧТ в процесі індукційної ТО зварних з'єднань рейок типу Р65

Параметр	Величина	
	«холодний» режим	«гарячий» режим
Напруга випрямляча ТПЧТ, В	340	300
Напруга перетворювача ТПЧТ, В	480	440
Струм випрямляча ТПЧТ, А	200	150
Вторинна напруга узгоджувального трансформатора, В	16	14
Коефіцієнт потужності cosφ індуктора	0,28	0,23
Струм індуктора, А	≈ 3050	≈ 2700

при проведенні ТО зварних з'єднань рейок дозволяє експлуатувати ТПЧТ в режимі стабілізації струму випрямляча при обмеженні максимального значення напруги перетворювача.

Висновки до розділу 2

1. Запропоновано методику фізичного моделювання процесу індукційної термічної обробки з урахуванням фізичних процесів та явищ натурного експерименту індукційної термічної обробки зварного стику залізничної рейки Р65 та розроблено методику визначення параметрів модельованої індукційної системи з урахуванням масштабних коефіцієнтів на основі теорії подібності.

2. Розроблено та виготовлено лабораторне обладнання та проведено опис основних вузлів лабораторного макету, що дозволяє провести фізичне моделювання процесу індукційної термічної обробки зварних з'єднань та відпрацювання режимів в широкому діапазоні значень. Налагоджено і відпрацьовано методику експериментальних досліджень розповсюдження температурних полів у дослідних зразків, та вимірювання електричних параметрів індукційної системи.

3. Для визначення початкових умов фізичного та математичного моделювання проведено металографічний та механічний аналіз зварного з'єднання рейки після контактного зварювання. Визначено хімічний склад, межі характерних зон зварного з'єднання, бал зерна у кожній зоні зварного з'єднання та рівень його мікротвердості.

4. Розроблене технологічне устаткування дозволяє провести натурні експерименти з індукційної термічної обробки дослідної рейкової сталі, та встановити характер розподілу температурних полів для проведення порівняльного аналізу з розрахунковими даними математичної моделі.

РОЗДІЛ 3

МЕТОДИКА МАТЕМАТИЧНОГО МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ІНДУКЦІЙНОЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА МОДЕЛЬНИХ ЗРАЗКАХ

3.1.Загальні положення математичногомоделювання індукційної системи

Система індукційного нагрівання представляє собою складні технічні об'єкти, в яких протікають фізичні явища і процеси різної природи [130-132]. На рис. 3.1 приведена схема основних фізичних явищ і процесів, що протікають при індукційному нагріванні твердих тіл. В цій схемі початковим явищем, як правило, є електромагнітні процеси, які за допомогою джоулевих джерел теплоти запускають теплофізичні явища з теплопровідністю, конвекцією та випромінюванням. Теплофізичніі електромагнітні явища пов'язані між собою через зміну властивостей матеріалу в залежності від його температури, які в свою чергу породжують металургійні і фізико-механічні явища і процеси, а саме фазові перетворення і напружено-деформаційний стан матеріалу. Фізичний процес фазових перетворень істотно впливає на всі інші явища за рахунок зміни властивостей матеріалу, в тому числі і його магнітних властивостей, наявністю явища прихованої теплоти перетворень. [133].

У загальному випадку фізико-математичний опис процесу індукційного нагрівання складається з взаємопов'язаних електромагнітних та теплових процесів, що описуються системою нелінійних інтегральних і диференціальних рівнянь, записаних для пов'язаних багатовимірних областей. Для визначення і розрахунку електромагнітних, теплових та газодинамічних параметрів індукційної системи необхідно вирішити ряд диференціальних рівнянь, для чого можна використовувати аналітичні та числові методи. До переваг аналітичних методів розрахунку можна віднести простоту та зручність аналізу результатів, до недоліків – неможливість створення багатовимірної моделі, урахування різного роду

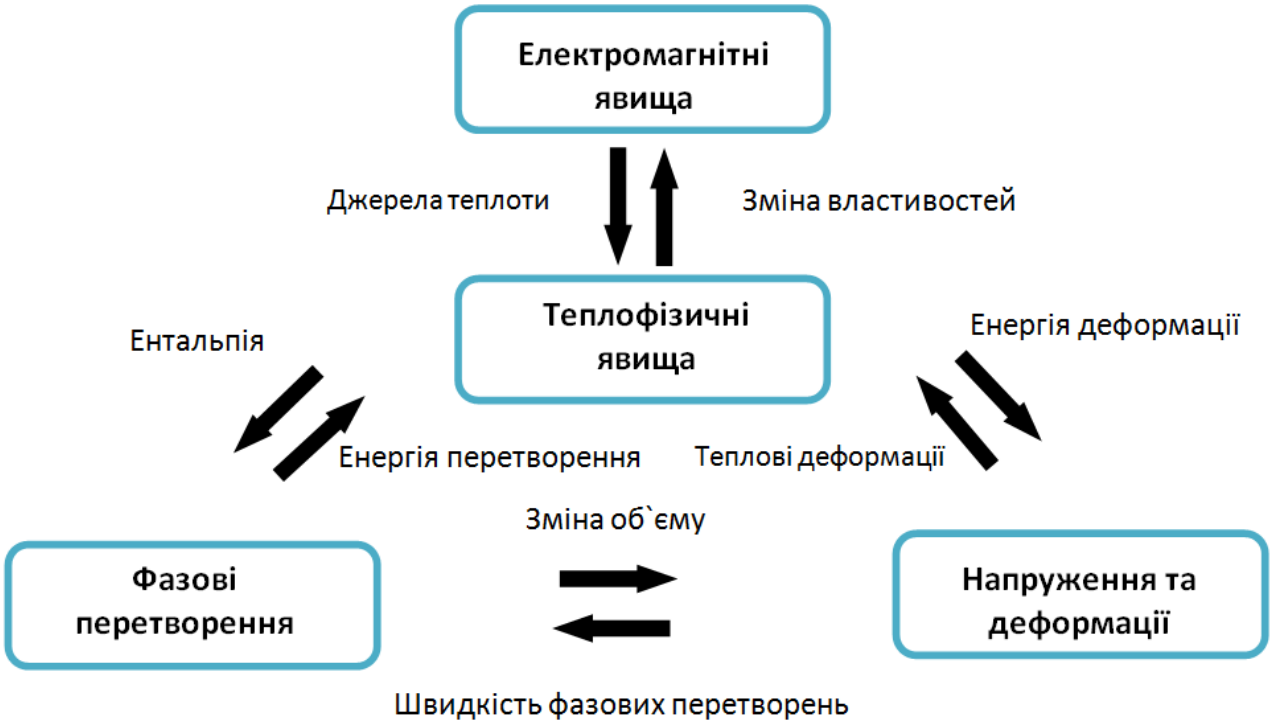


Рисунок 3.1 – Фізичні процеси і явища при індукційному нагріванні твердих тіл [133].

ефектів та нелінійності систем та ряду інших її властивостей[134].

Сучасним підходом при моделюванні процесів складних взаємопов'язаних системах є комп'ютерне моделювання. Переваги методів математичного моделювання при розробці технології індукційної ТО зварних з'єднань рейок виявляють себе особливо виразно, оскільки, як зазначалося раніше, проводити натурні експерименти для удосконалення технології ТО рейок досить затратно. За допомогою чисельного розрахунку математичних моделей можливо розробити технологічні рекомендації та устаткування для даного процесуне проводячи численні коштовні фізичні експерименти. Даний підхід дозволяє істотно знизити витрати на виготовлення дослідних зразків проектованих пристроїв, передбачити поведінку системи в різних режимах і оптимізувати конструкцію пристрою, або скорегувати технологічні параметри, не вдаючись до виготовлення прототипу. Якщо не вводити значних спрощень (для вирішення їх аналітичними методами) в фізико-математичній постановці задачі, то вирішення зазначеної системи рівнянь, тобто кількісний опис досліджуваних об'єктів, можна отримати із застосуванням чисельних методів розрахунків [135 – 140].

Будемо використовувати при математичному моделюванні метод скінченних елементів (МСЕ).Він являє собою чисельну процедуру перетворення рівнянь в частинних похідних в набір лінійних алгебраїчних рівнянь для отримання наближених рішень граничних задач математичної фізики. В даний час МСЕ набув широкого поширення і застосовується при вирішенні різних інженерних та математичних задач в області теплопровідності і електромагнетизму та виявився зручним для вирішення рівнянь електромагнітного та теплового поля в різноманітних задачах [141,142].

Дуже широко даний метод застосовується в розрахункових програмних пакетах для чисельного моделювання систем індукційного нагрівання їх дослідження та аналізу. Даний метод є інструментом для сполучення інтегральних характеристик зі значеннями векторних характеристик досліджуваних полів. Задачі з моделювання індукційного нагріву відносяться до мультифізичних задач, включаючи в себе взаємопов'язаний розрахунок поширення електромагні-

тних і теплових полів з урахуванням фізичних законів і явищ, що відбуваються в індукційної системі.

Найважливішими перевагами МСЕ є [142]:

– властивості матеріалів суміжних елементів можуть бути різними, що дозволяє застосовувати метод до тіл, складених з декількох матеріалів;

– скінченними елементами є прості області (прямі лінії, трикутники, прямокутники, піраміди, призми), що дає можливість апроксимувати тіла із складною формою країв;

– розміри елементів можуть бути змінними. Це дозволяє збільшувати чи зменшувати елементи сітки;

– за допомогою МСЕ легко вводити граничні умови з розривним поверхневим навантаженням, а також змішані граничні умови;

– алгоритм методу дозволяє створити загальні програми для розв'язку завдань різного класу;

– завдання зводиться до розв'язку системи алгебраїчнихрівнянь великої розмірності. Хороша визначеність системи такихрівнянь дозволяє отримувати досить точні розв'язки для систем розмірністю $(5…10)\cdot10^6$ і більше.

Одним з основних етапів створення точної моделі індукційної системи стає створення методу розрахунку її електромагнітних параметрів. Це можна пояснити тим, що при нагріванні металів індукційним способом найпершим і основним фактором який впливає на формування температурного поля об'єкту-нагрівання є розподіл в об'ємі внутрішніх джерел тепла, наведених індукованими струмами. Розрахунок здатний дати величину і рівні розподілу електромагнітного поля всередині тіла, що нагрівається і, як наслідок, створити потрібні вихідні дані для вирішення завдання температурного розподілу.

Розрахунок МСЕ електромагнітних полів в індукційних системах можна віднести до постановки задачі яка заснована на описі електромагнітного поля диференціальними рівняннями Максвелла. Даний метод у процесі розрахунку враховує взаємний вплив тільки сусідніх об’єктів або мікрооб'ємів, розташованих один від одного в безпосередній близькості. По суті ця постановка задачі

описує поширення електромагнітного поля (хвилі) від точки до точки. Дана постановка буде відповідати теорії близькодії, яка описує поширення електромагнітної хвилі в середовищі, її заломлення і віддзеркалення на границях[133].

Суть МСЕ полягає в наступному [141]:

– розрахункова область розбивається на кінцеве число пов'язаних між собою в вузлових точках на пласкі або об'ємні елементи (кінцеві елементи) в залежності від розмірності задачі;

– в середині кожного елементу безперервна функція дискретної моделі, яка моделює явище, апроксимується і інтерполюється поліномом, який визначається за допомогою знакових значень кінцевих елементів.Поза свого елемента апроксимуюча функція дорівнює нулю;

– наближене рішення складається з набору лінійно-незалежних базисних функцій і відповідного числа спочатку невизначених параметрів, ці параметри є значення самої функції, яке вона приймає в певних точках кінцевого елемента, так званих вузлових точках;

– область повинна бути заповнена кінцевими елементами таким чином, щоб кожен вузол на межі кінцевого елемента збігався з вузлами сусідніх елементів, завдяки чому значення функцій також має збігатися;

– з використанням варіаційного методу Рица або методу Галеркіна на основі отриманих апроксимаційразом з граничними умовами складається система рівнянь, яка дозволяє визначити значення функції в вузлових точках;

– вирішуючи цю систему, можна отримати приблизне рішення задачі;

– у разі необхідності на основі отриманих рішень та використання інтерполюючих поліномів кінцевих елементів можна встановлювати додаткові диференціальні та інтегральні характеристики.

Результатом моделювання стає визначення необхідних для аналізу розподілених та зосереджених характеристик індукційної системи. До зосереджених характеристикам відносяться параметри: активні і реактивні потужності, вхідний опір індуктору, коефіцієнт потужності, ККД і ін. Розподіленими характеристиками будуть електромагнітні, температурні та інші фізичні поля для дослі-

дження індукційної системи. Аналіз моделі індукційної системи дозволяє оцінити її ефективність, роботоздатність та ключові технологічні параметри системи. У процесі аналізу будуть виявлені «вузькі» місця, способи їх ліквідації та поліпшення роботи індукційної системи[143].

Сформованою тенденцією стало використання комерційних пакетів комп'ютерного моделювання які використовують МКЕ для вирішення широкого спектра взаємопов'язаних задач. Порівняльний аналіз показує, що велика кількість програмних пакетів дозволяють виконувати поставлені задачі математичного моделювання процесу індукційного нагріву та розв'язання зв'язаної задачі електромагнітного і теплового поля. До деяких з них можна віднести популярні в даний час комп'ютерні пакети програм Comsol Multiphysics та Ansys, ABAQUS та ін. Ці пакети дозволяють в більшості випадків робити моделювання складних процесів в 2D і 3D постановках при мінімальній кількості припущень [143,144]. В даній роботі для виконання математичного моделювання обраний мультифізичний кінцево-елементний програмний пакет COMSOL Multiphysics [145] в силу його універсальності та доступності. Даний програмний пакет надає необхідний для моделювання розглянутих процесів математичний апарат, доступний для використання готовий модуль для розрахунку індукційного нагріву, що розраховує електромагнітну задачу за першою гармонікою та розрахунок температурних полів в часовій області.

COMSOL Multiphysics – це інтерактивне середовище для моделювання різних фізичних явищ, що описуються диференціальними рівняннями в частинних похідних. Він дозволяє вирішувати, як одне диференціальне рівняння, так і кілька взаємопов'язаних диференціальних рівнянь, що моделюють взаємопов'язані фізичні процеси. Крім того, пакет враховує нелінійні залежності фізичних властивостей від часу, температури та інших факторів.

Основна мета моделювання – створення адекватної математичної моделі, яка достатньо якісно і кількісно відображає процеси, що відбуваються в реальному об'єкті дослідження натурних індукційних систем, при максимальнодопустимих спрощеннях. Необхідно максимальне коректне врахування всіх проце-

сів, що протікають при високочастотному нагріванні в процесіТО досліджуваного зразка при одночасному вирішенні електромагнітної, теплової задачіз урахуванням структурних перетворень. Завданням математичного моделювання є визначення інтегральних і диференціальних характеристик електромагнітних і теплових полів – розподіл потужності тепловиділення, густини струму, індукції і напруженості електромагнітного поля, температурного поля і ін.

Алгоритм рішення пов'язаних електромагнітної і теплової задачі представляє собою послідовну ітераційну процедуру. Для вирішення поставлених задач запропонований алгоритм моделювання, зображений на рис.3.2. На основі параметрів фізичного моделювання розрахованих по критеріям подібності задаються геометричні, електричні та фізичні параметри індукційної системи, проводиться розрахунок електромагнітних полів і обчислюються потужність тепловиділення в системі «індуктор – виріб». За знайденою потужністю тепловиділення вирішується газодинамічна задача природної та вимушеної конвекції. Використовуючи потужність тепловиділення і граничні умови теплообміну, вирішується теплова задача, і визначаються температурні поля. Потім відбувається перерахунок електромагнітної задачі з урахуванням зміни електрофізичних властивостей від температури і передача потужності тепловиділення в теплову задачу. Розрахунок зупиняється при досягненні заданого часу або температури нагріву. Отримане температурне поле порівнюється з необхідним для здійснення процесу ТО зразку. У разі невідповідності полів корегуються параметри індуктора і проводиться повторний розрахунок. Після підбору параметрів індуктора, що забезпечують необхідне температурне поле в певній зоні, проводиться розрахунок структурних перетворень та технологічних параметрів процесу.

У якості об'єкта дослідження була визначена індукційна система нагріву циліндричного зразку зі зварним з'єднанням з рейкової сталі. Основні геометричні розміри досліджуваного зразку було визначені по критеріям геометричної та електродинамічної подібності, прийнятої для фізичного моделювання ТО зразків зварних стиків рейок (табл. 2.1). Також були визначені ключові параметри числової моделі індукційної системи (табл.3.1).

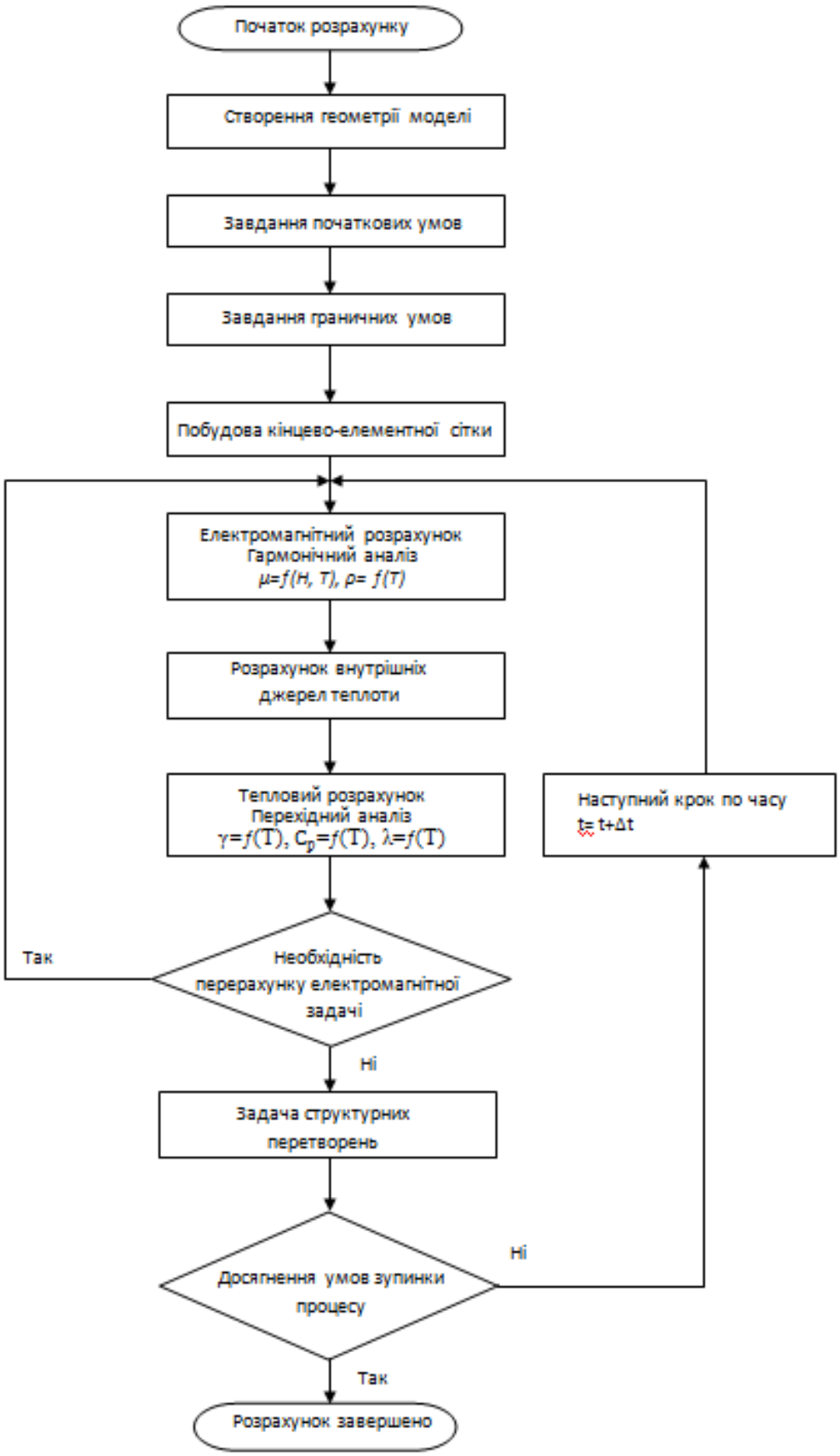


Рисунок 3.2 – Алгоритм моделювання індукційної системи.

Математична модель розрахункової області досліджуваної моделі індукційного системи представлена на рис.3.3 [146, 147]. Вона представляє собою тривитковий водоохолоджуваний мідний індуктор (Ω1), виток якого представлений у вигляді двох концентричних кіл з прямокутним концентратором і є джерелом змінного електромагнітного поля заданої частоти. Розміщений в середині індуктору досліджуваний об'єкт представляє собою зразок циліндричної форми (Ω2), феромагнітний, з високовуглецевої рейкової сталі з виділеною зоною яка імітує зону термічного впливу зварного з'єднання після контактностикового зварювання (Ω3). Зона зварного з'єднання в свою чергу поділена на області з різними механічними і структурними властивостями які притаманні зварному з'єднанню рейки. Навколишнє середовище – повітря (Ω4), представлено у вигляді півсфери.

При побудові математичної моделі досліджуваної індукційної системи приймалося до уваги, що головні елементи системи є тілами кочення (мають повздовжню та поперечну площину симетрії), що дозволяє звести постановку задачі до двовимірної циліндричної системи координат *r0z* та розглядати тільки половину моделі. Цезначно знижує розмірності системи диференційних рівнянь та суттєво спрощує задачу, на порядки зменшує час розрахунку, при збережені його точності.

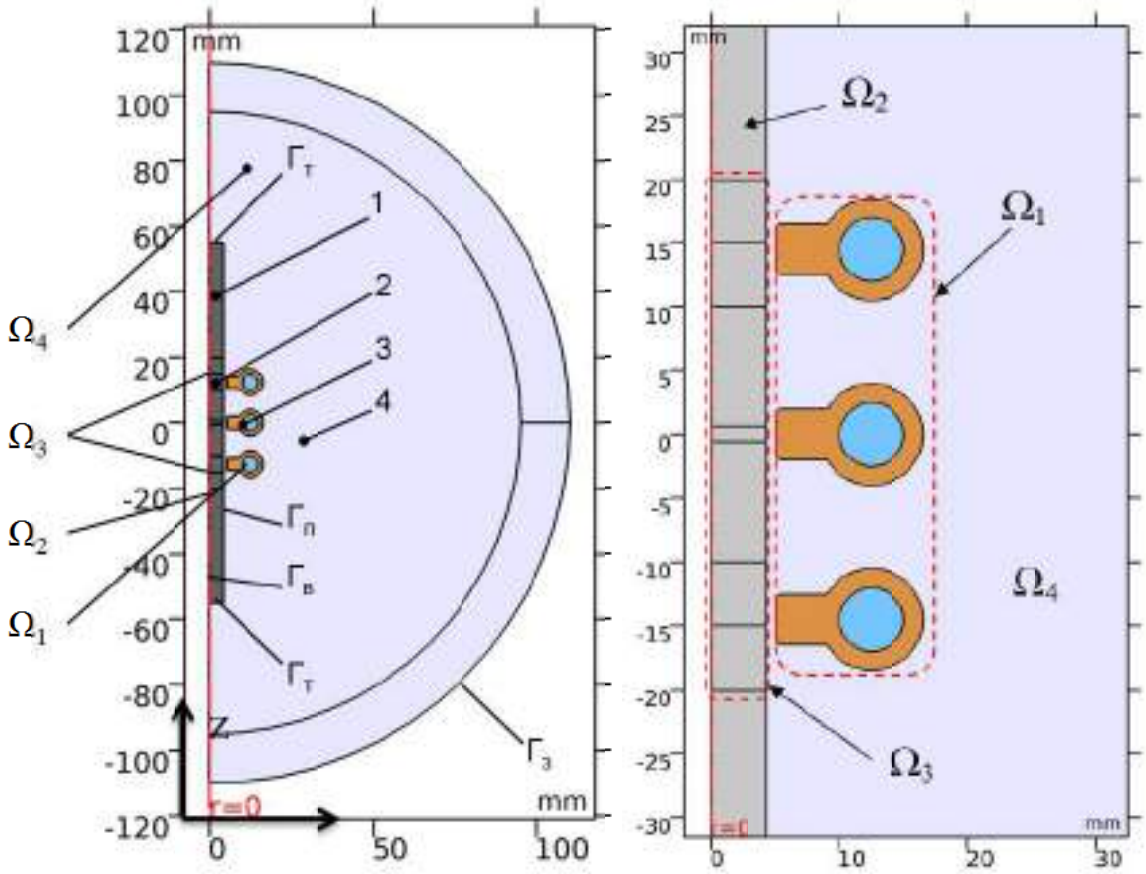
При заданій частоті струму 130 кГц період коливань напруги становить $7{,}6\cdot10^{-6}$ с. Для точного опису синусоїди потрібно не менше 20 розрахункових точок, тобто крок за часом повинен становити близько однієї мкс. В той час процес індукційного нагріву зразку вимірюється орієнтовно 200 с. Через це вирішення електромагнітної та теплової задачі представляться вкрай проблематичним в силу того, що висока частота вимагає малого кроку за часом для розрахунку електромагнітної задачі при значно більшому часі нагріву. Саме через швидкоплинність електромагнітних процесів індукційної системи рішення системи нелінійних рівнянь електромагнітного поля з рівнянням теплопровідності розглядалося як послідовне рішення електромагнітної частини розрахунку в частотній області по першій гармоніці та теплового нестаціонарного розрахунку

Таблиця 3.1

Геометричні параметрі індукційної моделі

Матеріал зразку	Високовуглецева сталь С=0,8%
Довжина зразку, мм	110
Діаметр зразку, мм	8,5
Температура оточуючого середовища, °С	25
Початкова температура зразку, °С	25
Частота живлячого струму, кГц	1…130
Струм індуктору, А	180
Задана температура нагрівання зони, °С	850…900
Зовнішній діаметр індуктора, мм	28…33*
Внутрішній діаметр індуктора, мм	8,75…10,75 *
Ширина індуктора, мм	28…38*
Відстань між витками індуктора, мм	7…10*
Діаметр трубки,мм	6

*геометричні параметри індуктору, що досліджуються в ході математичного моделювання індукційної ТО



а б

Рисунок 3.3 – Схема геометричної моделі розрахункової області індукційної системи(а) та її збільшений фрагмент (б):

1 – модельний зразок;

2 – індуктор;

3 – оточуюче повітряне середовище;

$\Gamma_в$ – границя осі симетрії;

$\Gamma_з$ – зовнішня границя розрахункової області;

$\Gamma_п$ – границя бічної поверхні модельного зразку;

$\Gamma_т$ – границя торцевої поверхні модельного зразку;

Ω1– розрахункова область трьохвиткового мідного індуктору;

Ω2 – розрахункова область модельного зразку;

Ω3 – розрахункова область ЗТВ модельного зразку;

Ω4 – розрахункова область оточуючого повітряного середовища.

задачі в часовій області.

Також слід звернути увагу на зміну температурозалежних властивостей матеріалів в процесі нагріву зразку і його переходу вище точки магнітних перетворень, що супроводжується різкою зміною фізичних та електричних властивостей індукційної системи прирозрахунку електромагнітної задачі, та відповідно до цього використовувати досить невеликий крок по часурозрахунку.

Виходячи з фізичної сутності розглянутої задачі високочастотного нагріву індукційної системипри створенні математичної моделі було враховано ряд пов’язаних процесів:

– проходження електричного струму по індуктору з концентратором магнітного поля з урахуванням скін-ефекту;

– магнітне поле навколо провідника індуктора;

– магнітне поле в модельному зразку;

– проходження індукованого електричного струму по модельному зразку з урахуванням скін-ефекту;

– нагрівання модельного зразку за рахунок індукованого електричного струму;

– нерівномірний характер розподілу індукованих струмів в модельному зразку і нерівномірний розподіл температури в об'ємі зразку по просторовим

координатам;

– температурні залежності електромагнітних і теплофізичних параметрів процесу;

– конвективний теплообмін з навколишнім середовищем з поверхні зразку;

– випромінювання з всіх поверхонь модельного зразку.

В ході моделювання також був прийнятий ряд припущень, які дозволяють отримати задовільну точність при зменшеному часу обчислень:

– розрахунок виконується для першої гармоніки струму, що дозволяє виключити залежність струму від часу;

– електромагнітне поле приймається квазістаціонарним, що дозволяє знехтувати струмами зміщення в порівнянні з струмами в провідниках;

– не враховуються втрати на гістерезис при нагріванні феромагнітних тіл, в силу їх меншості в порівнянні з втратами від вихрових струмів;

– електромагнітна задача пов'язана тільки з тепловою, причому з першої до другої передається потужність тепловиділення, а назад – температурне поле.

Постановка електромагнітної задачі. У загальному випадку процес індукційного нагріву описується нелінійною взаємозалежною системою рівнянь Максвелла і Фур'є відповідно для електромагнітного і теплового полів з відповідними граничними умовами [148–152]. У процесі розрахунку враховується взаємний вплив тільки мікрооб'ємів, розташованих один від одного в безпосередній близькості.

Для вирішення електромагнітної частини задачі система рівнянь Максвелла представлена в диференційній формі і виражена чотирма рівняннями. Перші два показують зв'язок електричного і магнітного полів, два наступних – безперервність цих полів. До числа змінних, що входять в ці рівняння, відносяться наступні п'ять векторів і один скаляр: напруженість електричного поля $\boldsymbol{E}$, напруженість магнітного поля $\boldsymbol{H}$, електрична індукція $\boldsymbol{D}$, магнітна індукція $\boldsymbol{B}$, густина електричного струму $\boldsymbol{J}$, густина електричного заряду ρ. Кожна з цих змінних може бути функцією координат x,z,φ і часу t [152].

Закон Ампера (закон повного струму):

$$\mathrm{rot}\boldsymbol{H} = \boldsymbol{J} + \frac{\partial \boldsymbol{D}}{\partial t}. \tag{3.1}$$

Закон Фарадея (закон електромагнітної індукції): t

$$\mathrm{rot}\,\boldsymbol{E} = -\frac{\partial \boldsymbol{B}}{\partial t}. \tag{3.2}$$

Принцип безперервності магнітного потоку:

$$\mathrm{div}\boldsymbol{B} = 0. \tag{3.3}$$

Диференціальна форма теореми Гаусса:

$$\mathrm{div}\boldsymbol{D} = \rho. \tag{3.4}$$

Густина струму зміщення $\frac{\partial \mathbf{D}}{\partial \mathrm{t}}$ не робить помітного впливу до мегагерцових діапазонів частот, оскільки Густина струму провідності набагато більше густи-

ни струму зміщення, тому їм можна знехтувати. Тоді формула (3.1) приймає вид:

$$\text{rot}\,\boldsymbol{H} = \boldsymbol{J}. \tag{3.5}$$

Ці диференціальні рівняння доповнюються матеріальними рівняннями для зв'язку між напруженістю магнітного поля і магнітною індукцією, електричного зміщення і напруженостю електричного поля, які характеризують електричні і магнітні властивості середовища в якому розглядається поле:

$$\boldsymbol{B} = \mu_0 \cdot \mu_r \cdot \boldsymbol{H}; \tag{3.6}$$

$$\boldsymbol{D} = \varepsilon_0 \cdot \varepsilon_r \cdot \boldsymbol{E}; \tag{3.7}$$

$$\boldsymbol{J} = \sigma(\boldsymbol{E} + \boldsymbol{E}_c), \tag{3.8}$$

де $\mu_0 = 4 \cdot \pi \cdot 10^{-7}$ Гн/м – магнітна стала і μ_r –відносна магнітна проникність середовища;

ε_0 і ε_r – електрична стала і відносна діелектрична проникність речовини;

σ – питома провідність речовини.

Стороння складова $\boldsymbol{E}_c$ входить у рівняння (3.7) напруженості електричного поля, ця складова утворює електрорушійну силу. По суті ця складова повинна додаватися до $\boldsymbol{E}$ в рівнянні (3.2), але так як ротор від напруженості стороннього електричного поля дорівнює нулю, то її можна в рівнянні (3.2) опустити. Краще представляти напруженість електричного поля як суму двох складових: вихрової (наведеної) $\boldsymbol{E}_в$ і потенціальної (сторонньої) $\boldsymbol{E}_c$ напруженості поля. Матеріали індуктору і завантаження можна вважати ізотропними. В однорідних ізотропних середовищах електропровідність не залежить від напрямку і напруженості електричного поля і пов’язана законом Ома [152].

В цьому випадку закон Ома в диференціальній формі $\boldsymbol{J} = \sigma\boldsymbol{E}$ буде виглядати наступним чином:

$$\boldsymbol{J} = \boldsymbol{J}_\text{в} + \boldsymbol{J}_\text{с} = \sigma(\boldsymbol{E} + \boldsymbol{E}_c), \tag{3.9}$$

де $\boldsymbol{J}_\text{в}$ – густина наведеного струму;

$\boldsymbol{J}_\text{с}$ – густина стороннього струму.

З рівняння (3.8) випливає, що струм провідності протікає під дією сторонньої і вихрової складових електричного поля. Стороння складова – це зов-

нішній вплив, за допомогою якого енергія надходить в систему. У разі індукційного нагріву джерелом стороннього впливу є генератор (джерело живлення).

На фізико-математичному рівні можливо використати один із способів спрощення математичного обчислення, а саме,якщо замість полів $\boldsymbol{H}$ і $\boldsymbol{E}$ використовувати потенціальні функції, що зменшують розмірність задачі,то з'являється можливість замість векторних величин застосувати скалярні [153, 154]. Для чисельного розрахунку електромагнітних полів індукційної системи МКЕ використовує розподіл векторів $\boldsymbol{E}$ і $\boldsymbol{H}$ у вигляді функцій потенціалів, і рівняння описуються щодо векторного магнітного потенціалу $\boldsymbol{A}$ і скалярного електричного потенціалу $\boldsymbol{V}$, які визначаються наступним чином [154]:

$$\boldsymbol{B} = \mathrm{rot}\boldsymbol{A}. \tag{3.10}$$

Підставивши в (3.2) формулу (3.10), отримаємо:

$$\mathrm{rot}\,\boldsymbol{E} = -\frac{\partial(\mathrm{rot}\boldsymbol{A})}{\partial t} = -\mathrm{rot}\frac{\partial \boldsymbol{A}}{\partial t}. \tag{3.11}$$

Перетворимо і перенесемо всі члени в ліву частину:

$$\mathrm{rot}\,(\boldsymbol{E} + \frac{\partial \boldsymbol{A}}{\partial t}) = \boldsymbol{0}. \tag{3.12}$$

Після операції векторного інтегрування отримаємо:

$$\boldsymbol{E} = -\frac{\partial \mathrm{A}}{\partial t} - \nabla V. \tag{3.13}$$

При векторному інтегруванні вирішення визначається з точністю до довільної величини, що має сенс градієнта. Цим пояснюється поява градієнта $\boldsymbol{V}$ в правій частині рівняння, який фізично є сторонню ЕРС.

При розрахунку двовимірного електромагнітного поля задачу доцільно формулювати щодо тієї компоненти поля, яка має тільки одну просторову складову. Так при розгляді індукційної моделі в вісісиметричній постановці електричний струм спрямований нормально до площини геометричної моделі, тоді векторний магнітний потенціал A_φ має єдину азимутальну складову (0, φ, 0), на відміну від полів $\boldsymbol{H}$ і $\boldsymbol{B}$, які мають в цій площині дві складові *(r, z*).

Із системи рівнянь Максвелла з урахуванням прийнятих припущень і зв'язків для провідних областей $\Omega_п = \Omega_1, \cup\Omega_2, \cup\, \Omega_3$ (індуктора і сталевого зразка) де

σ>0, μ=μ_r і не провідної області Ω_4 де σ=0, μ=μ_0 диференційнірівняння запишуться в такому вигляді:

$$\nabla \times \left(\left(\frac{1}{\mu_0} \right) \nabla \times \boldsymbol{A} \right) = J_0; \tag{3.14}$$

$$\mathrm{j}\omega\sigma(T)\boldsymbol{A} + \nabla \times \left(\left(\frac{1}{\mu_0\, \mu_r(T)} \right) \nabla \times \boldsymbol{A} \right) = 0; \tag{3.15}$$

$$\nabla \times \left(\left(\frac{1}{\mu_0} \right) \nabla \times \boldsymbol{A} \right) = 0. \tag{3.16}$$

Визначення граничних умов моделі.При моделюванні процесу індукційного нагрівання з огляду на парну симетрію та локалізацію розрахункової області в певному об'ємі, в якості граничних умов електромагнітної частини розрахунку задавалися:

– умова парної симетрії («магнітна стінка») – напруженість магнітного поля нормальна поверхні симетрії, умова Неймана $\frac{\partial \mathrm{H}}{\partial r}\Big|_{\Gamma_\mathrm{в}} = 0$; на осі 0z симетрії показує відсутність тангенціальної складової напруженості магнітного поля;

– умова непарної симетрії («електрична стінка») – магнітна індукція $\boldsymbol{B}$ паралельна поверхні симетрії. Ця умова задається прирівняним до нуля відповідної складової векторного магнітного потенціалу $\boldsymbol{A}$, умова Діріхле магнітної ізоляції на зовнішніх межах – $n \times \mathrm{A}_\varphi \Big|_{\Gamma_\mathrm{З}} = 0$. Тобто поле локалізоване в межах робочої області.

В тепловій частині при моделюванні процесу індукційної ТО основною задачею є визначення розподілу температурних полів в досліджувальному зразку індукційної системи. Теплообмін в твердих тілах описується нелінійними рівняннями теплопровідності, внаслідок залежності теплофізичних характеристик матеріалів від температури.

Постановка теплової задачі. Одна з головних переваг систем індукційного нагріву – це безпосереднє виділення теплоти в певному об’ємі об'єкту, що нагрівається. В таких системах відбувається перетворення електричної енергії в теплову енергію під впливом струму змінної частоти. Розрахунок питомої по-

тужності внутрішніх джерел теплоти пов'язує електромагнітну і теплову задачу за допомогою визначення омічних втрат від вихрових індукованих струмів в об’ємі, якиймає ненульовий опір і ненульову густина струму і по закону Джоуля-Ленца:

$$P = \int_V \left(j\boldsymbol{E} \right) dV \,, \tag{3.17}$$

де інтегрування проводиться по об’ємуV тіла, утвореного при обертанні елемента навколо осі симетрії 0z.

Для вирішення нестаціонарної теплової задачі в часовій області розглядалося рівняння Фур'є [155], що описує розподіл температурного поля в об’єкті, щонагрівається,яке в просторі і в часі має вигляд:

$$\gamma \mathrm{C_p}(T) \frac{\partial \mathrm{T}}{\partial t} - \nabla \cdot \lambda \nabla T = Q, \tag{3.18}$$

де γ – густина нагрітого металу;

C_p – питома теплоємність;

λ – питома теплопровідність;

T – температура;

Q – питома потужність джерела тепла.

Визначення граничних умов моделі. Для повного опису процесу нагрівання необхідно задати крайові умови (початкові та граничні). В якості початкової умови задається температурне поле в розрахунковій області $\mathrm{T}(r, \varphi, z) \big|_{t=0} = T_0$, початкова температура зразку та навколишнього середовища приймалася також рівною 25 °С. Початкова умова, що в області витків індуктору температура постійна $\mathrm{T} \big|_{\Omega_1} = T_{water} = \mathrm{const}$, де T_{water} = 25 °С з огляду на його водяне охолодження. На торцевих поверхнях зразку приймалася умова постійної температури $\mathrm{T} \big|_{\Gamma_\mathrm{T}} = T_{const} = \mathrm{const}$, де T_{const} = 25 °С, імітуючи процес фіксації модельного зразку в алюмінієвих затискачах та відтоку тепла з місця нагріву за рахунок теплопровідності.

Теплові втрати в процесі індукційного нагріву складаються з втрат за рахунок конвекції, випромінювання та теплопровідності за рахунок контакту з

іншими тілами. Питома потужність теплових втрат за допомогою конвекції залежить від температури поверхні тіла, його геометрії, стану поверхні, швидкості переміщення повітря та інших факторів. Задачу індукційного нагріву з тепловими втратами на випромінювання можна розділити на два типи за ступенем складності моделювання. До першого типу відносяться задача з простою геометрією, коли можна обійтися аналітичними формулами, а до другої задачі з двома або більше тілами складної форми, для яких потрібно вирішувати теплові задачі, а також задачі взаємного випромінювання [155].

Для достовірного відображення картини розповсюдження теплового поля в розрахунковій області при моделюванні індукційної системи необхідно застосовувати граничні умови другого і третього родів. Граничним умовою другого роду є задання теплового потоку через поверхню (окремий випадок – нульовий потік або так звана «адіабатична стіна» – є природною граничною умовою і відповідає поверхні парної симетрії). Гранична умова другого роду моделює теплообмін випроміненням непрозорих тіл. Граничні умови третього роду описують закон Ньютона який враховує конвективний теплообмін між тілом та оточуючим його середовищем. На стадії нагріву та витримки заданої температури зразку моделювався процес природної конвенції, а на стадії охолодження – вимушеної за рахунок моделювання прискореного охолодження. [155].

В процесі моделювання теплової задачі з урахуванням теплових втрат у вигляді теплообміну з навколишнім середовищем за рахунок конвекції та випромінювання на бічній поверхні зразка теплові втрати визначались загальним виразом:

$$q = -\boldsymbol{n}(-k\nabla T) = k(T - T_0) + \varepsilon\delta(\mathrm{T}^4 - {\mathrm{T}_0}^4) \qquad (3.19)$$

та приймалася гранична умова на поверхні модельного зразку в результаті конвекції: $-\lambda_{\Omega_2}\frac{\partial \mathrm{T}}{\partial n}\Big|_{\Gamma_\text{п}} = k\left(T_{\Omega_4} - T_{\Omega_4}\right)\Big|_{\Gamma_\text{п}}$, та втрати на випромінювання з поверхні зразка $-\lambda_{\Omega_2}\frac{\partial \mathrm{T}}{\partial n}\Big|_{\Gamma_\text{п}} = \varepsilon\delta\left(T_{\Gamma_\text{п}}^4 - T_{\Omega_4}^4\right)\Big|_{\Gamma_\text{п}}$,

де k – конвективний коефіцієнт тепловіддачі;

T_0 – температура навколишнього середовищам;

$\boldsymbol{n}$ – одиничний вектор зовнішньої нормалі;

ε – постійна Стефана-Больцмана;

δ – коефіцієнт випромінювання.

На осі симетрії 0z приймалося гранична умова Неймана $\frac{\partial \mathrm{T}}{\partial n}|_{\Gamma_{\mathrm{B}}} = 0$.

Фізичні властивості матеріалу. Однією з важливих проблем які виникають при моделюванні процесу індукційної ТО, є відсутність початкових експериментальних даних про залежність фізичних властивостей досліджуваних матеріалів від температури. Наявність даних у вільному доступі з відкритих літературних джерел фізичних властивостей необхідних матеріалів або пошук їх аналогів значно обмежені. Відтепер все більш перспективним є використання спеціалізованого програмного забезпечення для моделювання широкого спектру властивостей багатокомпонентних сталей та сплавів основаних на методі CALPHAD [156].

Особливістю розробки коректного розрахунку параметрів індукційної системи є виражена залежність фізичних властивостей матеріалів системи, особливо досліджувального зразку зважаючи на ступінь його нагріву, густини, теплоємкості, теплопровідності, питомої електропровідності від температури. З огляду на нелінійні залежності фізичних величин $C_p(T)$, $\sigma(T)$, $\lambda(T)$, $\gamma(T)$ (рис. 3.4) від температури T *в* математичній моделі закони зміни цих величин були задані в рівняннях (3.15) і (3.17) шляхом введення відповідних інтерполяційних функцій які будувалися на основі табличних даних отриманих за допомогою програми OPENCALPHAD модельованого сплаву К76Ф [156].

Для феромагнітного матеріалу зразку який має виражений нелінійний характер залежності $\boldsymbol{B(H)}$, приймалося до уваги, що магнітна проникність не є константою. З огляду відсутності довідкових даних кривої намагнічування для рейкової сталі К76Ф початкове значення магнітної проникності задавалося на основі попередньо проведених експериментів. Приймалася умова нелінійної функції магнітної проникності сталі від температури і напруженості магнітного поля і втрати магнітних властивостей в досліджуваному зразку при досягненні

температури точки фазових перетворень що змінює глибину проникнення струму, резонансну частоту і добротність індукційної системи та інтенсивності магнітного поля для феромагнітного матеріалу. Для визначення значень магнітної проникності сталевого зразка була прийнята наступна апроксимуюча функція залежності (рис. 3.5) для вуглецевих сталей з вмістом вуглецю в межах 0,5…1,0% [157]:

$$\begin{cases} \mu(H_0, T) = 1 + \dfrac{\alpha \cdot {H_0}^{\beta} - 1}{\left(1 + \left(\frac{T}{T_k - T}\right)^{\chi}\right)^{\delta}}, T \le T_k \\ \mu = 1, T \ge T_k, \end{cases} \quad (3.20)$$

де T – температура;

T_k – температура відповідна температурі точки фазових перетворень;

H_0 – напруженість магнітного поля;

$\alpha = 3 \cdot 10^5$, $\beta = -0{,}85$, $\chi = 1{,}9$, $\delta = 0{,}16$ – модельні коефіцієнти залежності що задають ступінь кривизни спадаючої кривої $\mu(\mathbf{H})$.

Для елементів розрахункової області досліджуваної моделі індукційної системи також задавалися фізичні параметри матеріалів (табл. 3.2). Побудова кінцево-елементної сітки геометричної моделі індукційної системи. З огляду на, те що в індукційній моделі послідовно вирішуються дві різні задачі – електромагнітна та теплова, то необхідно врахувати, щоб між ними коректне передавалися результати розрахунку. Для цього слід контролювати потужність джоулевих джерел теплоти, розрахованих в електромагнітній частині задачі, що далі передаються в теплову частину розрахунку. Необхідно побудувати кінцево-елементну сітку враховуючи те, що індукційному нагріву, за рахунок поверхневого ефекту, притаманне нерівномірне розподілення електричного струму густина якого ***J*** в глиб провідника змінюється не лінійно по експоненціальному закону [158] (рис.3.6). Важливо врахувати товщину поверхневого шару скін-слою Δ, який використовують для наближення розрахунків активного слою,всередині якого протікає більша частина електричного струму, з рівномірною густиною приблизно 85…89%. Згідно (3.4) теплова потужність, що виділяється

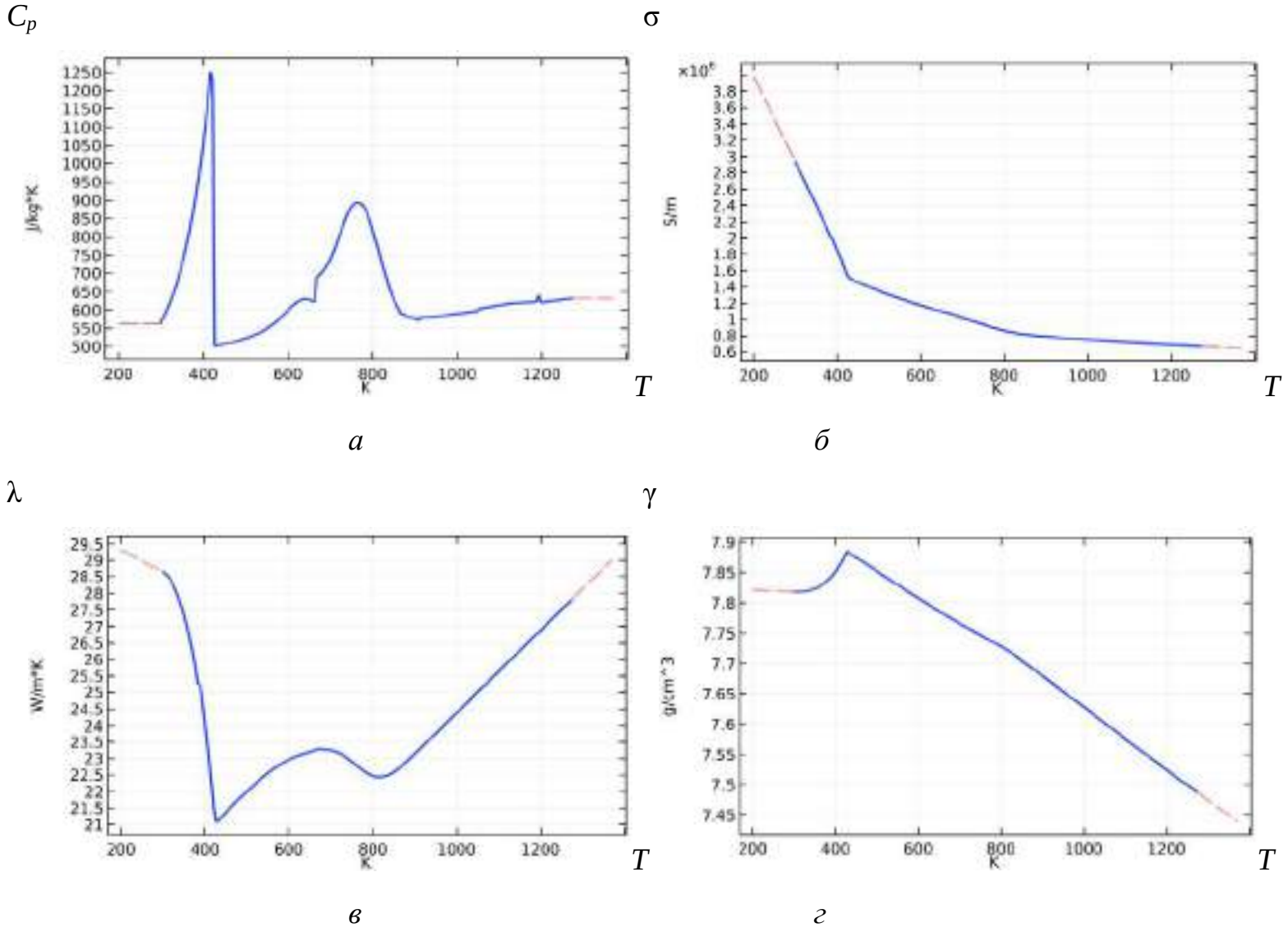


Рисунок 3.4. Фізичні властивості високовуглецевої рейкової сталі від температури T: а – теплоємність C_p; б – електропровідність σ; в – теплопровідність λ*; г* – щільність γ.

пропорційна квадрату густині струму. Отже, на глибині Δ питомі тепловиділення знижуються в e^2 раз, тобто в такому поверхневому шарі виділяється приблизно 86% всієї потужності. З огляду на вираз (2.3) параметр Δ залежить від магнітної проникності матеріалу, питомої електричної провідності та частоти струму.

У зв'язку з цим ставлять високі вимоги до розмірів кінцево-елементної сітки в поверхневих шарах провідників моделі. В реальних умовах коли провідник має форму циліндру, то густина струму спадає практично до нуля на відстані від поверхні провідника 2,5…3,0·Δ, а потужність – близько 2·Δ [158]. З точки зору чисельного моделювання для врахування поверхневого ефекту в провідниках індукційної системи просторова сітка розрахункової моделі була побудована досить дрібноюв місцях, що мають високі градієнти розрахункових величин тобто в поверхневому активному шарі провідників (рис. 3.7) розміри якого визначалися із зазначених вище умов, що електромагнітна хвиля затухає на глибині рівній~2,5·Δ. Для отримання задовільних результатів глибина шару Δ_{layer} повинна становити не менше 4 шарів кінцево-елементної сітки. Для розрахунку поверхневого шару провідників Δ_{layer} для елементів кінцево-елементної сітки прийняли вираз:

$$\Delta_{layer} = \frac{\Delta_m}{m} \cdot n, \tag{3.21}$$

де Δ_m – глибина проникнення матеріалу;

m – модельний коефіцієнт товщини, який використовується для збільшення точності розрахунку;

n – кількість поверхневих шарів.

У роботі для вирішення електромагнітної та теплової задачів струмопровідних $\Omega_{\text{п}} = \Omega_1, \cup \Omega_2, \cup \Omega 3$ та непровідних областях індукційної системи Ω_4,використовували трикутну кінцево-елементну сітку. Для побудови поверхневих шарів сітки розрахункової струмопровідних областях $\Omega_{\text{п}}$ індукційної системи використовувалися чотирикутні елементи зі сталим розміром на глибину зразку Δ_{layer} та збільшених розмірів трикутні елементи сітки вглиб струмопровідних елементів розрахункової області рис. 3.7.

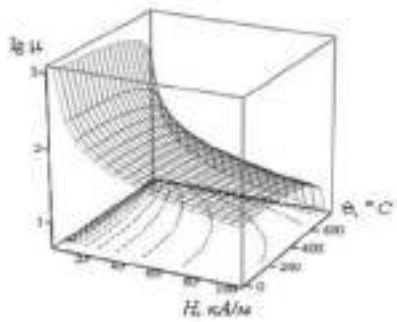


Рисунок 3.5 – Фрагмент двомірної функції, апроксимуючої температурну залежність відносної магнітної проникності для вуглецевих сталей з вмістом вуглецю в межах 0,5…1,0% [27].

Таблиця 3.2

Фізичні параметри матеріалів

Найменування	Матеріал	Область	γ, кг/м^3	σ, С/м	C_p,Дж/кг·К	λ,Вт/м·К	μ
Зразок	Сталь К76Ф	Ω1	γ(T)	σ(T)	C_p(T)	λ(T)	μ(T,**H**)
Індуктор	Мідь	Ω2	8940	5.998e7	385	400	1
Оточуюче середовище	Повітря	Ω4	γ(T)	0,001	C_p(T)	λ(T)	1
Охолоджуюча рідина	Вода	Ω5	1000	5.5e6	C_p(T)	λ(T)	1

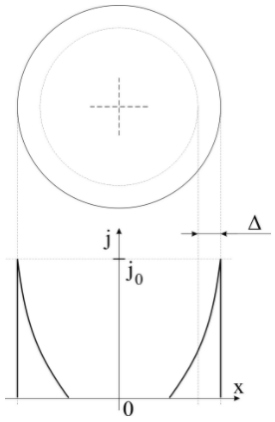
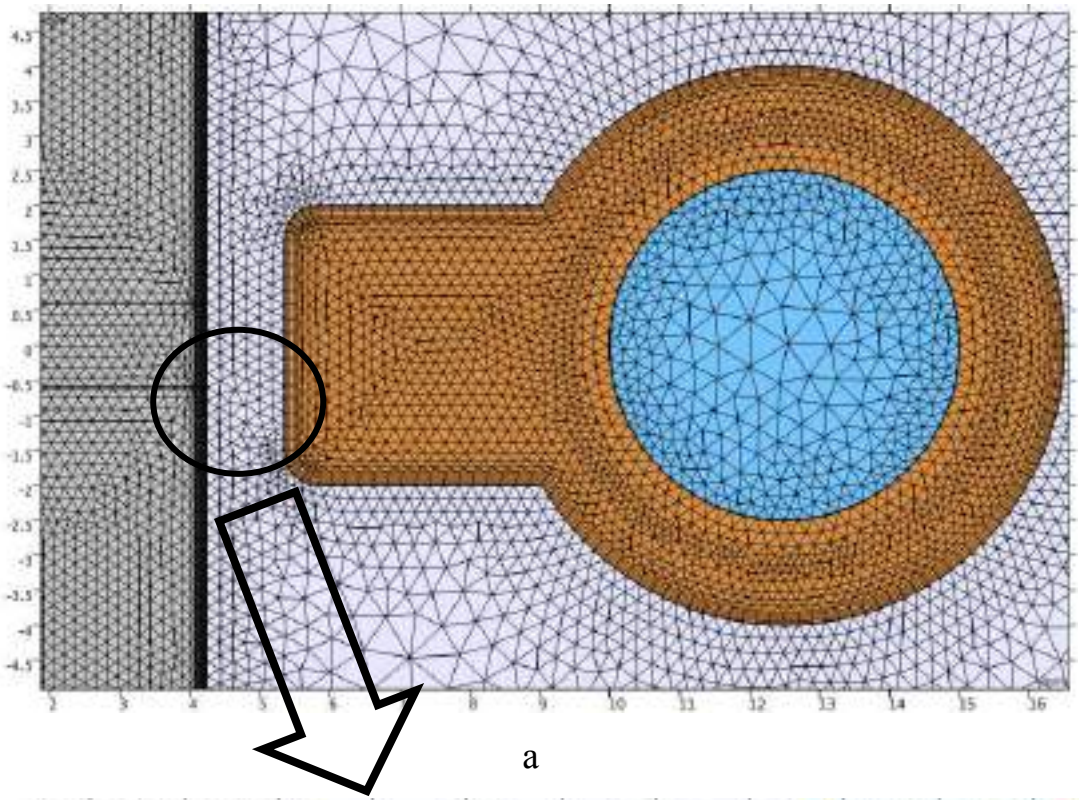
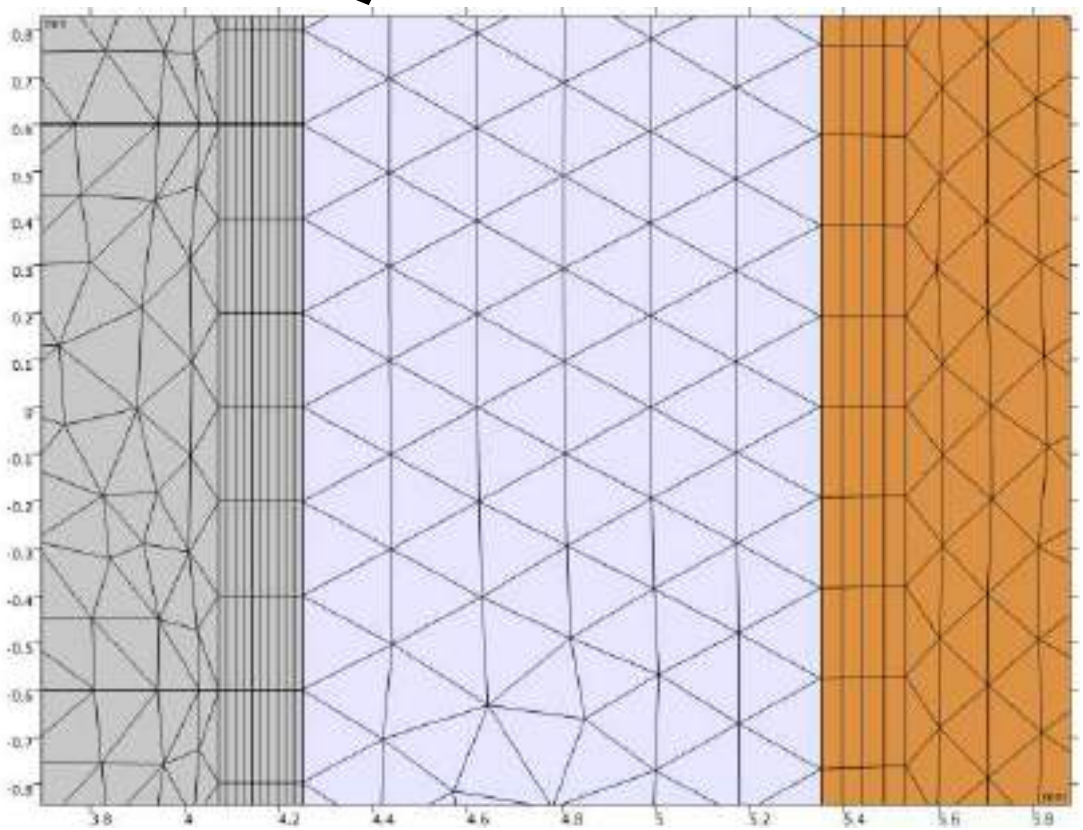


Рисунок 3.6 – Графік розподілення індукованого струму в провіднику індуктора [158]



а



б

Рисунок 3.7 – Кінцево-елементна сітка розрахункової області.

3.2. Вплив параметрів системи «індуктор – виріб» на ефективність індукційного нагріву зони зварного з'єднання модельного зразку

В результаті виконання розрахунків при математичному моделюванні були отримані дані з розподілу електромагнітного поля розрахункової області індукційної системи. При протіканні струму в індукторі, навколо нього виникає електромагнітне поле, силові лінії якого пронизують зразок. Дане поле наводить в ньому вихрові струми, за рахунок яких і відбувається безпосередньо виділення теплоти в самому зразку. Внаслідок кільцевого ефекту лінії магнітного поля розташовані несиметрично щодо осі індуктора і концентрується поблизу внутрішньої поверхні індуктора і зовнішньої поверхні зразка. У витків індуктора напруженість магнітного поля збільшується, і струм концентрується на внутрішній поверхні провідника (рис. 3.8).

За результатами моделювання на рис.3.9 представлено розподілення магнітної індукції $\boldsymbol{B}$ в індукційній системі при частоті струму індуктора 130 кГц, для магнітного (рис. 3.9,а) і немагнітного (рис. 3.9,б) (температури зразка вище точки магнітних перетворень) стану зразка. Також представлено розподілення густини струму $\boldsymbol{J}$ в витках індуктора для магнітного (рис. 3.10,а) і немагнітного (рис. 3.10,б) стану досліджуваного зразка. При даній частоті струму виразно проявляється скін-ефект, що дає можливість спостерігати нерівномірне розподілення щільності струму по поперечному перетину електричних провідників системи. Його концентрація відбувається на внутрішніх поверхнях витків індуктора де досягається максимальне значення. Така ж картина і з вихровим струмом який індукується на зовнішній поверхні зразка.

На рис. 3.11,а представлено нерівномірний розподіл щільності струму в радіальному напрямку для магнітного і немагнітного (імітація температури зразка вище точки магнітних перетворень) стану зразка. На його поверхні в магнітному стані досягається його максимальне значення і зменшується в глиб зразка за експоненціальним законом.На глибині 0,4 мм від поверхні і до центру зразка значення густини струму склало близько 2 А/мм^2. Розподіл густини струму

в осьовому напрямку на поверхні зразка представлено на рис. 3.11,б. Його пікові значення знаходяться симетрично під витками індуктора, що викликано максимальними значеннями напруженості магнітного і електричного поля і пов'язано з найменшою величиною повітряного проміжку між поверхнею зразка і індукуючого провідника в цих областях.

У частотній області дослідження енергетичних параметрів індукційної системи в залежності від частоти струму індуктора f = 0,05…130 кГц на рис. 3.12,а представлені розрахункові залежності, повної S_1, реактивної Q_1 і активної $P_1 = I^2 \cdot R$ потужностівиділеної індуктором і яка виділилася у вигляді електричних втрат у виробі $P_2 = Q_2$; коефіцієнта потужності $\cos\varphi = \frac{P_1}{S_1}$ на рис. 3.12,б; електричного ККД індукційного нагріву $\eta = \frac{P_2}{P_1+P_2}$ на рис. 3.12,в.

Із зростанням частоти в досліджуваній моделі індуктора і сталевого виробу збільшуються електричні втрати, що пов'язано зі зменшенням скін-шару і збільшенням активного опору елементів. Підвищення частоти струму до величини 40 кГц збільшує ККД системи. Досягнувши цього значення частоти ККД в подальшому практично не змінюється з її ростом.

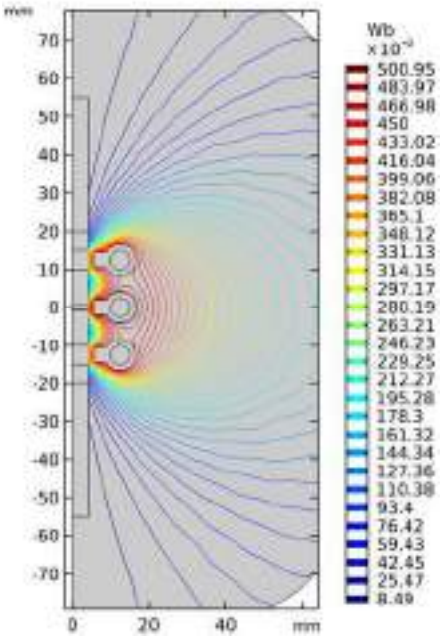
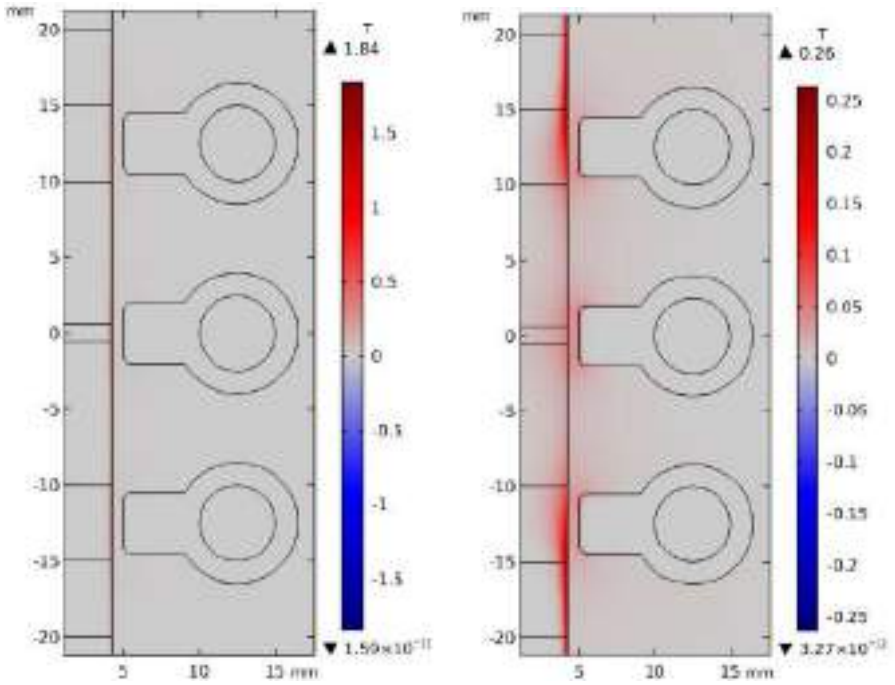
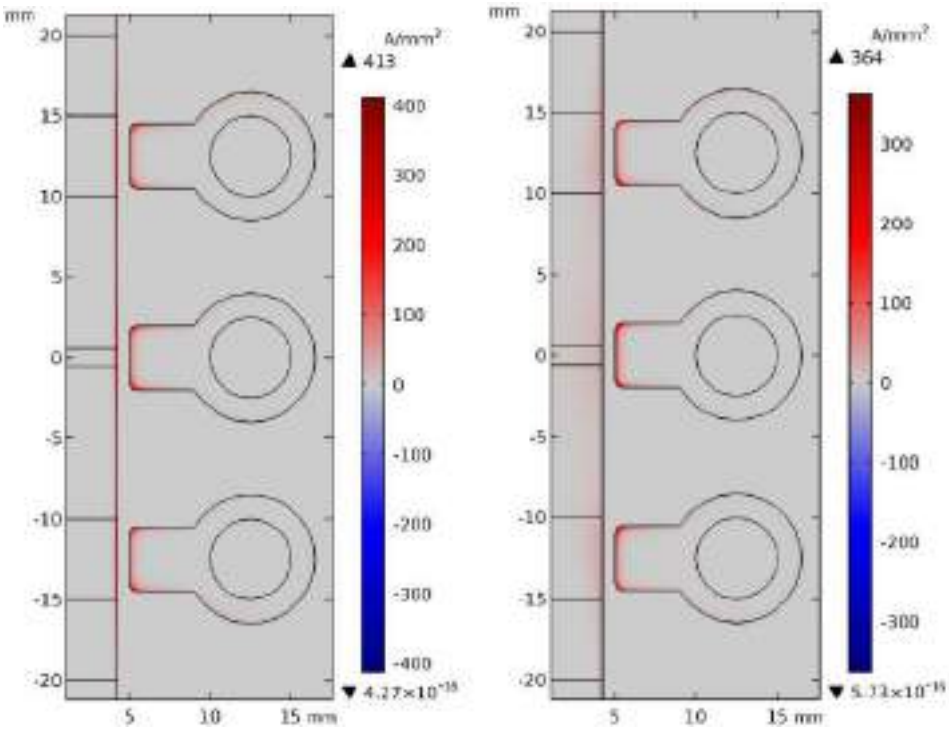


Рисунок 3.8 – Розподілення силових лінії магнітного поля моделі індукційної системи.



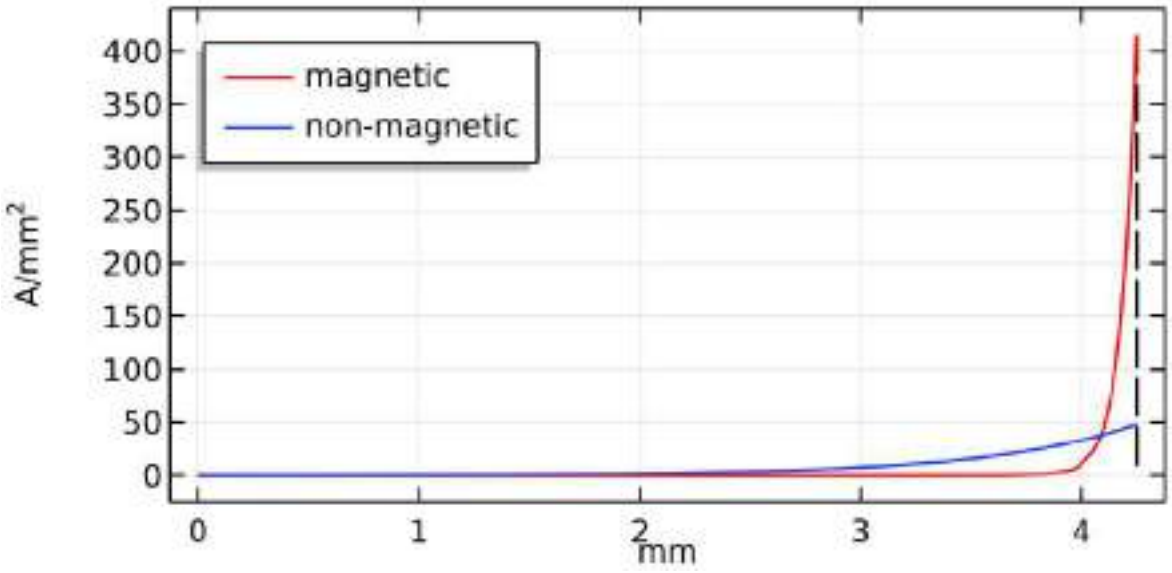
а б

Рисунок 3.9 – Розподіл магнітної індукції при магнітному (а) та немагнітному (б) стані зразка в моделі індукційного системи.

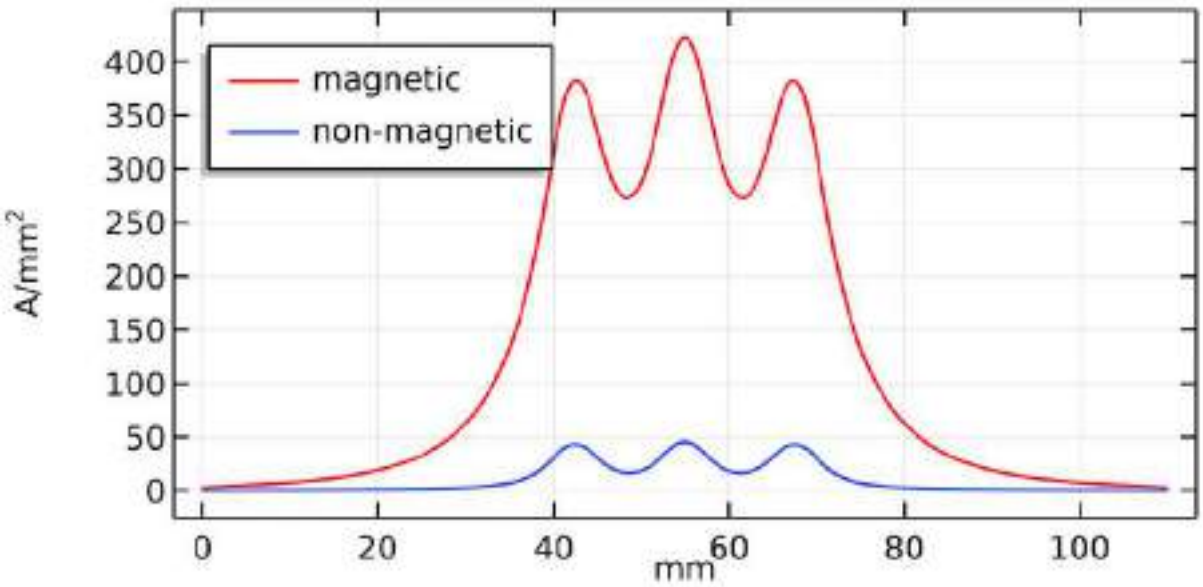


а б

Рисунок 3.10 – Розподіл густини струму при магнітному (а) та немагнітному (б) стані зразку в моделі індукційного системи.



а



б

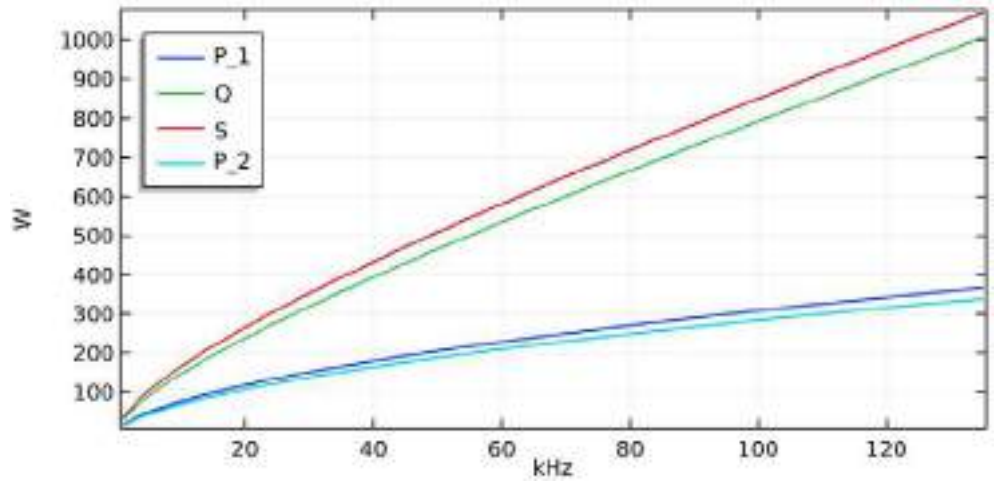
Рисунок 3.11 – Розподіл густини струму радіальному напрямку (а) і щільності струму в осьовому напрямку (б) в моделі індукційного системи.

3.3. Дослідження розповсюдження теплових полів при моделюванні процесу індукційної термічної обробки модельного зразку

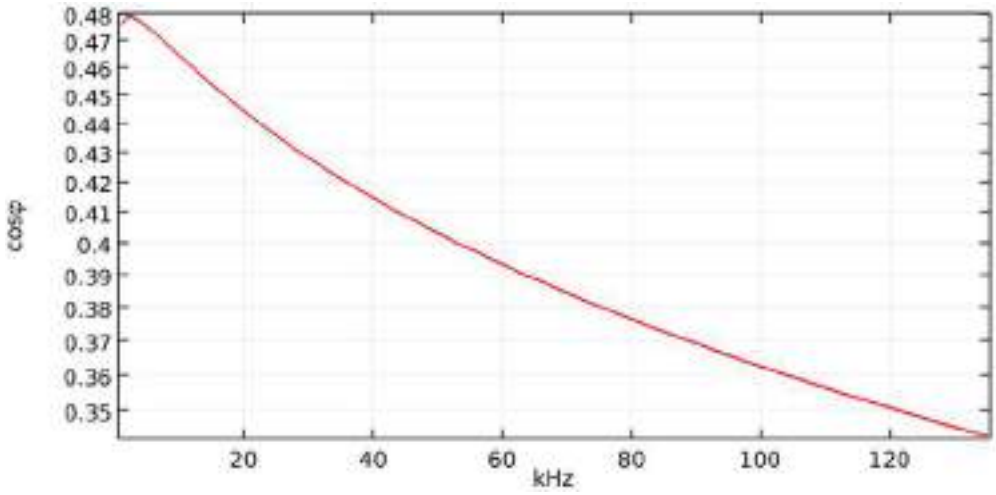
Одним із завдань теплового розрахунку є отримання необхідного температурного поля для отримання бажаних структур в області зразка який імітує зварне з'єднання з мінімально можливим термічним впливом на основний метал уздовж зразка. Для цього було проведено моделювання впливу геометричних параметрів індуктору на характер зміни температурного поля вВ процесі моделювання індукційної ТО здійснювався нагрів зони зварного з'єднання до температур вище точки початку $\alpha \rightarrow \gamma$ фазових поліморфних перетворень. В якості змінних параметрів індуктору було обрано його геометричні параметри, 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. При цьому задавався крок змінних параметрів впливу відстані між витками індуктору, що дорівнює 2 мм та 0,5 мм на сторону для дослідження впливу величини повітряного проміжку. На рис. 3.13 зображено розподілення температурного поля в зразку в кінцевій стадії нагріву при змінній відстані між витками індуктору.

По результатам математичного моделювання можна зробити висновки, що зі збільшенням відстані між витками індуктору при одному і тому ж інтегральному значені струму, збільшується розмір зони в якій відбуваються структурні перетворення але зменшується максимальна температура нагріву в цій області за рахунок зменшення потужності тепловиділення (рис.3.14) оскільки зменшується величина густини індукованого в зразку струму та збільшенням зони металу, що піддається нагріву. Поставлені умови моделювання задовольняє випадок коли відстань між витками індуктора складає 14,5 мм, що забезпечує нагрів зони вище температури фазових перетворень з мінімальним впливом на основний метал зразку.

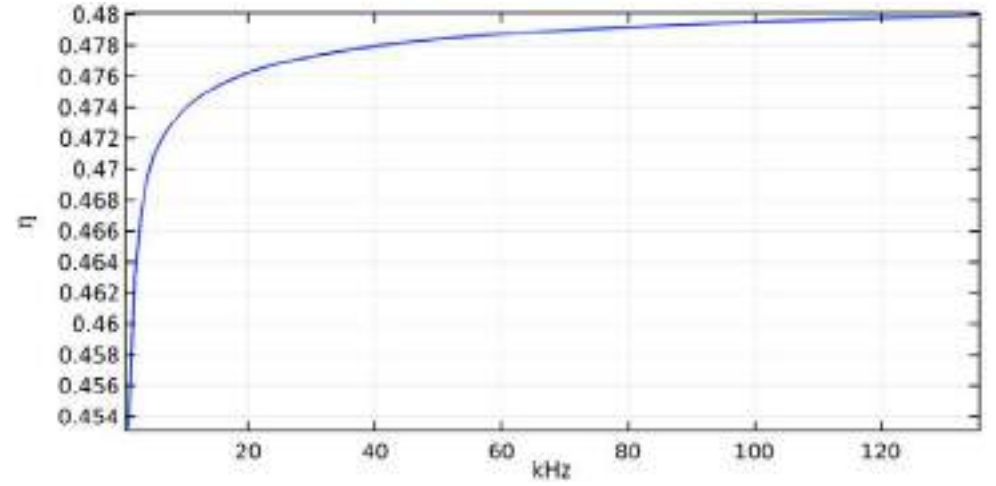
Суттєвий вплив на характер розподілу температурного поля в модельному зразку має повітряний проміжок (немагнітний зазор) поміж поверхнею



а



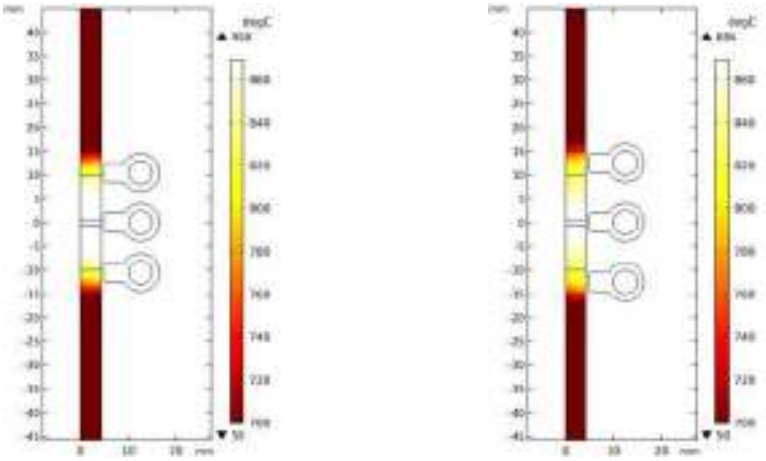
б



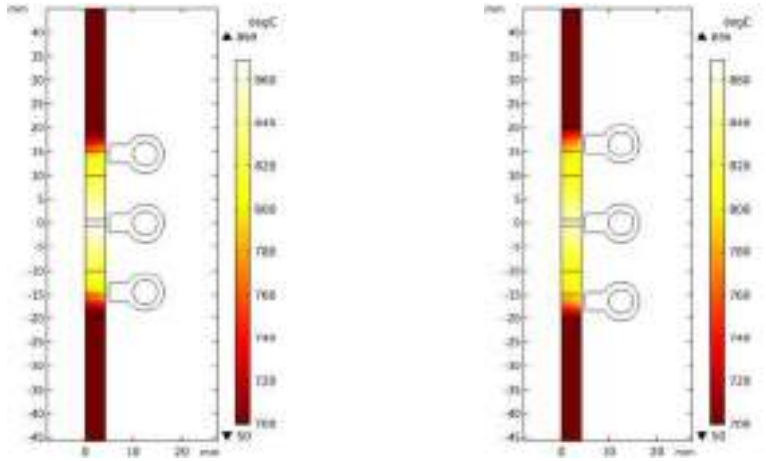
в

Рисунок 3.12 – Енергетичні параметри індукційної системи в залежності від частоти струму індуктора: а – повної S_1, реактивної Q_1 і активної $P_2 = Q_2$ потужності; б – коефіцієнта потужності cosφ; в – ККД.

зразку,що нагрівається та індуктором (рис. 3.15). Чим менший проміжок тим менша трапеціоподібність температурного поля в поперечному перерізі зварного з'єднання модельного зразку. Однак в лабораторних умовах існують технологічні та фізичні обмеження які не дають змоги досягнути досить малих повітряних проміжків. На рис. 3.16 представлено результати моделювання дослідження впливу величини повітряного проміжку між індуктором та зразком на характер розподілення індукованого струму в зразку і відповідно розподілення джерел теплоти. На підставі проведених досліджень виконано порівняльний аналіз ефективності функціонування досліджуваної індукційної системи. В феромагнітних матеріалах проявляється ефект близькодії, який виявляється в тому, що густина наведеного в деталі індукованого струму повторює конфігурацію витків індуктора. При збільшені повітряного проміжку зменшується напруженість магнітного поля та густина індукованого струму в модельному зразку, а отже зменшується потужність тепловиділення та температура нагріву. Виходячи з розрахунків та реальних умов проведення фізичного моделювання доцільно вибирати повітряний немагнітний зазор на рівні 1 мм на сторону, що забезпечить і можливість позиціювання модельного зразку відносно індуктору при фізичному моделюванні так і забезпечить значення та характеристики розподілення індукованого струму в зразку на необхідному рівні.



а б



в г

Рисунок 3.13 – Розподілення температурного поля в зразку при змінній відстані між витками індуктору: а –10,5 мм, б – 12,5 мм, в – 14,5 мм, г – 16,5 мм.

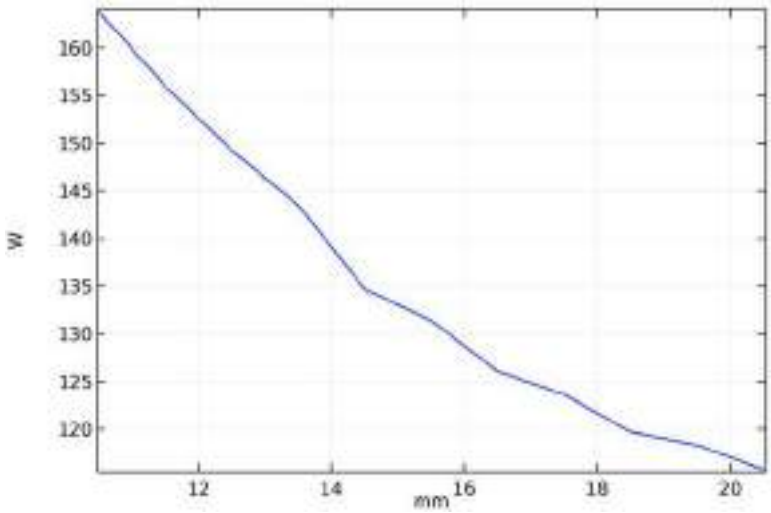
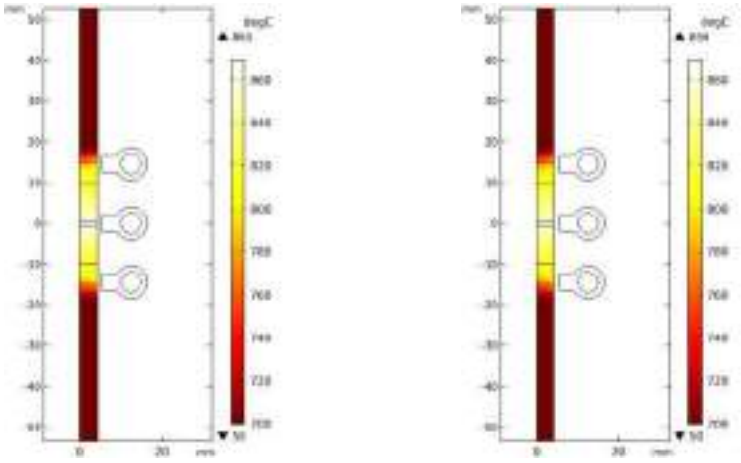
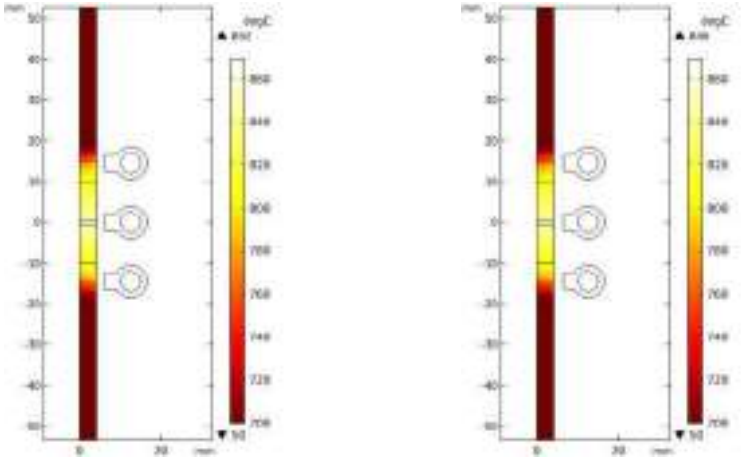


Рисунок 3.14 – Залежність потужності тепловиділення в зразку при змінній відстані між витками індуктору.



а б



в г

Рисунок 3.15 – Розподілення температурного поля в зразку при змінній відстані повітряного проміжку між індуктором та зразкомг: а – 0,5 мм; б – 1,0 мм; в – 1,5 мм;г – 2 мм.

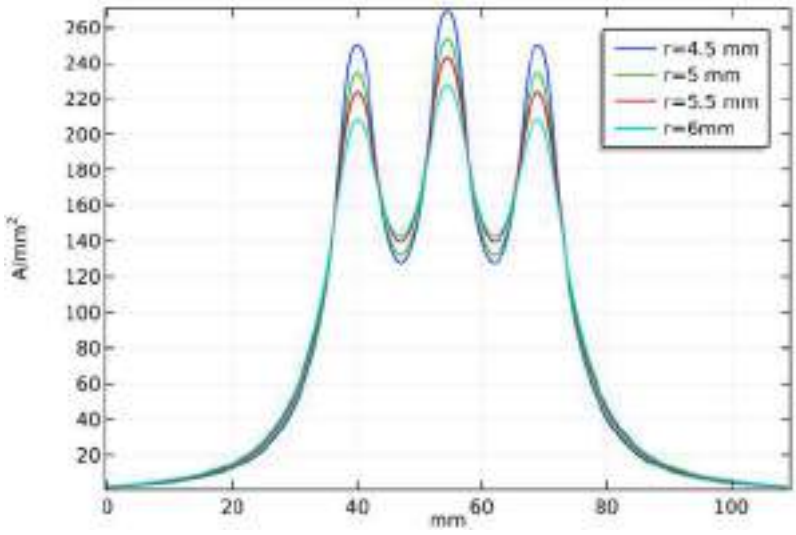


Рисунок 3.16 – Характер розподілення індукованого струму на поверхні зразку в залежності від величини немагнітного зазору.

3.4. Моделювання структурних перетворень в високовуглецевій рейковій сталі при індукційній термічній обробці зварного з'єднання

Як показують численні експериментальні дослідження, фазові перетворення є причиною появи в матеріалі певного набору фізичних та механічних властивостей, які значною мірою залежать від мікроструктури матеріалу, механізмів її формування та зміни. Можливість протікання тих чи інших фазових перетворень та їх кінетика в зоні термічного впливу залежать як від хімічного складу сталі, так і від технологічних параметрів термічного впливу – температури нагріву, швидкості нагріву, тривалості витримки температури і, головне, швидкості охолодження. Від цього залежить і кінцева структура зварного з'єднання залізничної рейки під час проведення процесу індукційної ТО [159 – 161].

Важливою особливістю сталей є те, що поліморфне перетворення переохолодженого аустеніту можуть відбуватися поряд з дифузійним перерозподілом вуглецю та легуючих елементів. В сталях при термічних навантаженнях спостерігаються відомі для твердого стану механізми фазових перетворень: по дифузійном – утворення фериту та перліту (якщо міжфазна межа некогерентна); по бездифузійному – мартенситному,утворення бейніту та мартенситу (якщо ця межа когерентна) [162].

Застосуваннямематичного моделювання процесу індукційної ТО дозволяє оцінити впливїї термічного циклу на кінетику структурних перетворень, що відбуваються в металі шву і ЗТВ і скорегувати головні технологічні параметри процесу [163].Утворення різних фаз є важливим фактором для передбачення структурно-фазового стану зварних з'єднань, що формується при індукційній ТО. У відповідності з ДСТУ 4344:2004 в структурі металу зварних з'єднань рейкової сталі К76Ф не допускається наявність гартівних структур, а вибір теплового режиму ґрунтується на виключенні процесів їх утворення, оскільки вониможуть слугувати концентраторами напруження, що в свою чергу може призвести до руйнування зварних з'єднань рейок [164].

При моделюванні в якості основного матеріалу використовувалася високовуглецева рейкова сталь К76Ф евтектоїдного класу, яка складається із механічної суміші двох фаз – фериту та цементиту, які утворюють пластинчатий перліт різного ступеню дисперсності. Хімічний склад легуючих елементів основного металу та зони зварного з'єднання сталі К76Ф наведено у табл.2.1. Механічні властивості сталі: тимчасовий опір – 1196 МПа; межа плинності – 800 МПа; відносне подовження – 8%. Температури критичних точок складають: Ac_1 = 739°С; Ac_3 = 790°С.

Більшість відомих алгоритмів моделювання фазових перетворень засновано на припущені, що на стадії нагріву зміна мікроструктурного стану металу відбувається тільки при досягненні достатньо високих температур (вище A_{c3}), для сталей при температурах порядку Т = 800…900°С. Відповідна область $T \leq T_{max}$ визначає зону де фазові перетворення на стадіях нагрівання і охолодження приводять до зміни величини V_j – відносному вмісту *j*-ї мікроструктури в одиниці маси при даному стані (моменті часу) в порівнянні з початковим станом [165].

Використаємо модель структурних перетворень, запропоновану в роботі [166]. Традиційно вважають, що кількість фаз, які утворюються в процесі фазового перетворення визначається добутком величини максимальної частки фази $V_j^{max}(\Delta t_{8/5})$, що утворюється в сталі і функції $f_j(T)$, яка залежить від температури початку утворення конкретної фази. Тут $\Delta t_{8/5}$ – час охолодження в інтервалі температур 800…500 °С. При розрахунку основними мікроструктурними складовими є аустеніт – *a*, перліт – *p*, феррит – *f*, бейніт – *b* мартенсит – *m*, також слід зауважити що відомості відносно V_j^{max}, де *j* = *a*, *p*, *f*, *b*, *m*), носять тут чисто феноменологічний характер, тобто не враховується ефекти субструктури та інші тонкощі кристалічної будови.

Кількість структурних складових V_j (частки *j*-ї фази – фериту, бейніту, мартенситу), утворених в процесі поліморфного перетворення розраховується за формулою [166]:

$$V_j(T) = V_j^{max}(\Delta t_{8/5}) \cdot f_j(T), \qquad (3.23)$$

Функція $f_j(T)$ визначається в інтервалі температур $T^j_{end} \le T \le T^j_{st}$ початку T^j_{st} і кінця T^j_{end} утворення j-ї фази наступним виразом:

$$f_j(T) = \begin{cases} 0, T > T^j_{st}; \\ 1 - \exp\left(a \cdot \dfrac{T^j_{st} - T}{T^j_{st} - T^j_{end}} \right), T^j_{end} \le T \le T^j_{st}; \\ 1, T < T^j_{end}. \end{cases} \quad (3.24)$$

Величини початку T^j_{st} і кінця T^j_{end} утворення j-ї фази вибираються по відповідній термокінетичній діаграмі розпаду аустеніту для відповідної марки сталі.

На основі отриманих даних дослідження експериментальної термокінетичної діаграми розпаду аустеніта для зварного з'єднання зі сталі К76Ф, які проведені на установці імітації термодеформаційного стану металу Gleeble 3800, оснащеній швидкодіючим дилатометром, була визначена залежність максимальної долі фаз $V_j^{\max}(W_{8/5})$ від швидкості охолодження $W_{8/5}$ для досліджуваної сталі. Розрахункові значення впливу швидкості охолодження на максимальну долю фериту $V_f^{\max}$, бейніту $V_b^{\max}$, мартенситу $V_m^{\max}$ і перліту $V_p^{\max}$ при охолоджені рейкової сталі К76Ф представлені на рис. 3.17.

Моделювання відбувалося при однакових початкових умовах. Модельний зразок швидко (7 ^{o}C/c) нагрівався до необхідної максимальної температури (аустенізації), витримувався при ній близько 60 с та охолоджувався зі швидкістю від 5 до 21 ^{o}C/c в діапазоні температур фазових перетворень $W_{8/5}$ (рис. 3.18).

На рис. 3.19 наведений розрахований термічний цикл індукційної ТО в контрольних точках (рис. 2.6). Видно, що процес нагріву зразка можна розділити на дві характерні ділянки: на першій – нагрівання феромагнітного металу до точки магнітних перетворень (точки Кюрі), на якому відбувається найбільш інтенсивний нагрівання за рахунок поглинання електромагнітної енергії тонким скін-шаром і великою густиною індукованого струму, що протікає в ньому, з істотним виділенням теплової потужності і поширенням температури в глибинні шари за рахунок теплопровідності; на другій ділянці спостерігається зниження інтенсивності нагріву через втрату металом магнітних властивостей та

перехід металу в аустенітну область і збільшенням глибини проникнення струму при зменшенні його густини зі зниженням виділеної теплової потужності і зниженням інтенсивності нагріву. Градієнт температур на поверхні зварного з'єднання модельного зразку склав 78 °С між першою та четвертою термопарою, на відстані 16 мм від лінії з'єднання. Температурний перепад між поверхневими та внутрішніми шарами металу модельного зразку склав всього 1 °С на відстані 4,25 мм від поверхні.

Комп'ютерне моделювання фазових перетворень для високовуглецевої рейкової сталі К76Ф виконано на базі даних електромагнітного та теплового розрахунку процесу індукційного ТО нагріву модельного зразку зі зварним з'єднанням (рис. 3.19). Розповсюдження температурного поля та визначення меж зони $T \leq T_{max}$ вище температури початку фазових перетворень α→γ з повторного нагріву зварного з'єднання показані на рис. 3.20 відповідно на *а* і *б*. Результатом моделювання процесу індукційної ТО визначено залежність зміни долі структурних перетворень від температури металу. Результати моделювання показують, що зміна структури пов'язана з різницею у швидкостях охолодження модельного зразка, що при розрахунковій швидкості охолодження ~5 °С/с формується перлітна структура, доля перліту складає ~80%, доля фериту – менше 1%, при швидкості охолодження 7 °С/с кількість перлітної структури зменшується до ~70%, а при швидкості 10 °С/с доля складає ~50%. При швидкості охолодження 10 °С/с в структурі зварного з'єднання сталі відбувається різке зниження перлітної структури, що пов'язано ймовірно з формуванням гартівних структур мартенситу та бейніту (рис.3.21,а). Аналіз отриманих результатів показує, що зі збільшенням швидкості охолодження структура зварного з'єднання рейкової сталі модельного зразка змінюється з ферито-перлітної на перлітно-мартенситну. При розрахунковій швидкості охолодження ~12°С/с формується мартенситна структура, доля мартенситу складає ~60%, кількість перлітної структури складає до ~35%, доля бейніту та фериту – менше 1%, при швидкості охолодження 16°С/с кількість мартенситної структури збільшується ~70%, кількість перлітної структури складає до ~26%, доля бейніту та фериту – менше

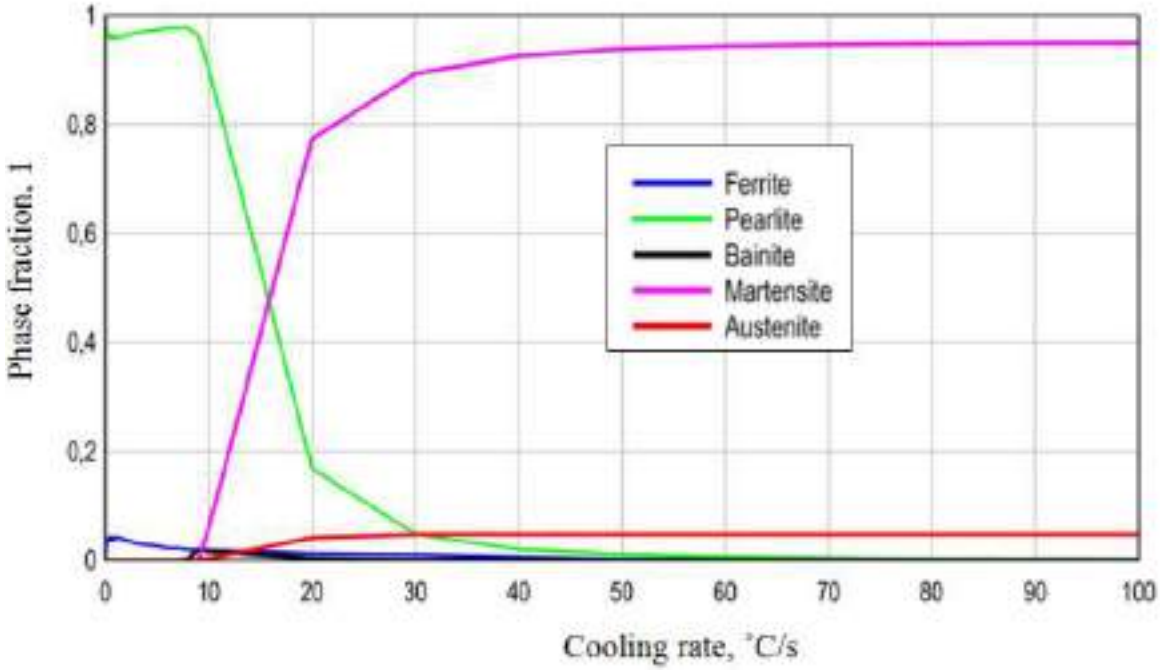


Рисунок 3.17 – Вплив швидкості охолодження на утворення структурних складових в сталі К76Ф при охолоджені.

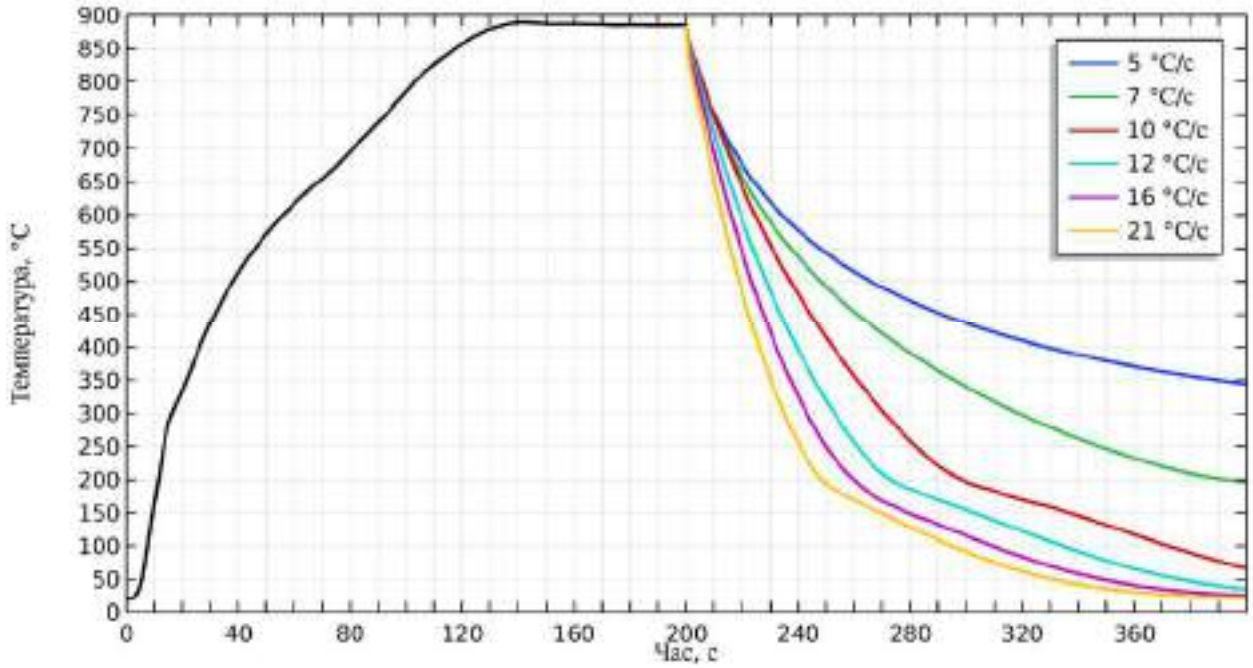
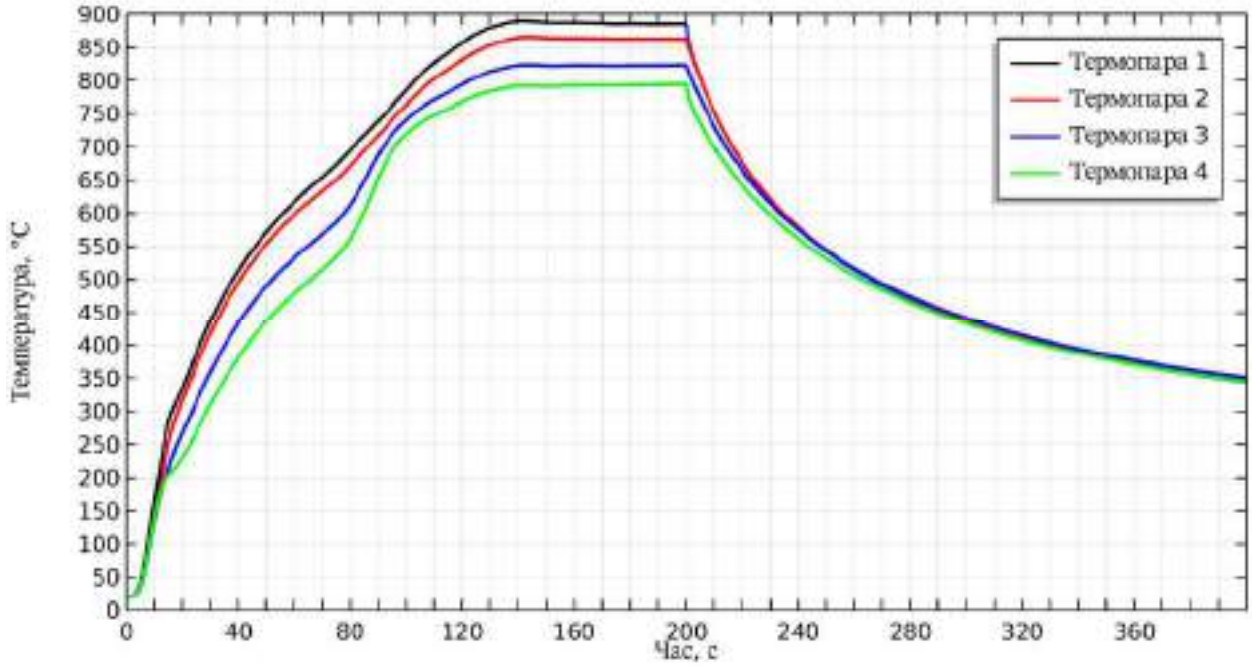
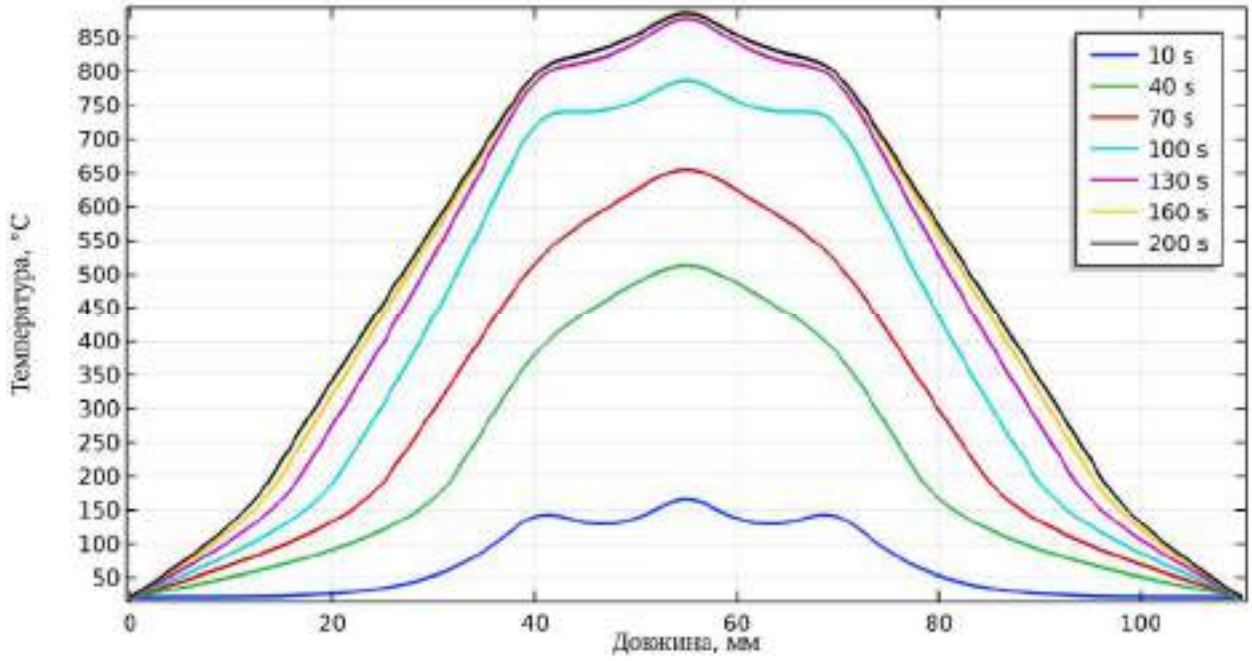


Рисунок 3.18 – Термічний цикл моделювання індукційної ТО на модельних зразках.

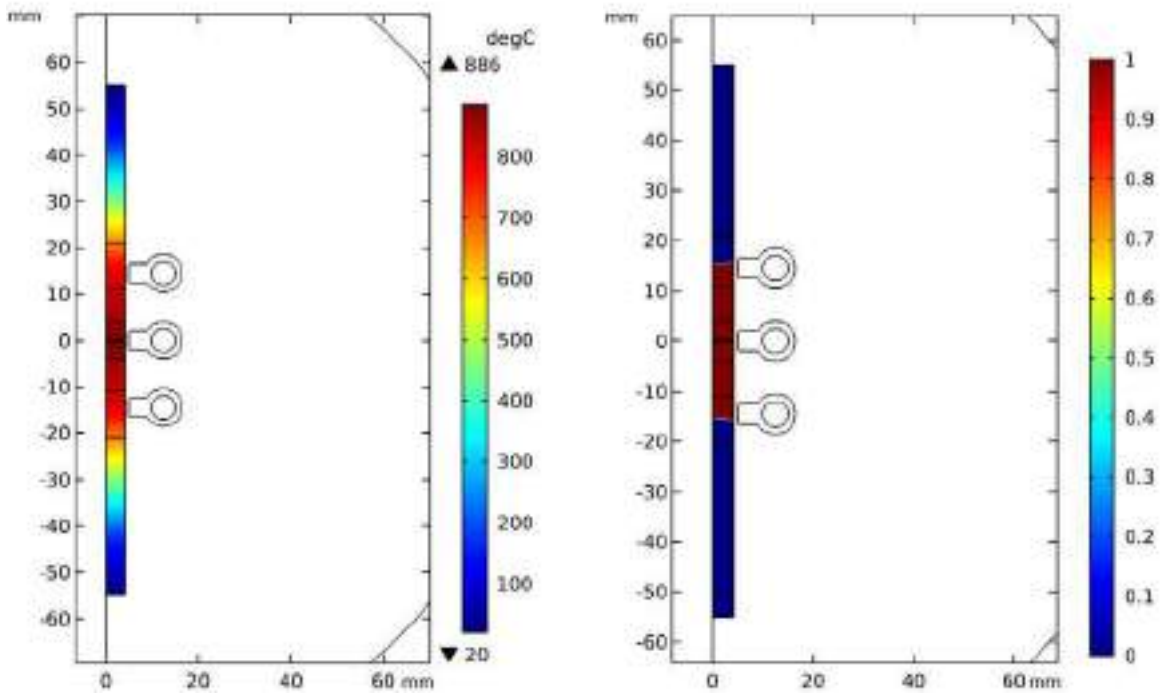


а



б

Рисунок 3.19. Зміна температур в часі в контрольних точках модельного зразка (а) та зміна температур на поверхні зразка (б).

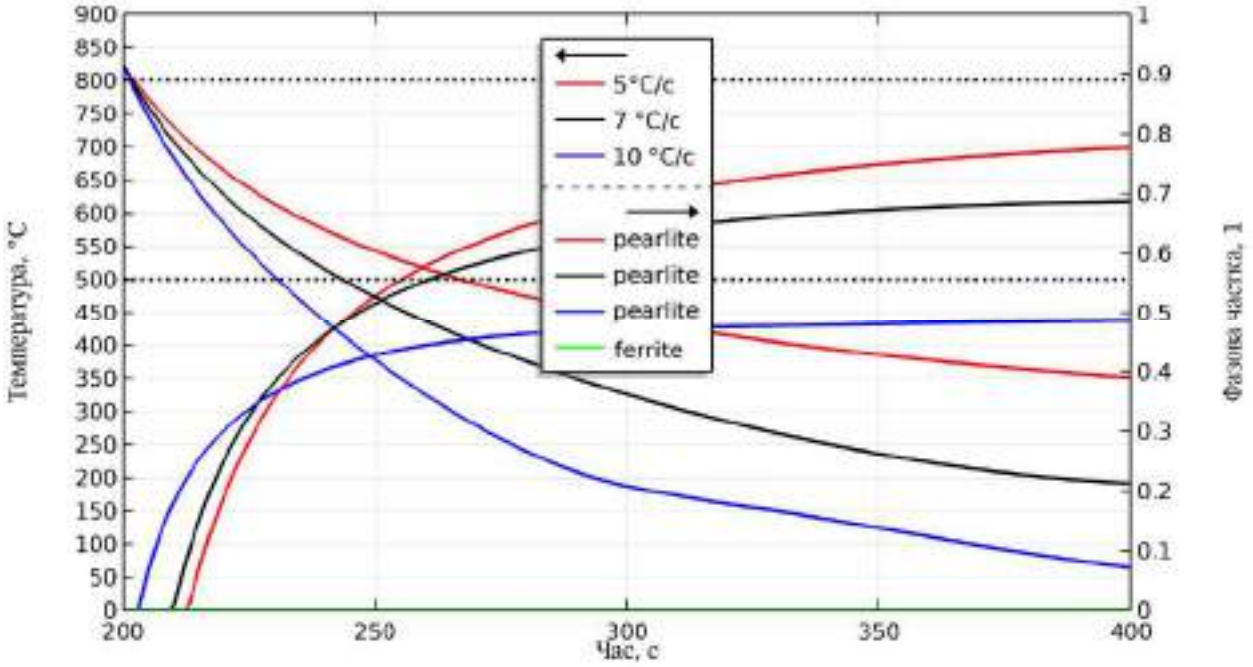


а б

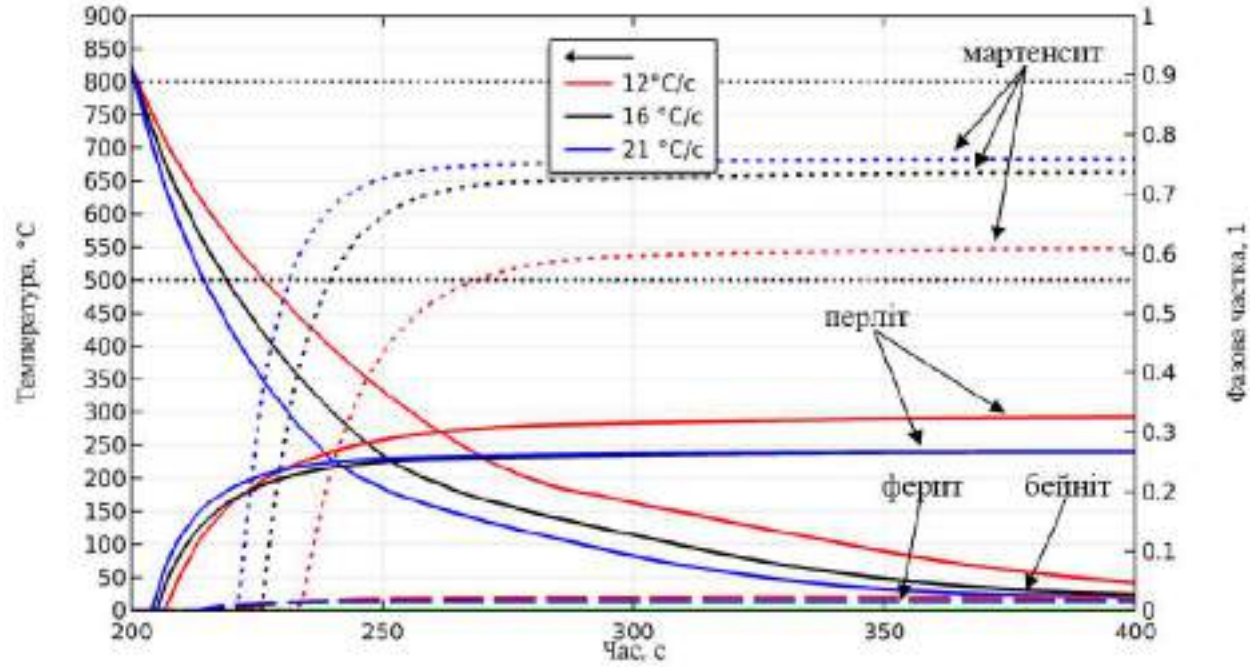
Рисунок 3.20 – Розрахункове теплове поле модельного зразка на кінцевій стадії нагріву (а) і зона термічного впливу $T \leq T_{max}$ вище температури початку фазових перетворень $\alpha \rightarrow \gamma$ в процесі індукційної ТО.

1%, при швидкості охолодження 21°С/с доля мартенситної структуризбільшується до ~75%, кількість перлітної структури залишається не змінною та складає ~26%, доля бейніту та фериту – менше 1% (рис.3.21,б). Збільшення частки мартенситної складової у структурі зварного з'єднання пов'язане з високими швидкостями охолодження (10…21°С/с) металу модельного зразка, що корелюється з термокінетичною діаграмою розпаду аустеніту сталі К76Ф.

Результати моделювання структурних перетворень під час нагріву та охолодження модельного зразка засвідчили зміну фазових складових у металі зварного з'єднання. Результати моделювання фазових змін в зварному з'єднанні показують, що для досягнення структури перліту та відсутності гартівних структур мартенситу і бейніту, швидкість охолодження повинна бути на рівні, що не перевищує 9 °С/с.



а



б

Рисунок 3.21 – Вплив термічного циклу процесу ТО на долю перлітної складової в зоні лінії з'єднання рейкової сталі К76Ф при швидкостях охолодження 5…10°С/с – (а) і швидкостях охолодження12…11°С/с – (б).

Висновки до розділу 3

1. Застосована методика математичного моделювання індукційної системи процесу індукційної термічної обробки, в якій магнітне поле індуктора описується рівнянням приватних похідних щодо комплексної амплітуди векторного магнітного потенціалу. Встановлено розподіл магнітної індукції та індукованого струму в індукційній системі. За розподілом струму встановлено розподіл джерел тепловиділення, який є граничною умовою при розрахунку нелінійного рівняння теплопровідності для нестаціонарної задачі. Розрахований розподіл температури в модельному зразку з урахуванням теплових втрат через поверхоню зразку. Запропонована методика враховує просторовий розподіл фізичних характеристик в елементах індукційної системи у всіх процесах перетворення енергії, що дозволило досягти адекватності моделей в межах областей їх застосування і узгодження з експериментальними даними.

2. Зі зростанням частоти в досліджуваній моделі індуктора і модельного зразку збільшуються електричні втрати що пов'язано зі зменшенням скін-шару і збільшенням активного опору елементів. Підвищення частоти струму до величини 40 кГц збільшує ККД системи, досягнувши якої ККД далі практично не змінюється.

3. Результати розрахунку температурного поля при різних конструктивних параметрах індуктора з концентратором магнітного поля свідчать про адекватність математичної моделі індукційного нагрівання фізичному змісту процесу нагрівання та охолодження модельного зразка в процесі індукційної термічної обробки.

4. На підставі розрахунків методом математичного моделювання для різних геометричних параметрів індуктора з концентратором магнітного поля встановлено, що у конструкції, у якої відстань між витками індуктора складає 14,5 мм і повітряний немагнітний зазор на рівні 1 мм на сторону, забезпечується нагрів зони розміром 32 мм вище температури фазових перетворень з мінімальним впливом на основний метал зразку.

5. Градієнт температури на поверхні зварного з'єднання модельного зразку склав 78 ^{o}C між термопарами на відстані 16 мм від лінії з'єднання. Температурний перепад між поверхневими та внутрішніми шарами металу модельного зразка склав лише 1 ^{o}C на відстані 4,25 мм від поверхні.

6. При розрахункових швидкостях охолодження ~5…10 ^{o}C/с формується перлітна структура, доля перліту змінюється в межах від ~80%, до ~50%, доля фериту – менше 1%. При швидкості охолодження 10 ^{o}C/с в структурі зварного з’єднання сталі відбувається різке зниження перлітної структури, що пов'язано ймовірно з формуванням структур мартенситу та бейніту. Зі збільшенням швидкості охолодження структура зварного з'єднання рейкової сталі модельного зразка змінюється з ферито-перлітної на перлітно-мартенситну. При розрахунковій швидкості охолодження ~12 ^{o}C/с формується мартенситна структура, доля мартенситу складає ~60%, при швидкості охолодження 21 ^{o}C/с доля мартенситної структури збільшується до ~75%, кількість перлітної структури зменшується з ~35% до ~26%, при швидкості охолодження 12 ^{o}C/с, 21 ^{o}C/с відповідно. При швидкості охолодження 12 ^{o}C/с, 21 ^{o}C/с частка бейніту та фериту – менше 1%. Таким чином, для досягнення структури перліту та відсутності гартівних структур мартенситу та бейніту необхідна швидкість охолодження повинна бути на рівні, що не перевищує 6…9^{o}C/с.

РОЗДІЛ 4

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СКЛАДУ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ РЕЙКОВИХ СТАЛЕЙ ПРИ ТЕРМІЧНІЙ ОБРОБЦІ

4.1. Фізичне моделювання формування структури та властивостей зварного з'єднання рейкової сталі

Розуміння механізму зміцнення рейкових сталей дозволяє раціонально використовувати характерний їм рівень міцності і отримувати у той самий час найкраще поєднання механічних властивостей, які забезпечують високі показники службових характеристик рейок [167]. На сучасному етапі вивчення зміни структури та властивостей високовуглецевих рейкових сталей за різних режимів ТО становить великий практичний інтерес і широко досліджується у всьому світі [168]. Як правило, у більшості випадків у структурі рейкових сталей є перлітна складова. Перліт є однією з найважливіших та найскладніших структурних складових залізовуглецевих сплавів. Структура перліту дала назву одному з основних типів перетворення, що реалізується в залізовуглецевих сплавах – перлітному. Перлітне перетворення відноситься до поліморфних перетворень дифузійного типу, реалізація якого пов'язана з значними термічно активованими переміщеннями атомів сплаву з вихідної фази (аустеніт) в кінцеву.

Основними структурними параметрами, на які суттєво впливають швидкість охолодження, є фазовий склад та міжпластинчата відстань перліту. Відомо [169], що механічні властивості високовуглецевої сталі зі структурою перліту визначаються головним чином міжпластинчатою відстанню перліту. Зі збільшенням швидкості охолодження змінюється морфологія і підвищується дисперсність перліту від тонкопластинчастого до сорбітоподібного перліту, що призводить до підвищення твердості [170, 171].

Поряд із вивченням впливу на кінцеву структуру рейкових сталей при їх

виробництві стоїть і питання стуктуроутворення у зварних з'єднаннях залізничних рейок при їх ТО. На думку автора використовувати результати досліджень впливу режимів ТО на зміну структури та властивості основного металу високовуглецевих рейкових сталей для зварного з'єднання цих же марок сталі не досить коректне. Адже зварне з'єднання відрізняється за своїм хімічним складом, йому характерно наявність декількох зон з відмінною структурою від основного металу рейки та механічними властивостями. Загалом не варто заперечувати дослідницьку гіпотезу роботи [172] про те, що до матеріалу рейкового стику необхідно ставитися як до нового невідомого матеріалу, який за своїм хімічним складом близький з рейковою сталлю, а по структурі відрізняється. Відношення структура – властивість нового матеріалу в ЗТВ рейкового стику характеризується сильною неоднорідністю. Для розуміння механізму структурного перетворення у зварному з'єднанні під час ТО необхідно досліджувати саме зварне з'єднання беручи до уваги дослідні дані для цих же рейкових сталей.

Згідно з роботою [173] кінцева структура і механічні властивості формуються в результаті розпаду аустеніту при охолодженні металу, в зв’язку з цим необхідні вичерпні знання кінетики розпаду аустеніту в умовах безперервного охолодження, щоб керувати процесом структуроутворення в ході індукційної ТО зварного з'єднання.

Для вивчення кінетики розпаду переохолодженого аустеніту металу зварного з'єднання сталі типу К76Ф та побудови термокінетичної діаграми (ТКД) розпаду переохолодженого аустеніту були проведені дилатометричні випробування за технологією, описаною у розд. 2. Термічні цикли технологічного процесу індукційної ТО були задані у відповідності з існуючими параметрами процесу (табл. 4.1).

Проведено металографічні дослідження металу зразків після дилатометричних випробувань. Визначено структурно-фазовий склад металу зварного з'єднання. Мікроструктура досліджуваних зразків проводилася в центральній частині в області лінії сплавлення при збільшенні х200 і х500 крат. Мікроструктура основного металу являє собою сорбітну структуру з твердістю

Таблиця 4.1

Маркування модельних зразків

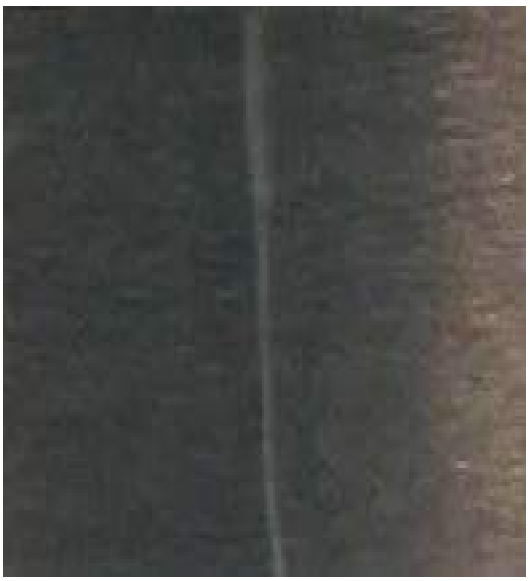
Маркування зразків	Швидкості охолодження, ^{o}C/c
1	5
2	8
3	10
4	12
5	16
6	21
7	28
8	30
9	32
10	36

HV0,1 – 3510 МПа. Величина зерна в основному металі відповідає балу № 7 по основній шкалі ГОСТ 5639-82. На рис. 4.1 представлена макро та мікроструктура в зоні лінії сплавлення зварного стику рейки після зварювання, механічної вирізки та травлення. Чітко бачимо межі зони лінії сплавлення.

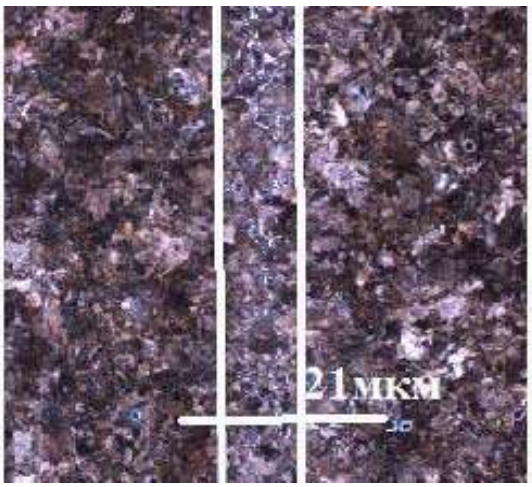
На рис. 4.1 можна побачити структуру перліту області лінії сплавлення. В області цієї лінії мікроструктура складається з перліту та доевтектоїдного фериту. Зерна фериту локалізовані на межах перлітних колоній що свідчить про локальне зменшення кількості вуглецю у процесі зварювання. Зона зварного шва по лінії сплення становить ~200 мкм і складається в основному із багатокутного фериту, виродженого перліту.

В результаті проведення дилатометричних випробувань визначені критичні температури перетворення. На ТКД (рис. 4.2) для кожної швидкості охолодження нанесені значення твердості по Віккерсу і об'ємні частки структурних складових, виражені у відсотках. Аналіз ТКД показує, що температури початку і завершення утворення фериту, перліту помітно зменшуються при збільшенні швидкості охолодження. Зі збільшенням цієї швидкості відзначається тенденція зростання значень твердості, що пов'язано зі структурними змінами, що 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.

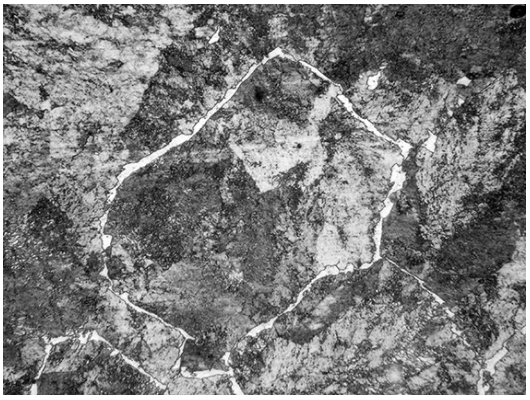
Мікроструктура (рис. 4.3) досліджених зразків № 1…4 зі швидкістю охолодження 5, 8, 10, 12 ^{o}C/c відповідно є структурою сорбіту. Міжпластинчаста відстань дорівнює усередненій сумі товщин двох пластин – фериту + цементиту для сорбітної структури становить 0,25…0,30 мкм. За ГОСТом твердість сорбіту становить від 250 до 350 HV1. Відмінності є у зразку № 1 зі швидкістю охолодження 5 ^{o}C/c у якому за межами перлітних зерен виділяються тонкі (1…2 мкм) прошарки фериту, який утворився по границях колишнього аустенітного зерна і має вигляд дуже тонкої розірваної сітки. Частка фериту невелика і складає до 5%. При швидкості охолодження 5 ^{o}C/c мікротвердість зразка знаходиться в межа HV0,1, – 2810…2850 МПа, білих прожилок фериту



а



б



в

Рисунок 4.1 – Макро- та мікроструктура в області лінії сплавлення зварного з'єднання рейки із сталі К76Ф: а – х50; б – х200; в – 500.

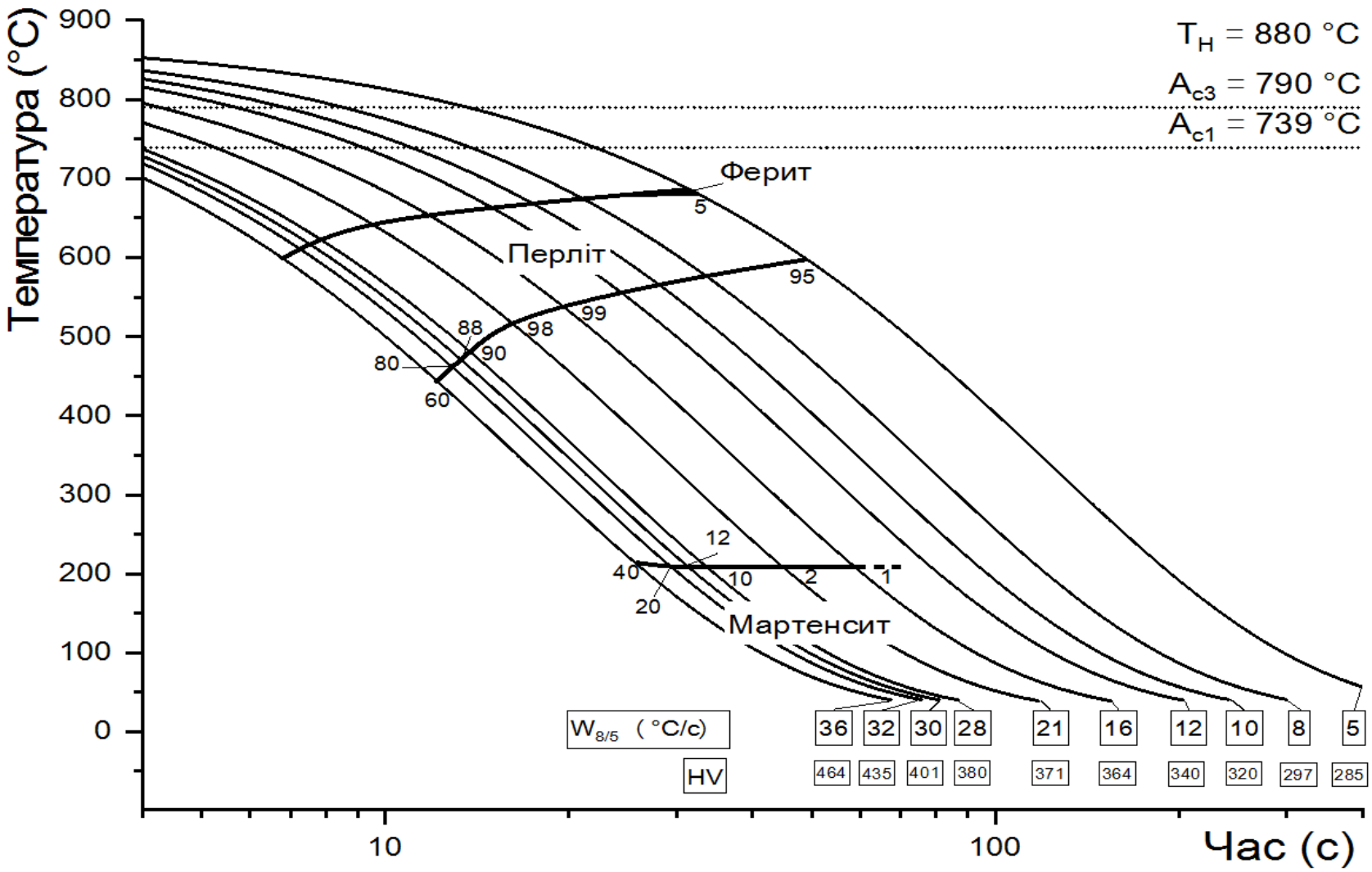


Рисунок 4.2 – Термокінетична діаграма розпаду переохолодженого аустеніту при безперервному охолоджені металу зварного з'єднання сталі К76Ф

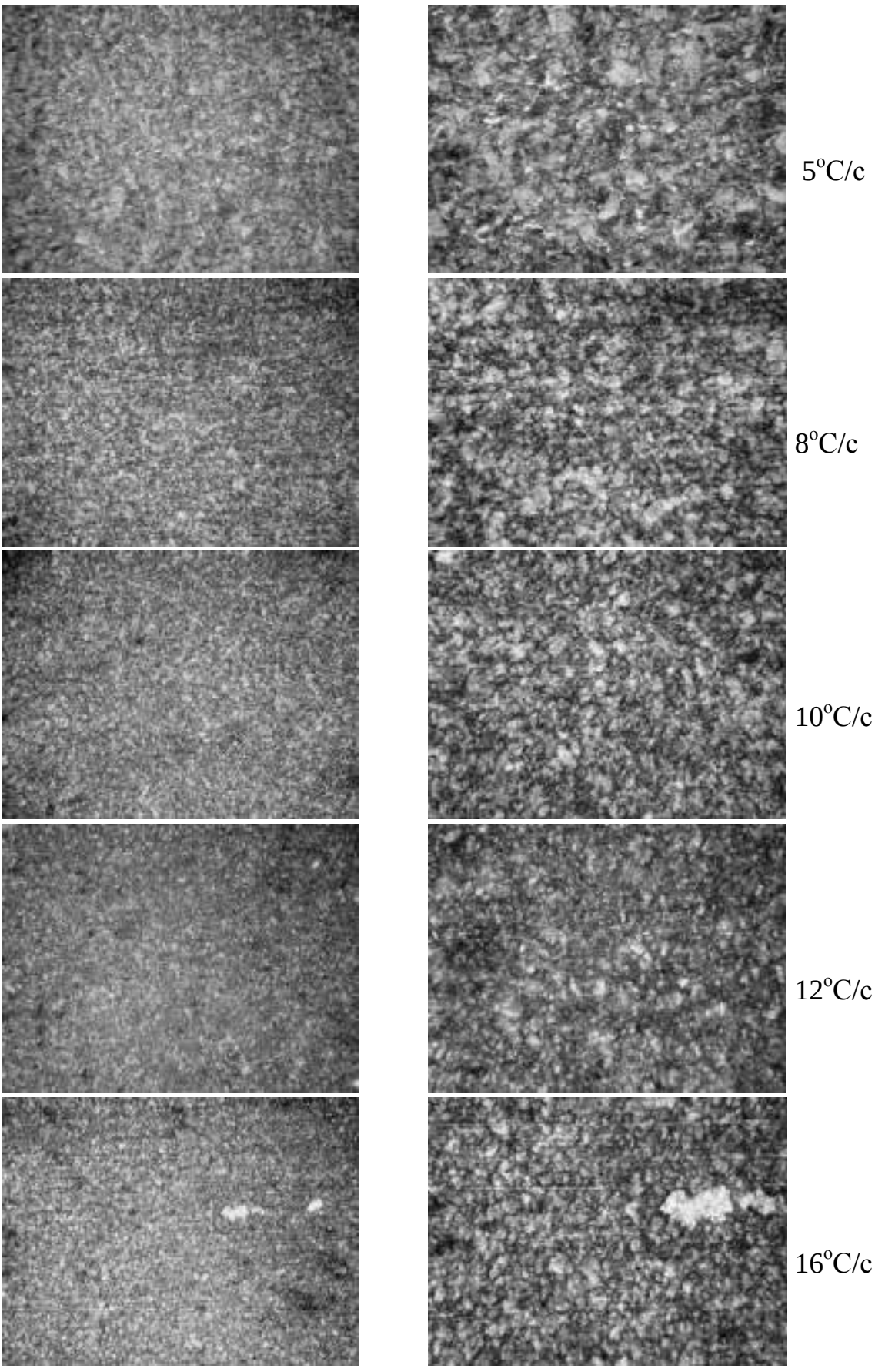


Рисунок 4.3 – Мікроструктура зони зварного з'єднання модельного зразку після різних режимів швидкості охолодження при ТО

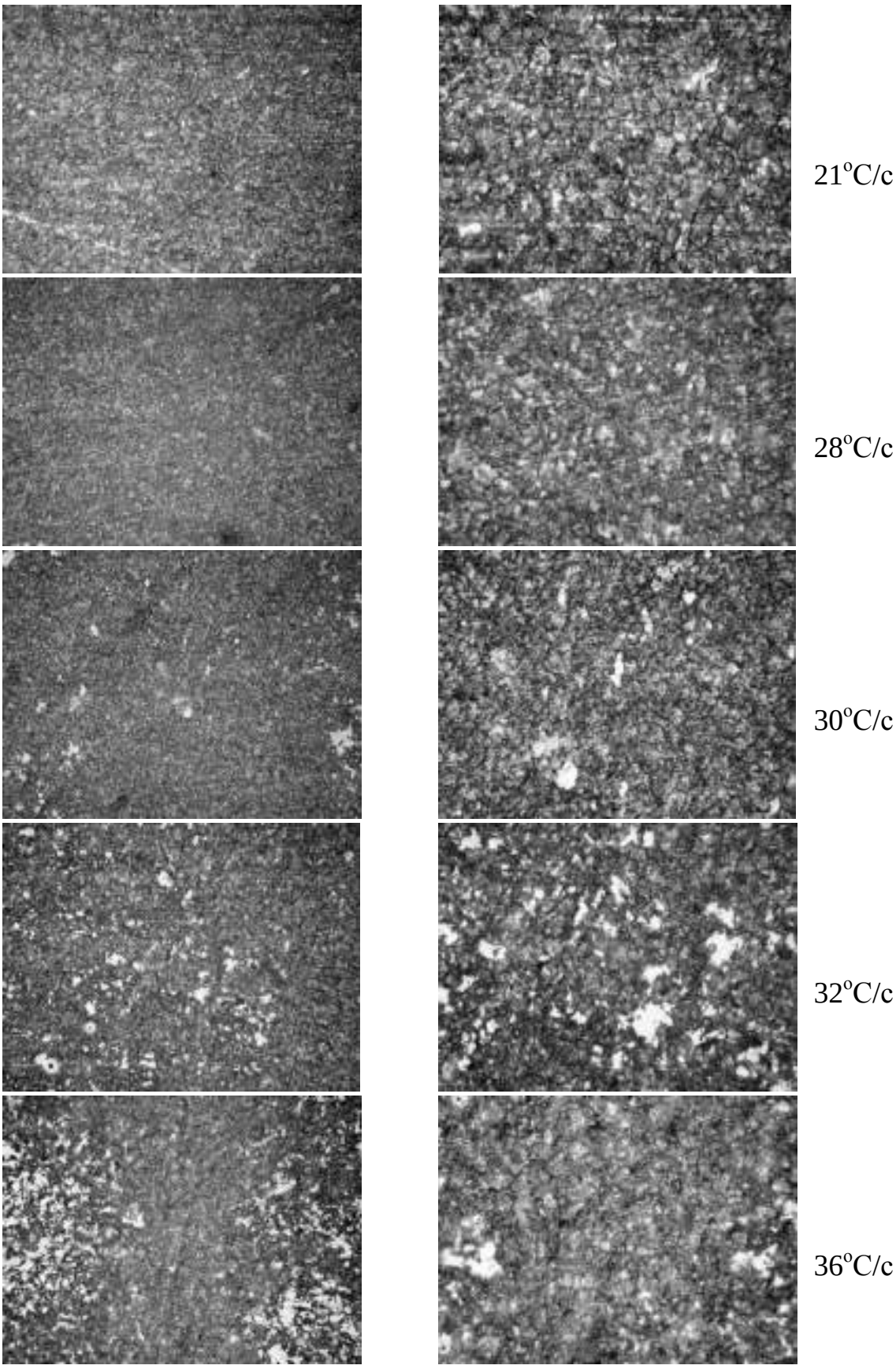


Рисунок 4.3, аркуш 2

HV0,1 – 2000…2120 МПа. Зі збільшенням швидкості охолодження змінюється морфологія і підвищується дисперсність перліту: від середньопластинчастого перліту до високодисперсних структур сорбіту. Для зразка зі швидкістю охолодження 8 °С/с твердість сірих ділянок становить HV 0,1 – 2920…2970 МПа, для зразку зі швидкістю охолодження 10 °С/с твердість сірих ділянок становить HV 0,1 – 3150…3200 МПа.

Мікроструктура зразка № 4 зі швидкістю охолодження 12 °С/с являє собою дрібнозернисту сорбітну структуру зі світлими вкрапленнями світло протравленої фази. Розмір світлої фази становив менше 1 мкм, що не дозволило визначити її твердість. Твердість зразка знаходиться в межах HV0,1 – 3100…3250 МПа. Величина зерна сорбітної структури відповідає № 11 за додатковою шкалою для визначення величини дрібного зерна в сталях (ГОСТ 5639-82). Наявність мартенситу у всіх досліджених зразках не виявлено.

Подальше збільшення швидкості охолодження призводить до зменшення в структурі об'ємної частки перліту і появи мартенситу. У мікроструктурі досліджених зразків під № 5…10 зі швидкість охолодження 16, 21, 28, 30, 32, 36 °С/с відповідно спостерігається переважно сорбітна структура з вкрапленнями мартенситу. Для зразка № 5 характерно вкраплення одиничних ділянок мартенситу. Твердість структури сорбіту склала HV0,1 – 3060…3660 МПа, твердість мартенситу HV0,1 – 5720…6600 МПа. Твердість структурних складових зразка № 6 в ділянці зони ТО сорбіта складає HV0,1 – 2850…3640 МПа, твердість мартенсита становить HV0,1 – 6340…6810 МПа. Мікроструктура в ділянці зони термічного впливу біля лінії сплавлення зразка № 7 подібна до структури зразка № 6, проте мартенситних ділянок помітно більше. Твердість по Віккерсу сорбіту становить HV0,1 – 3900 МПа, мартенситу HV0,1 – 6650 МПа. У мікроструктурі зразка № 8 спостерігаються великі ділянки мартенситу з твердістю HV0,1 – 4880…7720 МПа. Твердість сорбітної складової HV0,1 – 3140…3570 МПа. Мікроструктура зразка № 9 подібна до мікроструктури зразка № 8, однак

виділення світло протравленої фази більше за кількістю і вони значно більші за об’ємом. Твердість світло протравленої фази становить HV0,1 – 6810…7620 МПа. Дана фаза являє собою виділення мартенситної структури. Твердість сорбітної основи становить HV0,1 – 3480…3830 МПа.

Мікроструктура зразка № 10 з найвищою швидкістю охолодження 36 °С/с містить найбільшу кількість мартенситу, який розташовується уздовж лінії з'єднання, але на певній відстані від неї (20…30 мкм), на ділянці зони великого зерна зони термічного впливу. Світла лінія сплавлення безвуглецевого шару практично повністю зникає, структура в ділянці з'єднання являє собою сорбітну структура з окремими вкрапленнями мартенситних зерен. Твердість по Віккерсу сорбіту становить HV0,1 – 3300…3830 МПа, твердість мартенситу HV0,1 – 5790…8240 МПа.

На основі отриманої ТКД для металу зварного з’єднання сталі К76Ф встановлено, що при нагріванні зразків зі швидкістю 7 °С/с поліморфне α→γ перетворення починається при температурі 739 °С (A_{c1}), закінчується при температурі ~790 °С (A_{c3}). Початок перетворення знаходяться в інтервалі температур 600…650 °С та знижується з підвищенням швидкості охолодження.

Визначено інтервали швидкостей охолодження, в межах яких спостерігається зміна механізму структуроутворення при розпаді аустеніту. Показано, що при швидкості охолодження до 6 °С/с розпад аустеніту відбувається з утворенням доектевтоїдного фериту і перліту. При 7…12 °С/с структура сталі складається з перліту різного ступеню дисперсності. При 16…36 °С/с – з перліту і вкрапленнями мартенситу. При появі мартенситної фази спостерігається зниження температур закінчення структурно-фазового перетворення. Появлення мартенситного перетворення спостерігається для змінних швидкостей охолодження вище $W_{8/5}$ = 16 °С/с.

Якщо проаналізувати ТКД для рейкової сталі з роботи [125] (рис. 2.12) температуру початку та закінчення перетворення A_{c1} та A_{c3}, то можливо констатувати, що значення встановлені у даній роботі для зварного

з’єднання, різняться в порівнянні з даними для основного металу рейки. Температури початку та закінчення структурно-фазового перетворення також мають деякі розбіжності, як і характер ліній що позначають області перетворення. Однак температура мартенситного перетворення повністю співпадає щодо зварного з’єднання і до основного металу рейки (рис. 4.4).

Разом з тим області перетворення на ТКД для зварного з’єднання зміщені в область більш високих температур (рис. 4.4). Так, для ТКД рейкової сталі мартенситне перетворення характерно для швидкостей охолодження вище W= 10 °С/с.

Такі відмінності у характері перетворення для розглянутих ТКД можуть бути пов’язані з наступними аспектами. Хімічний склад металу шва відрізняється за вмістом вуглецю (табл. 2.1), що повинне призводити до підвищення температур перетворення та зміщення температурних областей перетворення до більш високих швидкостей перетворення на ТКД.

Температура аустенізації ТКД для рейкової сталі вказана 900 °С, при проведені дилатометричних випробувань для даної роботи температура нагрівання була обрана у відповідності з термічним циклом технологічного процесу ТО та склала 880 °С. Відмінності у температурі аустенізації можуть призводити до зміни характеру температурних областей перетворення.

Ретельний аналіз ТКД рейкової сталі К76Ф показав, що при проведенні дилатометричного випробування були використані постійні, а не змнні швидкості охолодження. Це можна побачити, якщо побудувати ТКД не у логарифмічній шкалі по часу, а у лінійній (рис. 4.5).

Постійні швидкості охолодження не відповідають реальним технологічним процесам у ході яких відбувається нагрівання та охолодження металу (як наприклад технологічний процес ТО). Структурно-фазовому перетворенню металу передують дифузійні процеси [169]. Як відомо [170], на дифузію вуглецю у сталі впливає рівень температур та час витримки. Вочевидь, що при постійній швидкості охолодження, у порівнянні зі змінною

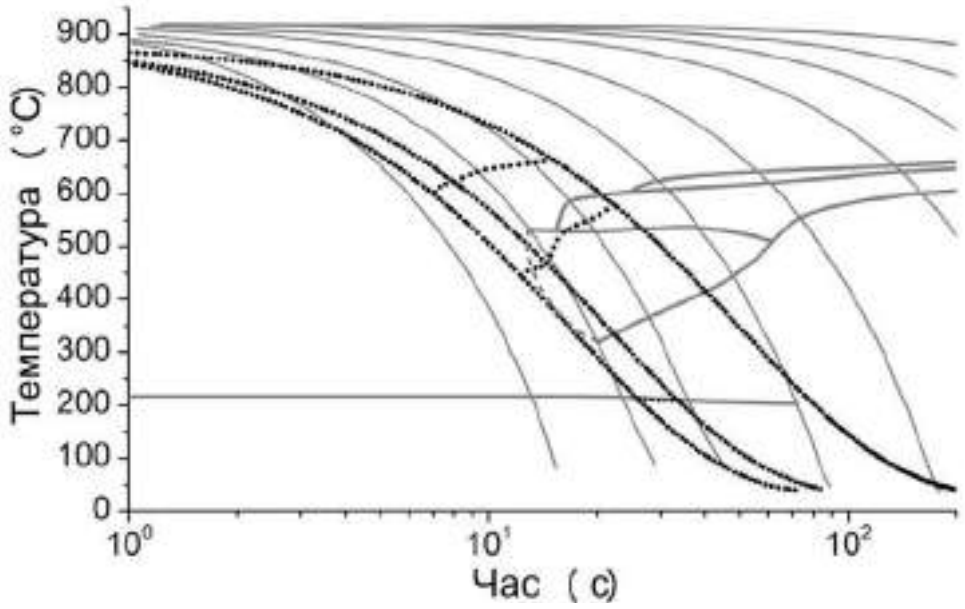
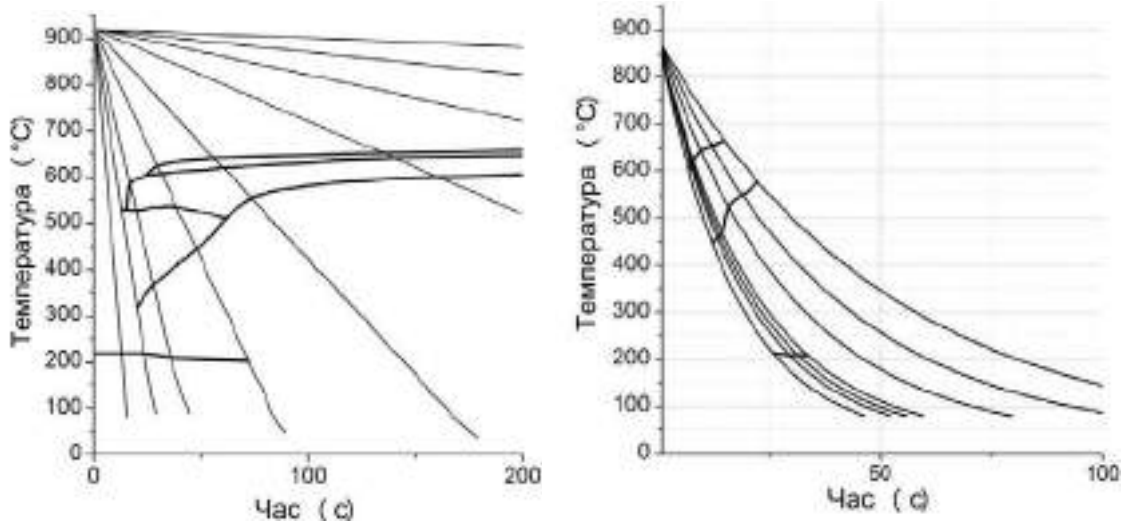


Рисунок 4.4 – Порівняння термокінетичної діаграми зварного з’єднання (пунктирні лінії) з термокінетичною діаграмою рейкової сталі (суцільні лінії).



а б

Рисунок 4.5 – Термокінетична діаграма рейкової сталі (а), та отримана термокінетична діаграма (б) у лінійній системі координат від часу.

швидкістю, метал буде перебувати інший час у високотемпературному стані, що призведе до зміни температур перетворення аустеніту.

Для уточнення можливого впливу характеру охолодження металу зварного шву сталі типу К76Ф на зміну температурних умов структурно-фазового перетворення було проведено дилатометричні випробування для яких використовували лінійні швидкості охолодження. Для перевірки були використані термічні цикли з постійною швидкістю охолодження на всьому температурному інтервалі. Було обрано дві швидкості охолодження – W = 21 і 10 °С/с (рис. 4.6).

Зазначимо, що у випадку використання постійних швидкостей охолодження при проведенні дилатометричних випробувань температурі області перетворення аустеніту змістилися в зону більш низьких швидкостей охолодження. Також слід зазначити, що при швидкості охолодження W = 21 °С/с спостерігається поява мартенситного перетворення, температура якого повністю співпадає з такою ж на побудованій ТКД зі змінними швидкостями охолодження.

Порівняння отриманої ТКД з охолодження за лінійним законом з ТКД основного металу рейки (рис. 4.7) показує кращу збіжність, що підтверджує вплив характеру охолодження на температурні умови структурно-фазового перетворення.

Температури перетворення дослідної та порівняної сталі К76Ф наведені в табл. 4.2. Разом з тим, перетворення на отриманій діаграмі зміщене в область більш високих швидкостей охолодження і не відповідає даним для основного металу рейки. Як було зазначено вище, це може бути пов’язано з відмінностями хімічного складу металу шва у порівнянні з основним металом, а також у різниці у температурі аустенізації при проведенні дилатометричних випробувань.

Зазначимо, що виділити якісь морфологічні особливості перліту (міжпластинчасту відстань, товщину пластин фериту та перліту, розмір колоній і блоків перліту) у досліджуваних зразках в зоні лінії сплавлення при

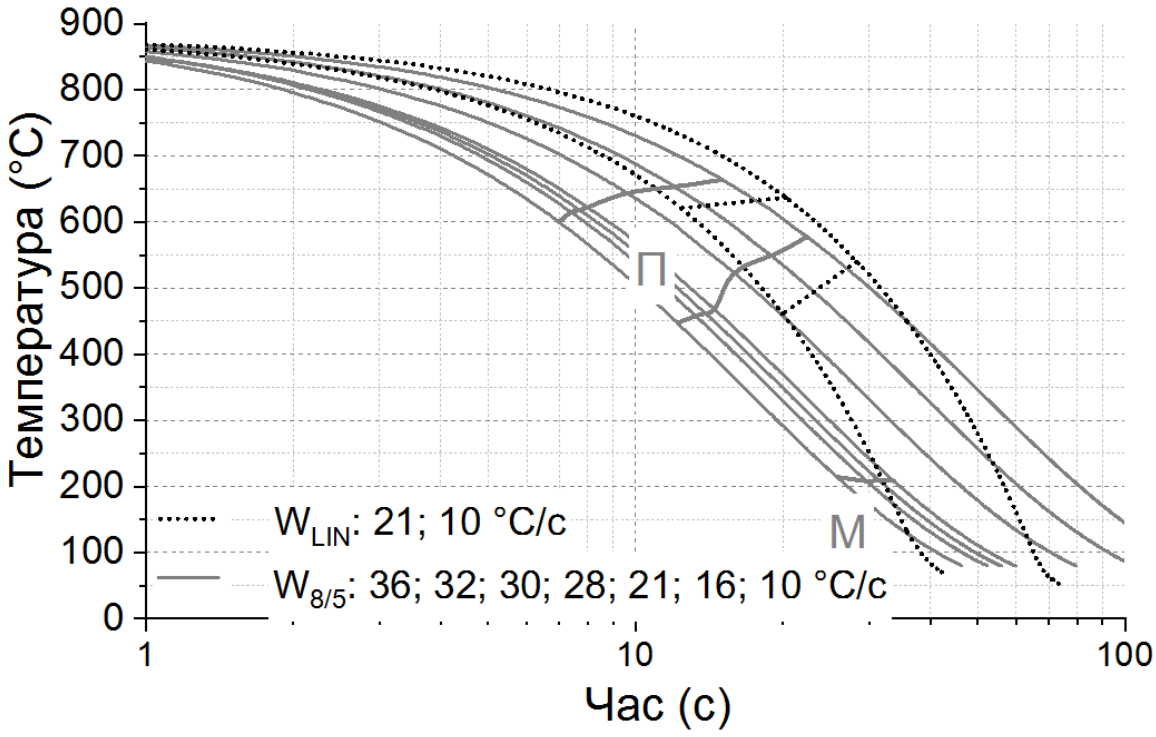


Рисунок 4.6 – Порівняння термокінетичної діаграми, отриманої з застосуванням змінних швидкостей охолодження (суцільні лінії) та постійних швидкостей охолодження (пунктирні лінії).

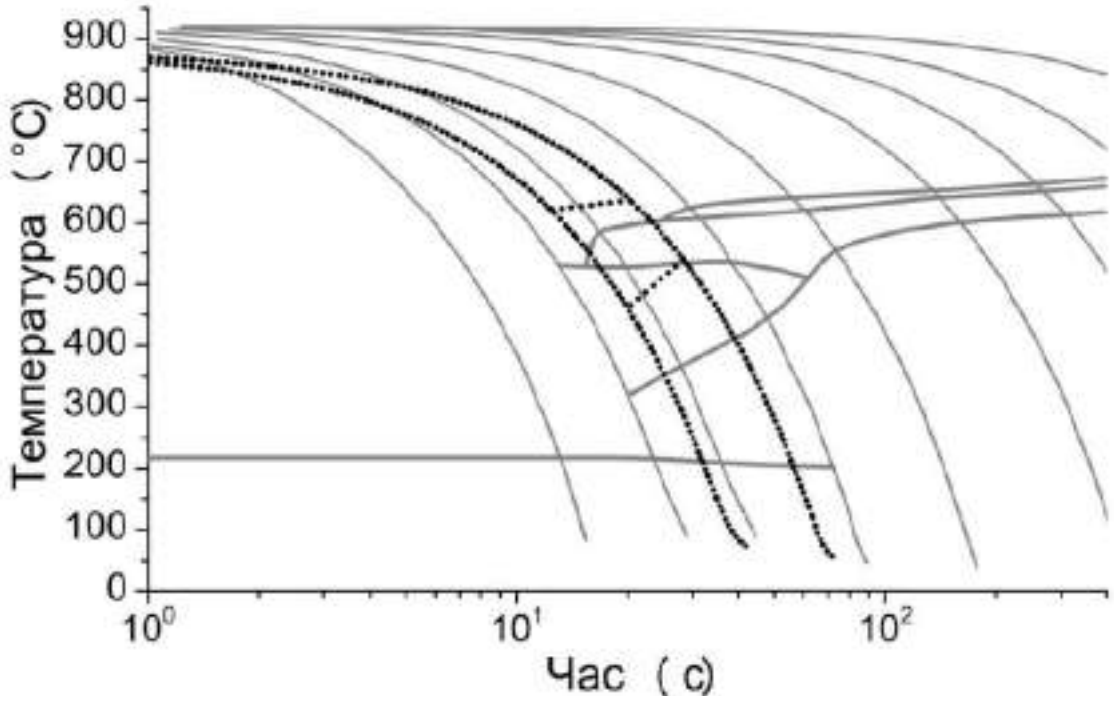


Рисунок 4.7 – Порівняння отриманої термокінетичної діаграми з лінійними швидкостями охолодження (пунктирні лінії), з термокінетичною діаграмою для рейкової сталі К76Ф (суцільні лінії).

Таблиця 4.2

Температури перетворення зварного з’єднання та рейкової сталі К76Ф

	Температури початку перетворення, ^{o}C				
	Швидкість охолодження °С/с	Ферит	Перліт	Сорбіт	Мартенсит
Основний метал	1	660	650	–	–
	10	610	600	540	200
	20	–	580	520	205
	30	–	–	520	207
Зварне з'єднання	1	–	–	–	–
	12	–	–	660	–
	21	–	–	640	–
	30	–	–	620	208

використанні оптичного мікроскопа неможливо, оскільки оптична розділь-ну мікроскопія не дозволяє оцінити рівень дисперсності перліту через низьку здатність мікроскопа. Структуру високодисперсного перліту рейкової сталі основного металу також неможливо виявити.

4.2. Дослідження теплового поля зварного з'єднання модельного зразка при фізичному моделюванні індукційної термічної обробки

Наступним етапом дослідження впливу технологічних параметрів на формування кінцевої структури металу було застосування фізичного моделювання індукційної ТО на модельних зразках та порівняння механічних показників зварного з'єднання після зварювання і після індукційної ТО. Дослідження проводили із застосуванням фізичної моделі індукційної ТО, яка реалізована за рахунок нагрівання модельного зразка, витримки та охолодження за рахунок вимушеної конвекції. Нагрівання відбувається за рахунок омічних втрат, які виникають в зразку при проходженні електричного струму, який індукується в ньому за рахунок зовнішнього магнітного поля. Докладно методика фізичного моделювання процесу формування кінцевої структури при індукційної ТО і відповідне обладнання описані в розд. 2.

Мета фізичного моделювання процесу індукційної ТО полягає у використанні даних за результатами розрахунків математичного (індукційної системи) та попереднього фізичного моделювання (дослідження розпаду переохолодженого аустеніту) та екстраполюванні їх на індукційну ТО повноцінного зварного з'єднання та визначенні впливу технологічних параметрів процесу на особливості формування кінцевої структури у всій площі поперечного перетину, характер зміни досліджуваних величин характерних зон зварного з’єднання та змін механічних властивостей у зварному з’єднання модельного зразка.

Базуючись на математичному та фізичному моделюванні були

визначені технологічні параметри відповідних термічних циклів для відпрацювання режимів індукційної термічної обробки зварних з’єднань на модельних зразках. Термічні цикли включали в себе етапи нагрівання до заданої температури аустенізації за час близько 130 с, ізотермічної витримки при температурі T_H = 880 °С, час витримки близько 70 с та етап охолодження. Умови нагрівання та витримки для всіх зразків були однакові. Етапи охолодження для різних термічних циклів відрізнялись швидкістю охолодження (табл. 4.3) в центральній частині модельного зразка в зоні лінії сплавлення. Експериментально досліджувалися енергетичні параметри індукційної системи «індуктор – виріб» – потужність, сила струму, напруга, коефіцієнт потужності. У відповідності з концепцією фізичного моделювання індукційної ТО особливу увагу приділяли впливу швидкості охолодження металу в характерних зонах лінії сплавлення та зони знеміцнення та інші параметри процесу. Також запропонована методика досліджувала вплив несиметричного охолодження на характер змін в зонах знеміцнення зварного з’єднання модельного зразка ліворуч та праворуч від нього. Процес охолодження модельного зразка відбувався за рахунок вимушеної конвекції, при чому область охолодження знаходилася несиметрично області шву, а зміщена в бік від неї, тобто ліва та права частина від лінії з'єднання мають різні швидкості охолодження (рис. 4.9).

Маркування модельних зразків, які піддавалися фізичному моделюванні індукційної ТО представлено в табл. 4.3. Режими нагріву в «холодній» та «гарячій» стадії індукційного нагріву модельного зразка представлені в табл. 4.4. Модельні зразки № 1…5 нагрівалися за встановленим алгоритмом для індукційної ТО, охолодження з відповідними для кожно ї швидкості відбувалося за рахунок поступового зниження потужності на індукторі з одночасним підстужуванням зони знеміцнення двох модельних зразків. Характер розподілення теплового поля в кінцевій стадії нагрівання (рис. 4.10) модельний зразків № 1…5 показує рівномірність нагрівання в зоні термічного впливу індуктору. Аналіз температурного поля модельних

Таблиця 4.3

Маркування модельних зразків

Маркування зразків	Режим охолодження	Швидкості охолодження, °С/с
1	Повільне зниження потужності індуктору + охолодження зони, тиск 0,2 МПа	4,6
2	Прискорене зниження потужності індуктору + охолодження зони, тиск 0,3 МПа	8,3
3	Миттєве зниження потужності індуктору + охолодження зони, тиск 0,4 МПа	9,8
4	Миттєве зниження потужності індуктору + охолодження зони тиск, 0,5 МПа	16,2
5	Миттєве зниження потужності індуктору + охолодження зони, тиск 0,8 МПа	21,3

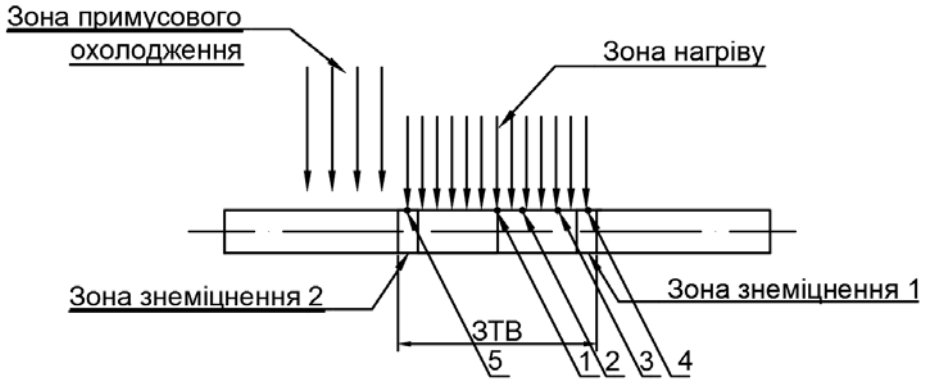


Рисунок 4.9 – Схема несиметричного охолодження модельного зразка.

Таблиця 4.4

Параметри процесу нагріву модельного зразка

Стадія нагріву	U_v, В	I_v, А	U_i, В	I_i, А	f_g, кГц	cosφ	P_v, Вт	P_i, Вт	Час нагріву t_{880}, с
«Холодний Режим»	110	3	3,8	110	130	0.35	320	130	130
«Гарячий режим»	75	8	5,5	210		0,55	670	550	

зразків демонструє, що час нагрівання металу в зоні термічного впливу до температури точки магнітних перетворень склав 80 с, необхідна температура аустенізації було досягнута ~130 с, середня швидкість нагріву склала 6,6 ^{o}C/c, температурний градієнт між зоною лінії сплавлення та зоною дрібного зерна склав 50 ^{o}C, між зоною знеміцнення 130 ^{o}C (рис. 4.10).

Слід зауважити, що завдяки швидкодіючому АЦП на температурних кривих в ході нагріву та охолодження реєструється дві ділянки з тепловим ефектом, де відбувається викривлення термічного циклу. На основі цих даних можна констатувати, що перше викривлення в стадії нагріву відбувається у зв'язку $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення, що відповідає критичній точці A_{c1} магнітних перетворень, зона нагрівання стає немагнітною, друге викривлення на стадії охолодження при $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворенні, де закінчується процес аустенітного перетворення в перлітну структуру.

Відомо [174] що структурні зміни які відбуваються в металі при їх нагріванні та охолодженні, супроводжуються тепловим ефектом. Температурна крива термічного циклу залежно від властивостей об'єкта дослідження може характеризуватись аномальними відхиленнями та точками перегину, які відповідають фізичним переходам, пов'язаним із зміною ентальпії процесу для металів. Різниці вільної енергії структурних складових при перетворенні призводять до виділення або поглинання прихованої теплоти перетворення. До них відносяться фазові переходи, розбудова кристалічної структури, кристалізація та ін. Величина і знак цих ефектів пропорційна величині поглиненого або виділеного тепла і залежить від їх природи та структурного стану [175, 176].

Поліморфні перетворення в процесі нагрівання і охолодження сталі протікають із поглинанням тепла або його виділенням. Аустенізація (A_{c1} – A_{c3}) завжди протікає з поглинанням досить великої кількості тепла. Цей процес має ендотермічний характер і супроводжується різким уповільненням швидкостей нагрівання. На стадії охолодження відбувається зворотний екзотермічний (виділення тепла) процес розпаду аустеніту, який також

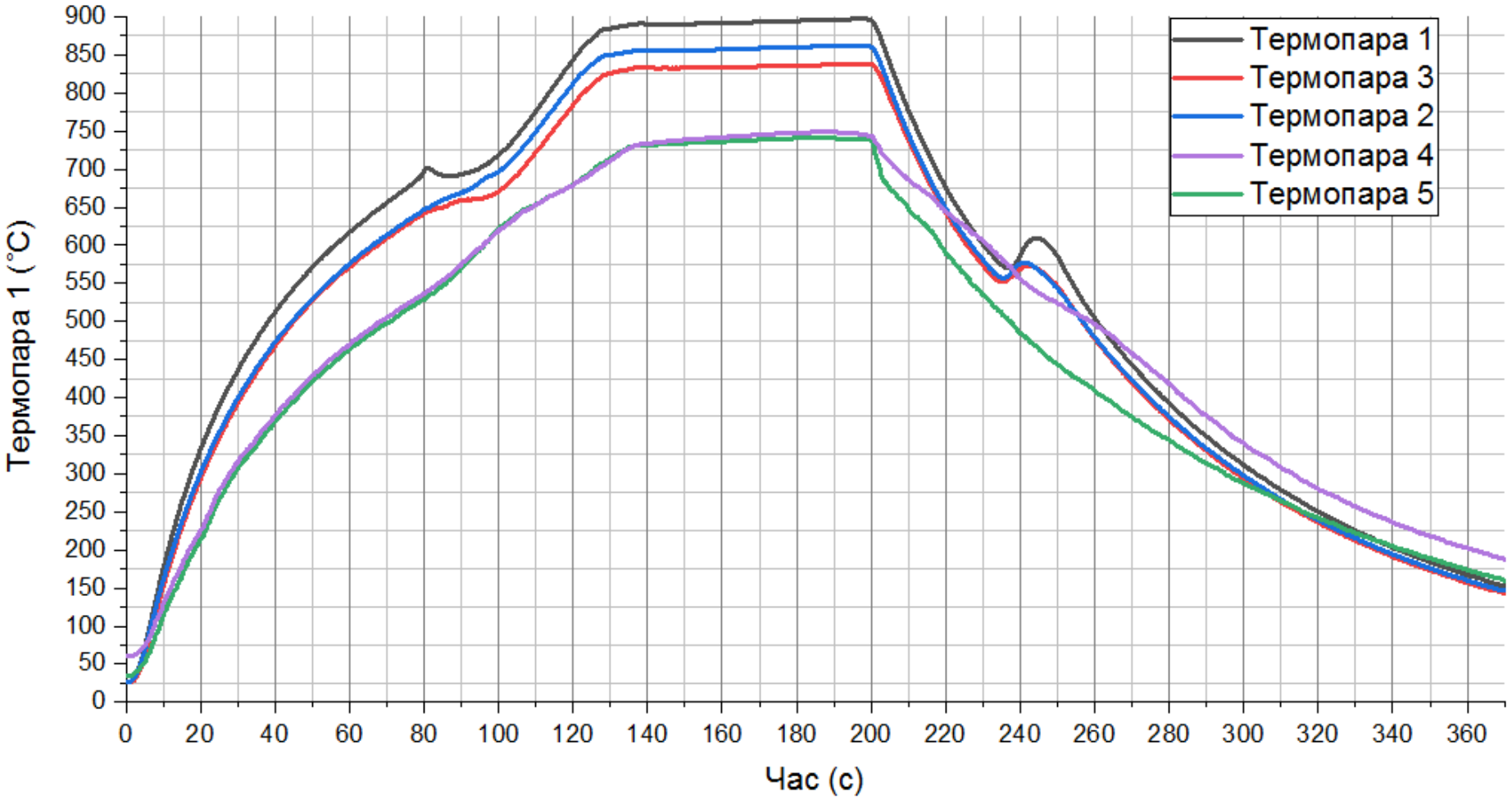
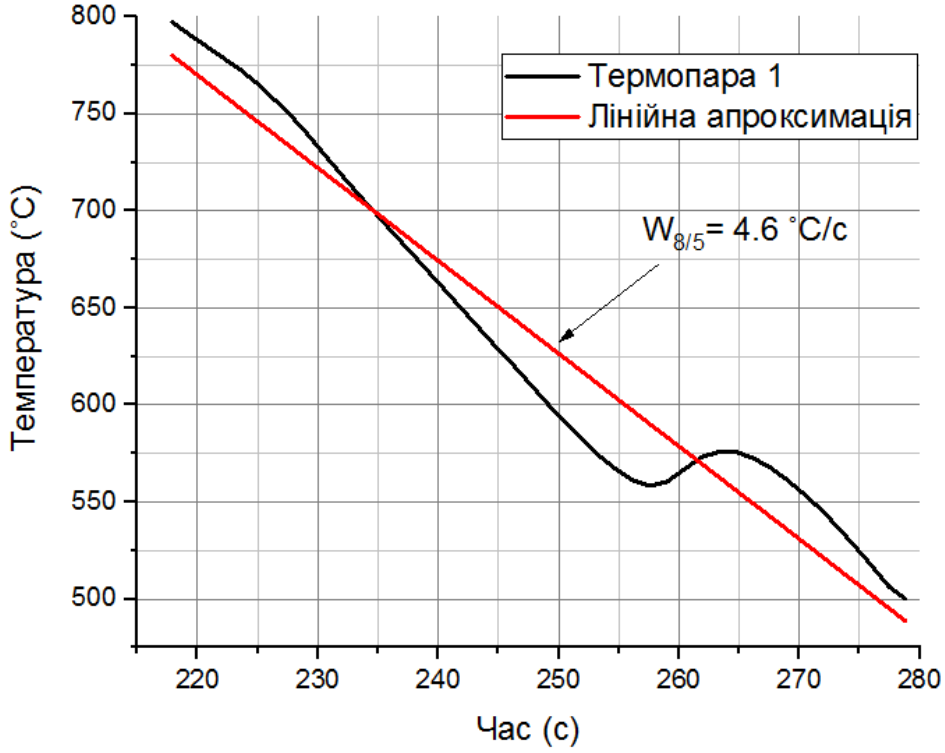


Рис. 4.10 – Типова циклограма стадії нагрівівання процесу індукційної ТО модельного зразка.

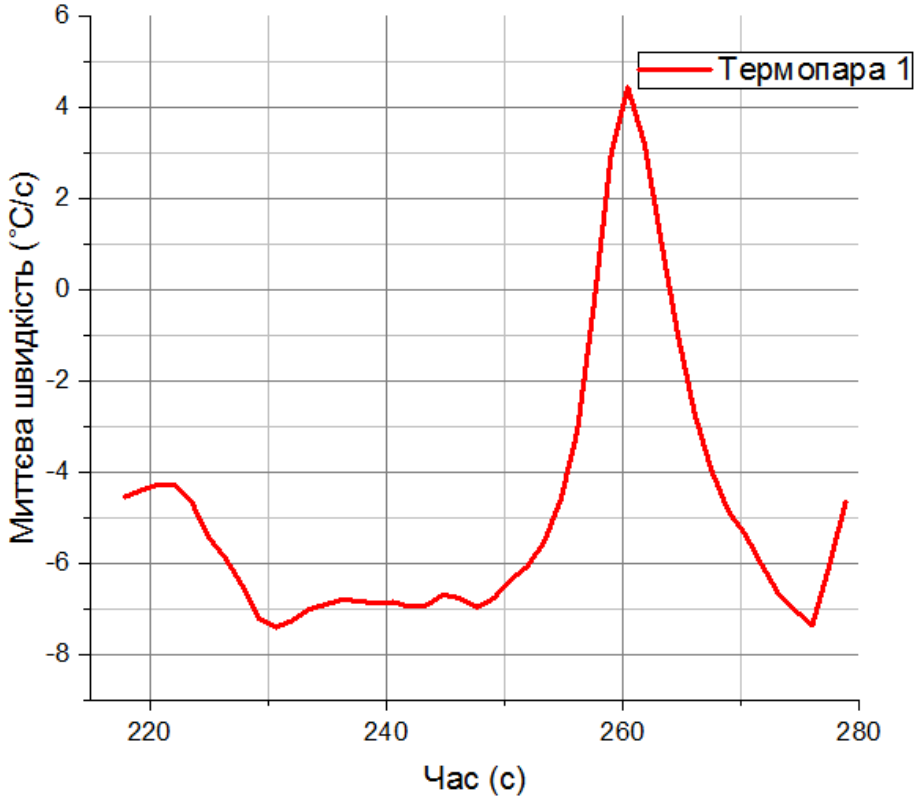
має свій період інертності. В цей період виділяється надлишкова кількість тепла і охолодження уповільнюється.

Зміна температури зразка досліджувалася в температурному діапазоні $W_{8/5}$ та представлена на рис. 4.11 – 4.15 для першого зразку та всіх наступних відповідно з термопарою 1, яка розташовувалася в зоні лінії славлення в місці з найвищою температурою. За допомогою першої похідної від функції $T = f(t)$ визначено темп зміни температури миттєвої швидкості охолодження в процесі гартування модельного зразка, що дає змогу визначити інтервал фазового перетворення металу модельному зразку в стадії охолодження. Визначення температури відбувалося шляхом виміру координат по кривій, що відповідає проміжку часу та проміжку температури. При диференціальному термічному аналізі реєструється динаміка зміни температури в часі, як перша похідна dT/dt функції температури $f(t) = dT/dt$. Отримана крива є першою похідною зміни температури.

Видно що криві охолодження дозволяють з прийнятною точністю визначити початок та кінець перлітного розпаду аустеніту за рахунок термічного ефекту перетворення. На температурних кривих охолодження зафіксовані відхилення від нормального ходу циклу, що показують зміну ентальпії процесу в певних температурних інтервалах. Так як при швидкості охолодження 4,6; 6,8; 8,8 ^{o}C/c теплота перлітного розпаду аустеніту, що виділяється не встигає поглинутися за рахунок теплопровідності з оточуючим середовищем і на кривій охолодження чітко проглядається перегин величиною з часовий проміжок ~10 с, при чому відмічається, що при збільшенні швидкості охолодження модельного зразку початок перлітного перетворення зміщується в бік менших температур. Швидкості охолодження в зонах зварного з'єднання наведені в табл. 4.5.

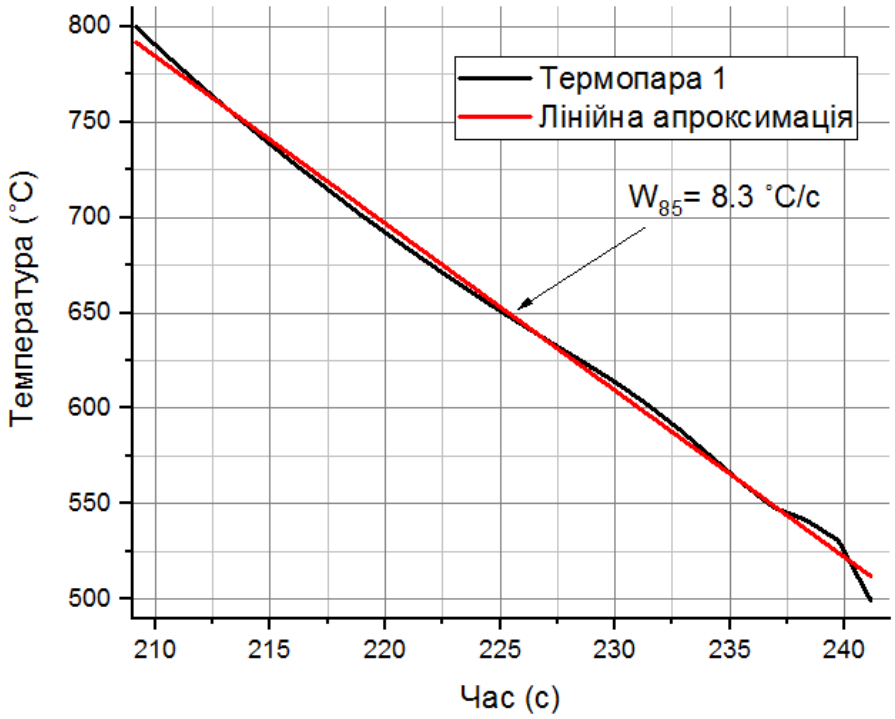


а

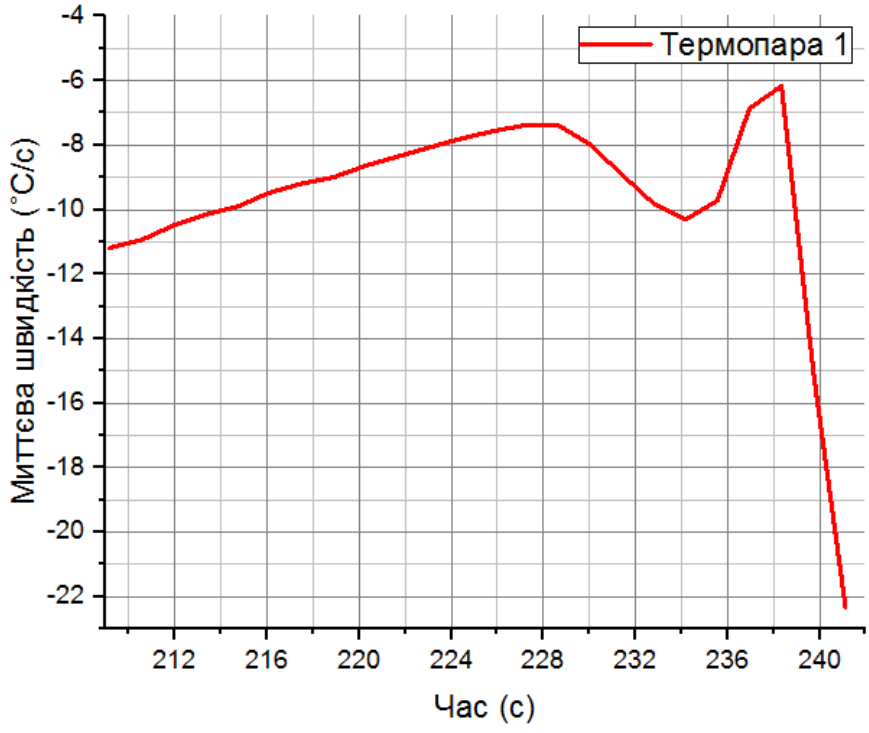


б

Рисунок 4.11 – Фрагмент охолодження в діапазоні $W_{8/5}$ модельного зразку №1– а; б – крива інтенсивності охолодження.

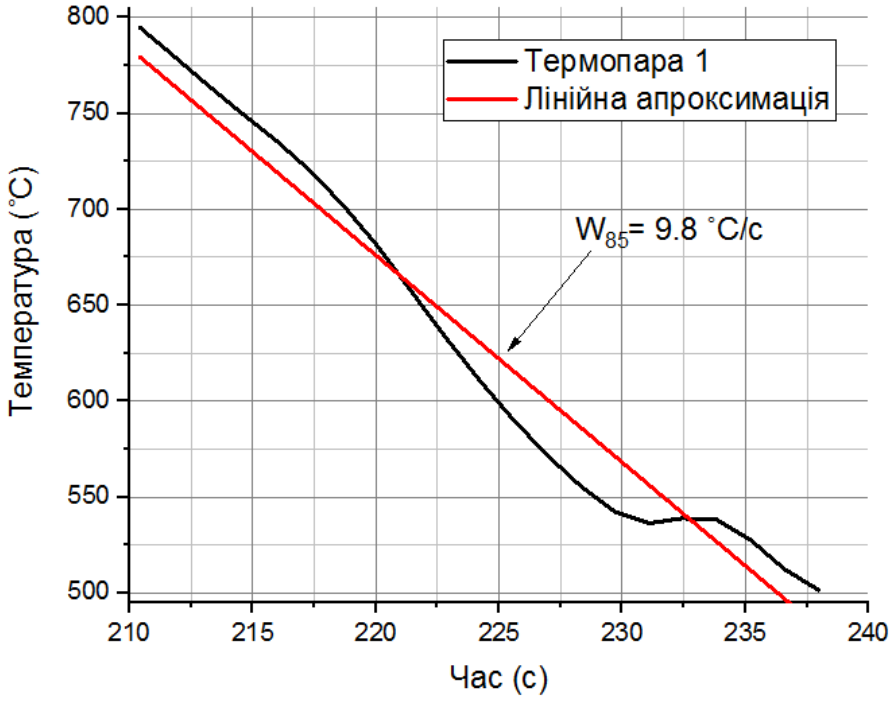


а

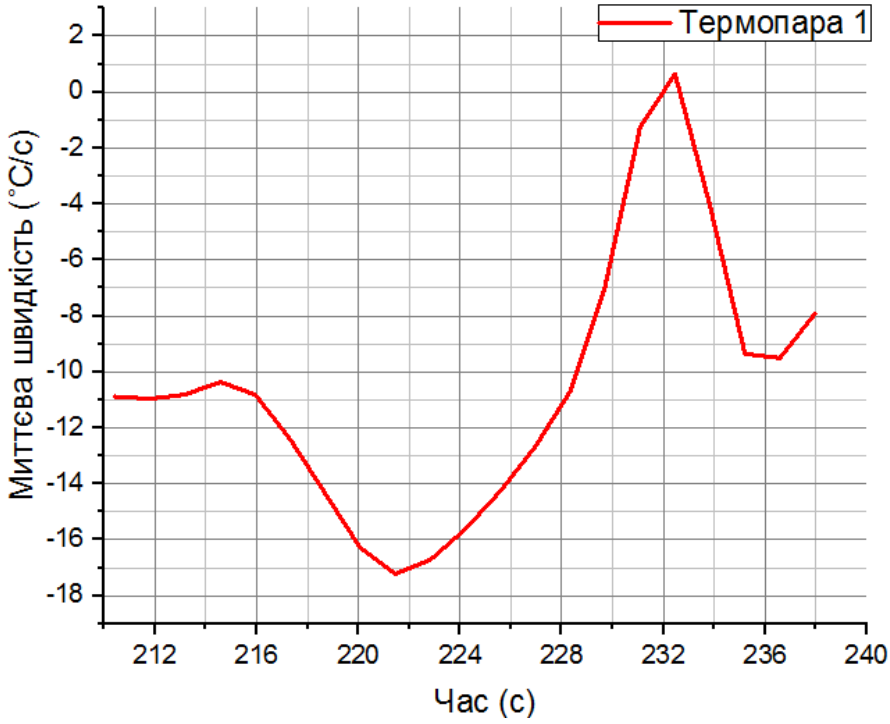


б

Рисунок 4.12 – Фрагмент охолодження в діапазоні $W_{8/5}$ модельного зразку № 2 – а; б – крива інтенсивності охолодження.

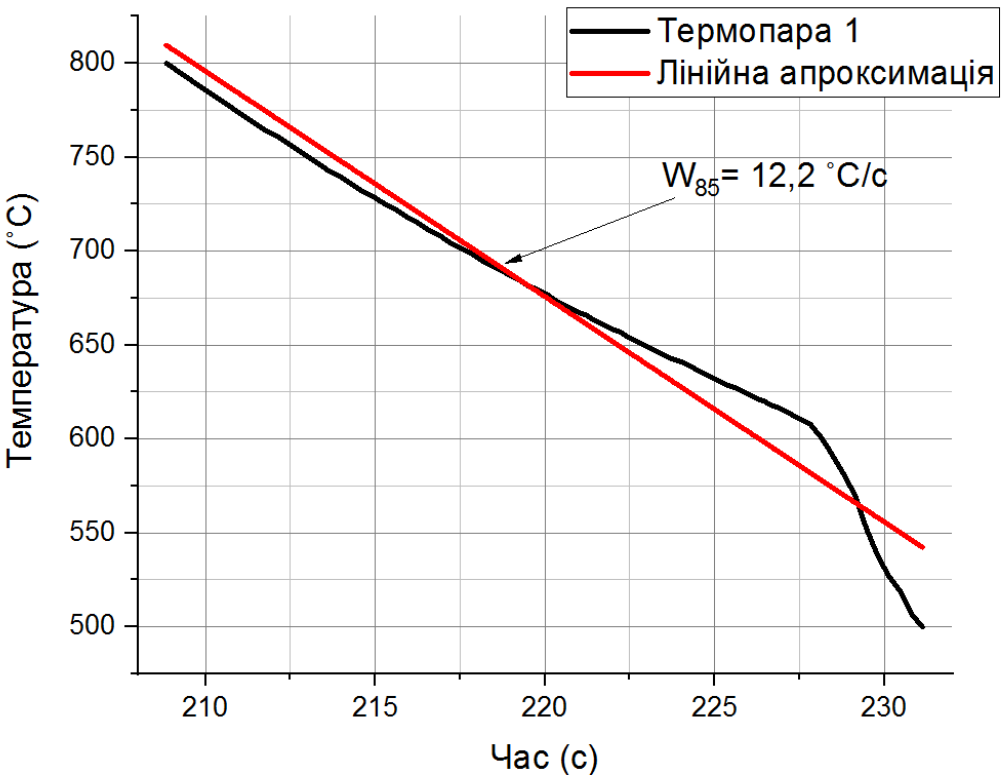


а

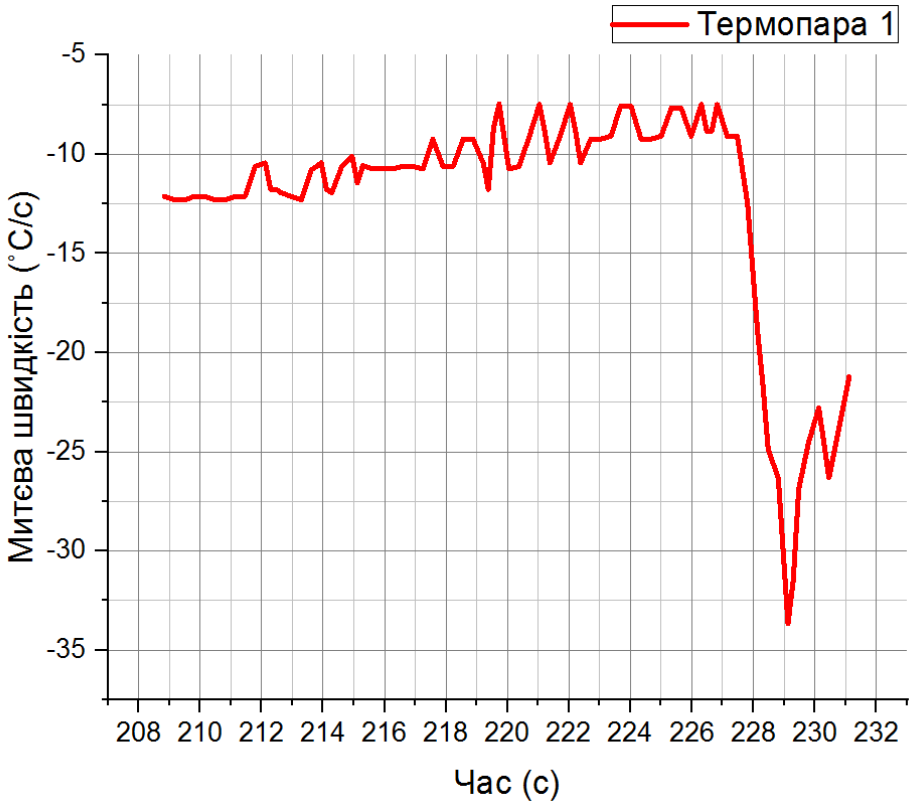


б

Рисунок 4.13 – Фрагмент охолодження в діапазоні $W_{8/5}$ модельного зразку № 3 – а; б – крива інтенсивності охолодження.

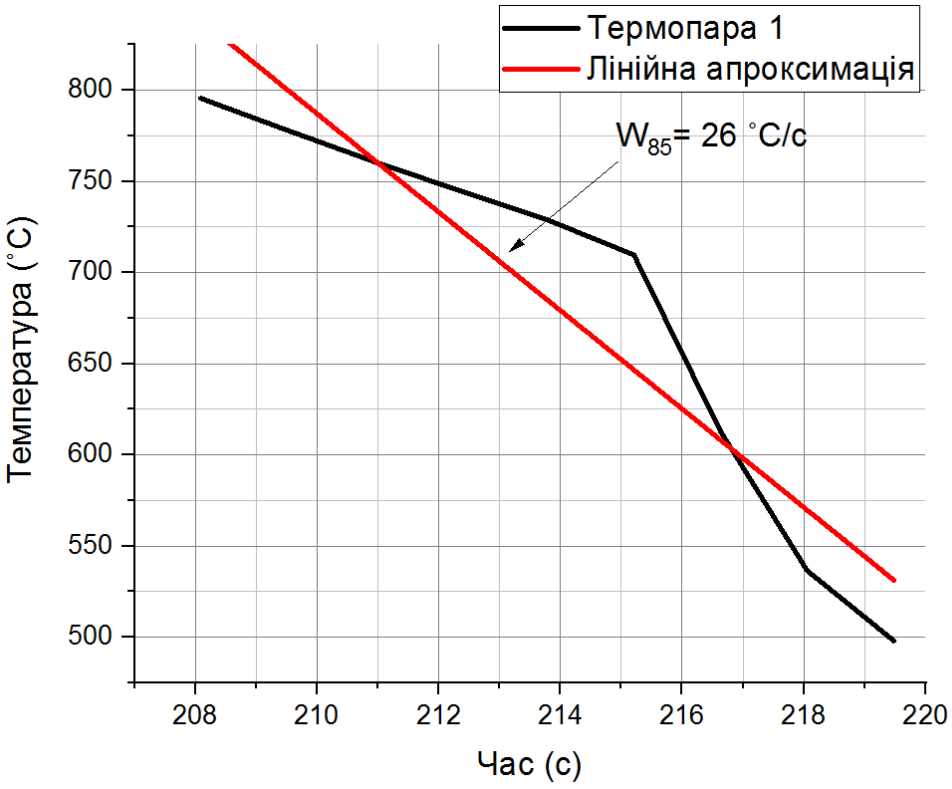


а

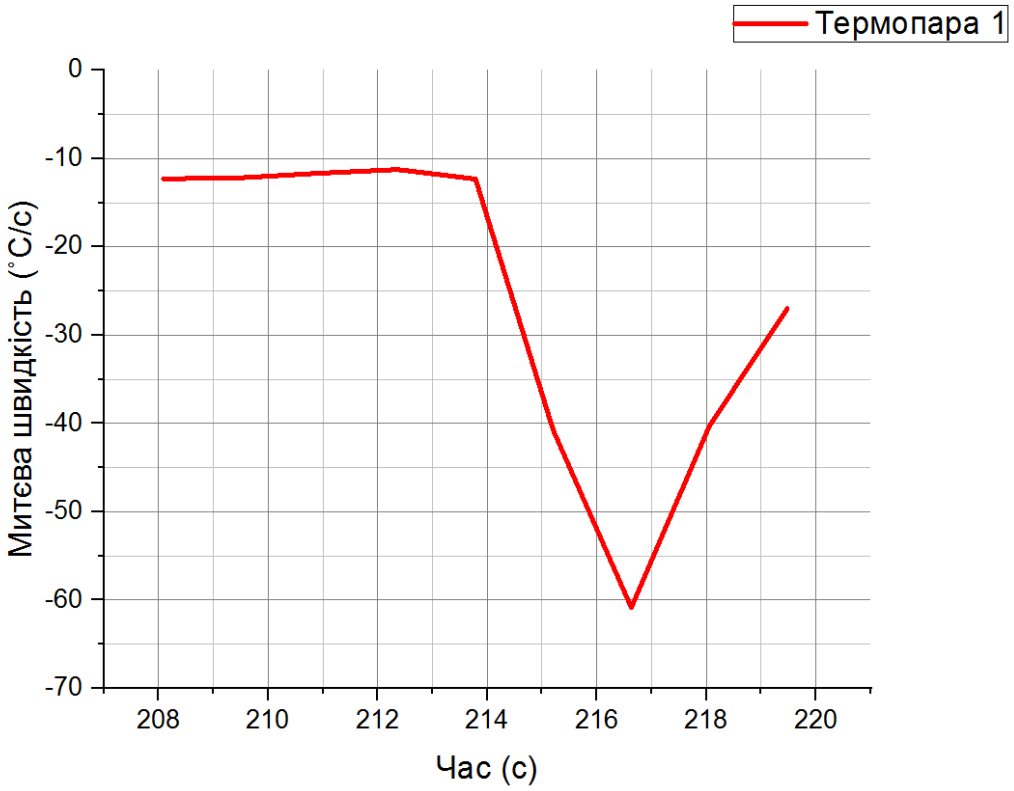


б

Рисунок 4.14 – Фрагмент охолодження в діапазоні $W_{8/5}$ модельного зразку № 4 – а; б – крива інтенсивності охолодження.



а



б

Рисунок 4.15 – Фрагмент охолодження в діапазоні $W_{8/5}$ модельного зразку № 5– а; б – крива інтенсивності охолодження.

Таблиця 4.5

Швидкість охолодження в зонах зварного з'єднання

Номер зразку	Лінія зєднання, ^{o}C/c	Зона зневіц-нення 1, ^{o}C/c	Зона зневіц-нення 2, ^{o}C/c
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

4.3. Дослідження структурних властивостей зварного з'єднання модельного зразка

Для проведення металографічних досліджень застосовували модельні зразки зварних з’єднань після індукційної ТО, поліровані поверхні яких збігалися з віссю симетрії повздовжньої площини рейки та охоплювали основний метал і ширину зони термічного впливу.

При металографічних досліджені модельних зразків після індукційної ТО було встановлено, що ширина зони термічного впливу складає 32…34 мм. В зоні лінії сплавлення зварного з'єднання спостерігалися подрібнення зерна до балу 6-7. Мікроструктура металу по лінії з'єднання (рис. 4.16) при швидкості охолодження 4,6 ^{o}C/c являє собою сорбітну структуру з виділеннями феритної складової по межах зерен. При збільшенні швидкості до 9,8 ^{o}C/c феритні проміжки по границям первинного аустенітного зерна відсутні, структура сорбітна. При подальшому збільшені швидкості охолодження до 21,3 ^{o}C/c в структурі зварного з'єднання модельних зразків поряд із структурою сорбіту з'являються структура мартенситу. Кількість мартенситної структури збільшується зі зростанням швидкості охолодження.

У зоні зневіцнення, практично чиста сорбітна мікроструктура, яка

формується при низьких швидкостях охолодження та відмічалося подрібнення зерна до балу № 11-12. При збільшенні швидкості відмічається переважно сорбітна структура з вкрапленями мартенситу, причому зі збільшенням швидкості збільшується кількість світлої фази та при швидкості охолодження 21,3 ^{o}C/c вона переважає за змістом (рис. 4.17). При металографічних дослідженнях були встановлені з певним приближенням (відсутня чітка межа поділу відповідних зон) розміри характерних зон зварного з'єднання модельного зразка після індукційної ТО (табл. 4.6).

Таблиця 4.6

Розмір характерних зон модельних зразків

№ зразку	Лінія з'єднання, мм	Зона крупного зерна, мм	Зона дрібного зерна, мм	Зона знеміцнення 1, мм	Зона знеміцнення 2, мм	Умови охолодження
1	0,5	2,0	11,0	3,0	–	1
		3,0	11,0	–	3,0	2
2	0,5	3,0	13,0	4,0	–	1
		4,0	14,0	-	3,0	2
3	0,5	3,0	13,0	4,0	–	1
		3,0	10,0	–	3,0	2
4	0,5	3,0	16,0	4,0	–	1
		3,0	11	–	4,0	2
5	0,5	3,0	16,0	4,0	–	1
		3,0	11,0	–	4,0	2

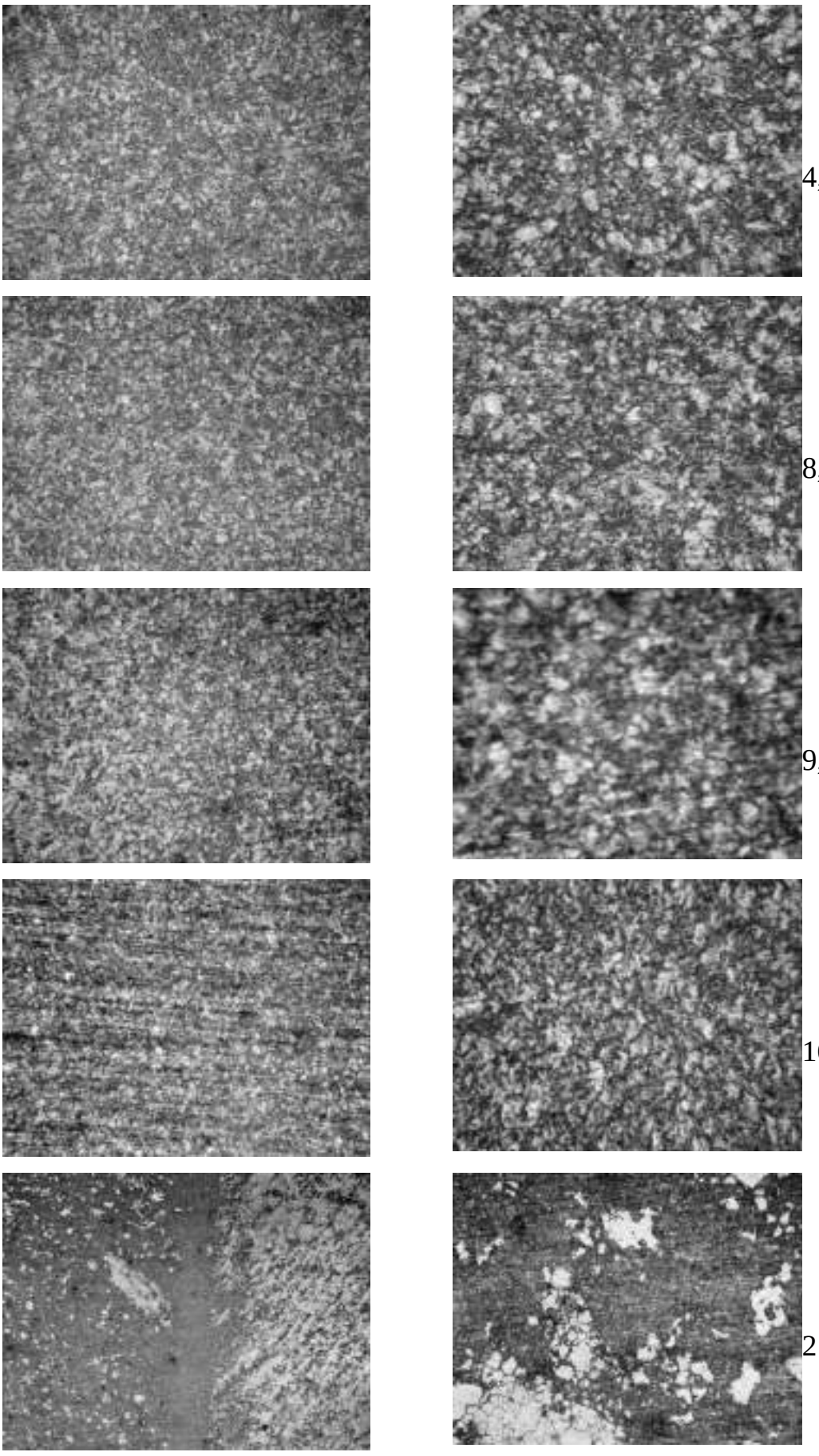


Рисунок 4.16 – Мікроструктура лінії з'єднання після індукційної ТО.

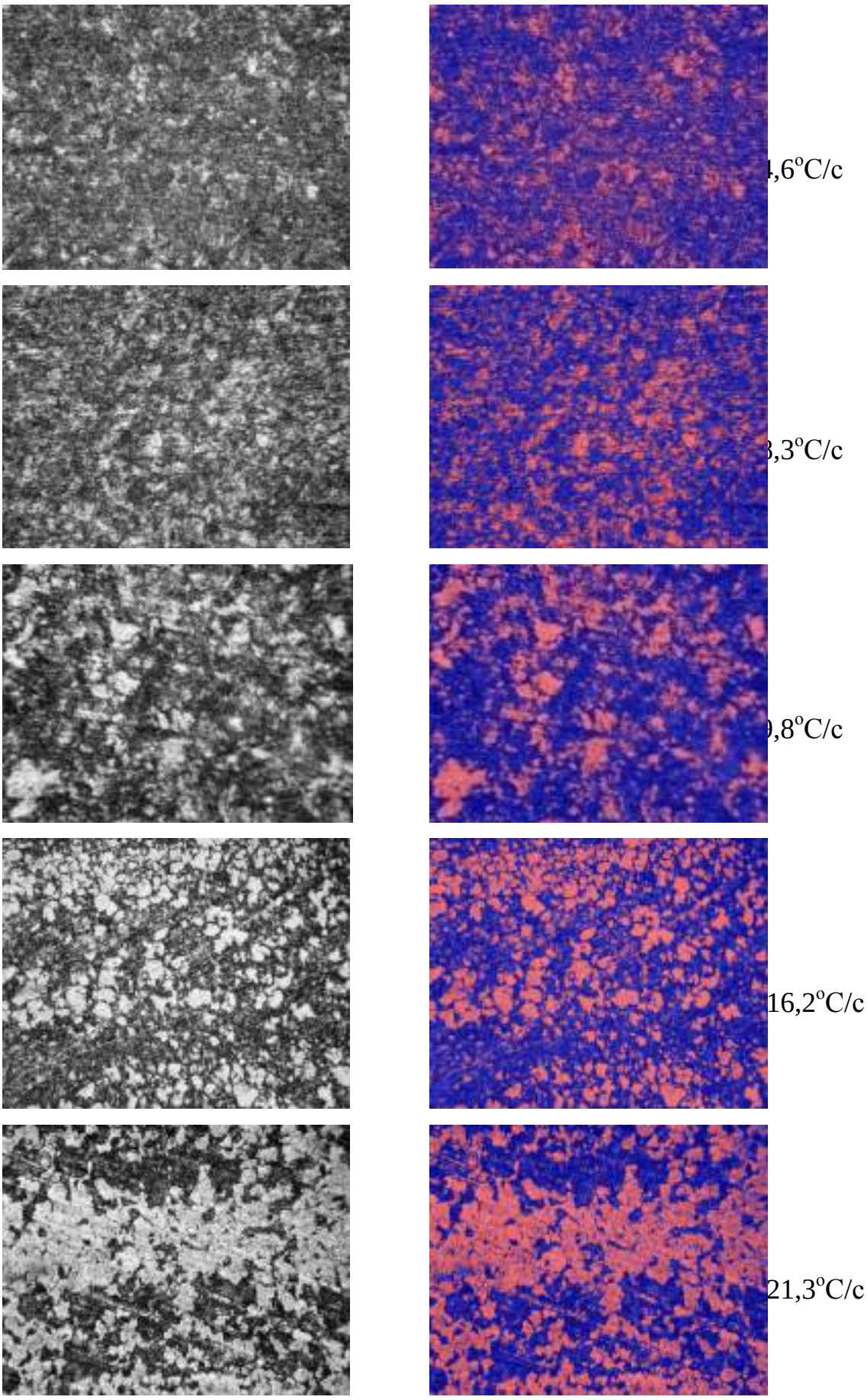
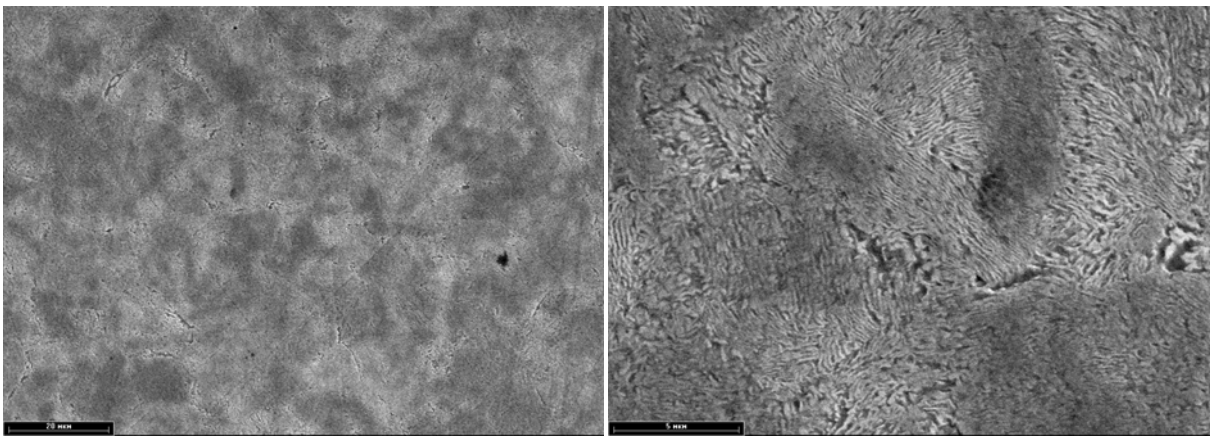


Рисунок 4.17 – Мікроструктура в зоні зневіцнення після індукційної ТО.

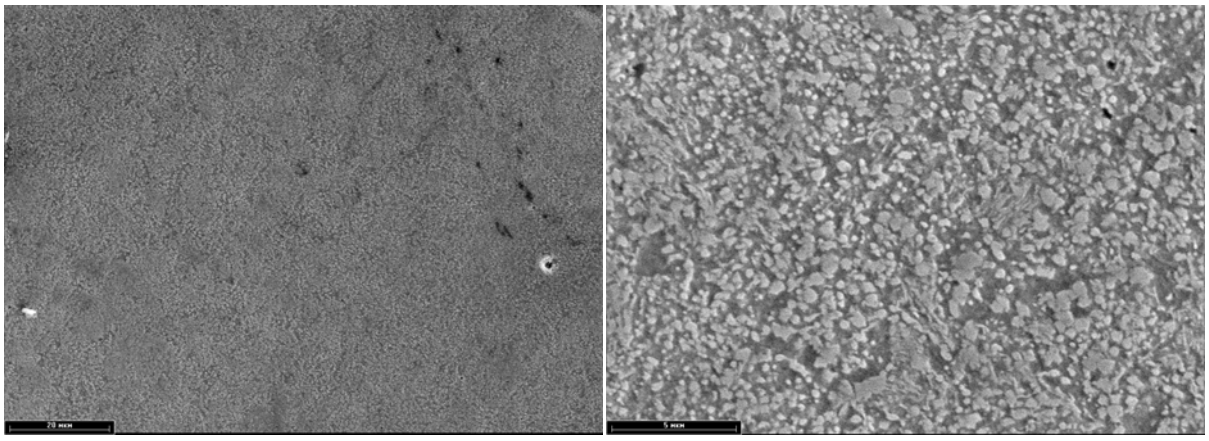
При застосуванні засобів оптичної мікроскопії не в повній мірі вдалося встановити ряд закономірностей при оцінці впливу швидкості охолодження та зміни дисперсності продуктів дифузійного розпаду аустеніту в залежності від швидкості охолодження. Саме тому були виконані дослідження за допомогою електронної мікроскопії, яка забезпечує ряд переваг при дослідженні морфологічних особливостей формування структури зварного з'єднання рейкової сталі. На рис. 4.18 представлені структури зварного з'єднання модельних зразків після індукційної ТО, отримані з використанням електронної мікроскопії. Добре видно морфологічні ознаки структури перліту: розміри колоній та блоків, товщина пластин цементиту та фериту. В області дослідження були зафіксовані неметалеві включення.

Представлена структура зварного з'єднання (рис. 4.18) в декількох зонах показує структури перліту з різною морфологією. Також видно, що структура перліту формується в межах одного аустенітного зерна, де міститься кілька різноспрямованих перлітних колоній. У межах колонії пластини цементиту мають одну орієнтацію. Разом з тим зустрічаються перлітні колонії зі скривленими, розірваними пластинами цементиту. Присутні одиничні неметалеві включення, які в межах досліджуваної площі розташовані випадковим чином, без виявлених місць їхньої підвищеної концентрації.

Відмітимо на рис. 4.18,*в* і *г* фрагментацію перліту в районі температур 700…750 ºС з утворенням сфероїдизованого перліту і пластинчату структуру перліту. Пластинки перліту короткі і містами розірвані. Визначення міжпластинчатої відстані відбувалося за допомогою методу січних на цифрових знімках мікроструктури зварного з'єднання з використанням електронного мікроскопа. Міжпластинчаста відстань перліту коливається в інтервалі від 0,15 до 0,12 мкм при швидкості охолодження відповідно 5,3 та 12,6 ºС/с (рис.4.19). Збільшення швидкості призводить до потоншення як феритних так і цементитних пластин перліту, зменшуючи тим самим міжпластинкову відстань. Розмір міжпластинчастої відстані характеризує



а б



в г

Рисунок 4.18 – Структура області зварного з'єднання рейкової сталі модельного зразка № 3: лінія з’єднання а – х1000; б – х5000; область зниження зварного з'єднання в – х1000; г –х5000.

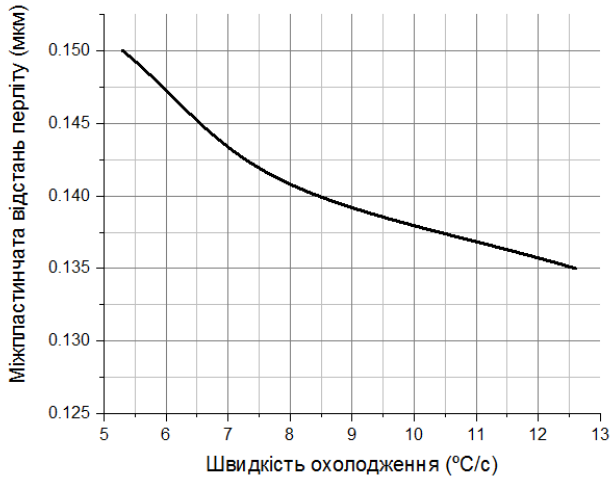
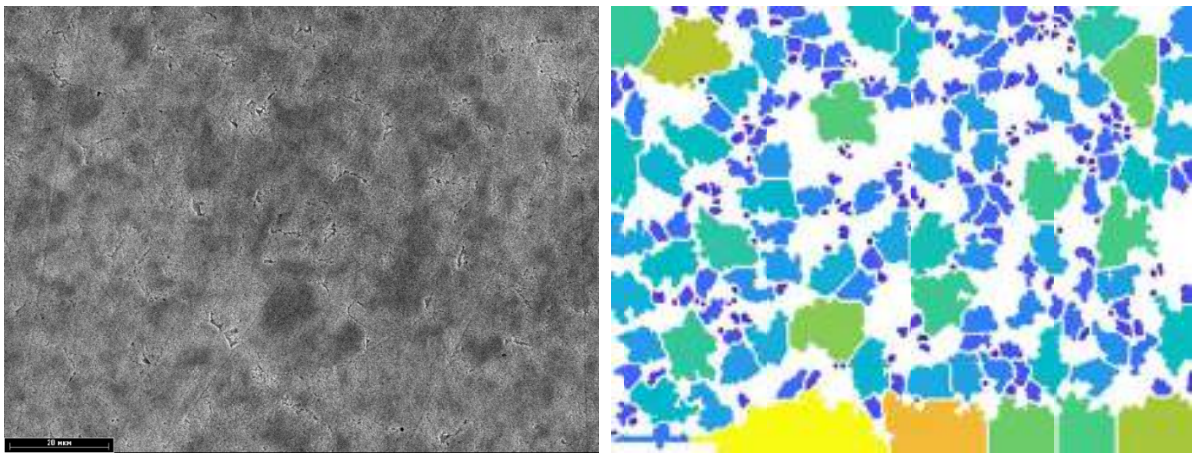


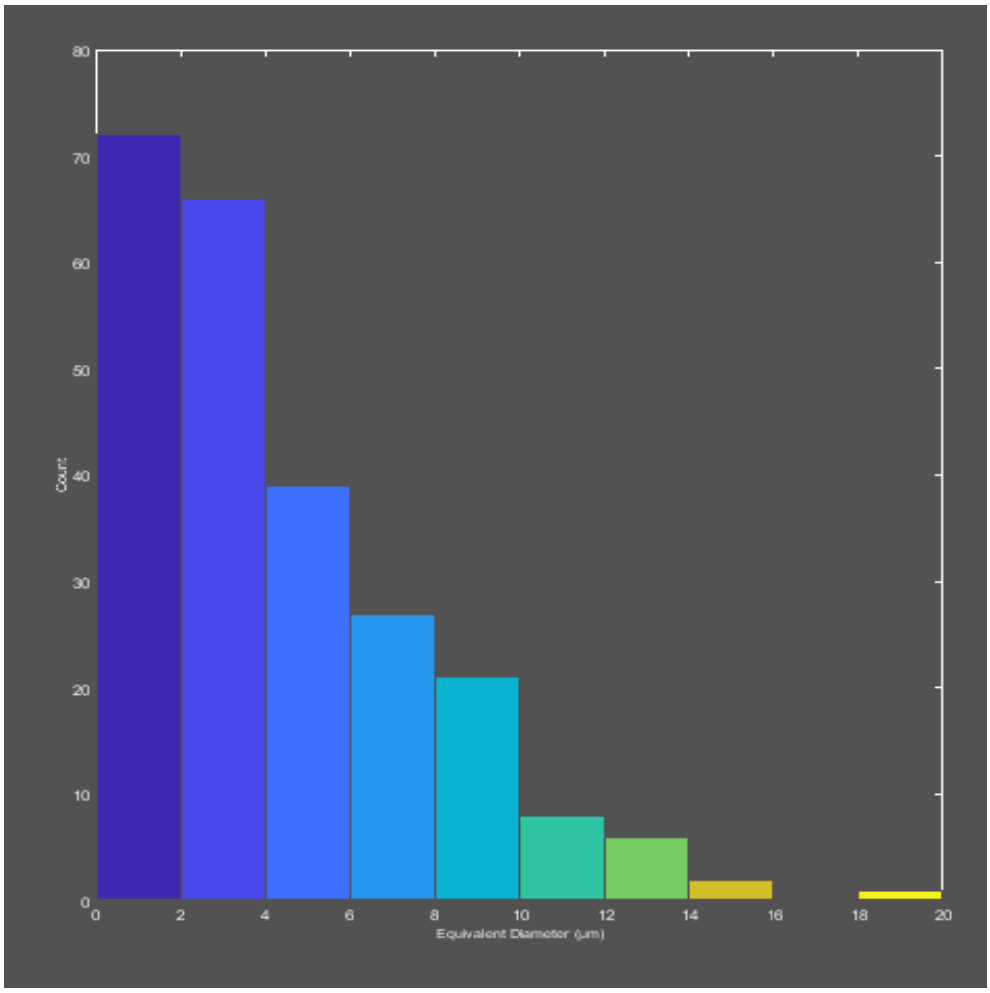
Рисунок 4.19 – Залежність міжпластинчастої відстані перліту від швидкості охолодження зони зниження зварного з’єднання.

температурний інтервал формування перліту цієї області в інтервалі температур 790…630 °С. Якщо повністю пластинчасті перлітні сталі піддаються наступним термічним впливам або не охолоджуються досить швидко після перлітного перетворення, пластинчаста структура може формуватися в так звану глобулярну структуру (зернистий перліт). Пластичний перліт є нестабільною структурною складовою [177, 178]. За певних умов нагрівання та охолодження в процесі формування структури відбувається сфероїдизація цементиту. Нестабільність пластинчастого перліту насамперед обумовлена великим запасом вільної енергії пластинок, що мають розвинену поверхню. Найменшою поверхневою енергією володіє куля, тому структурні складові металу прагнуть набути сферичної форми. Сфероїдизація суттєво прискорюється з підвищенням температури. Неоднорідна структура аустеніту майже при всіх ступенях переохолодження дає зернистий перліт. Ймовірно, на утворення зернистого цементиту сприяють частки які залишилися не розчиненими в аустенітні та є додатковими центрами кристалізації [169, 179]. Саме тому в зоні знеміцнення і відбувається зниження твердості оскільки зернистий перліт має нижчі показними твердості.

Дослідження впливу швидкості охолодження зони знеміцнення модельного зразка на формування структури в процесі індукційної ТО представлено на рис. 4.20 – 4.22. Отримані результати мікроструктури з використанням електронного мікроскопа зі збільшенням х5000 зварного з'єднання модельного зразка виявило перліт у різних областях зони термічного впливу. Візуалізація зображень проходила первинну обробку з використанням спеціалізованого програмного забезпечення MIPAR [180], що дозволило встановити розподілення розмірів зерна по площі об'ємну долю карбідів та їх розподілення за розміром в області знеміцнення металу. Встановлено (табл. 4.7), що зі збільшенням швидкості охолодження в області знеміцнення зменшується середній розмір зерна, тобто збільшується бал зерна та зменшується максимальний та мінімальний розмір зерен.

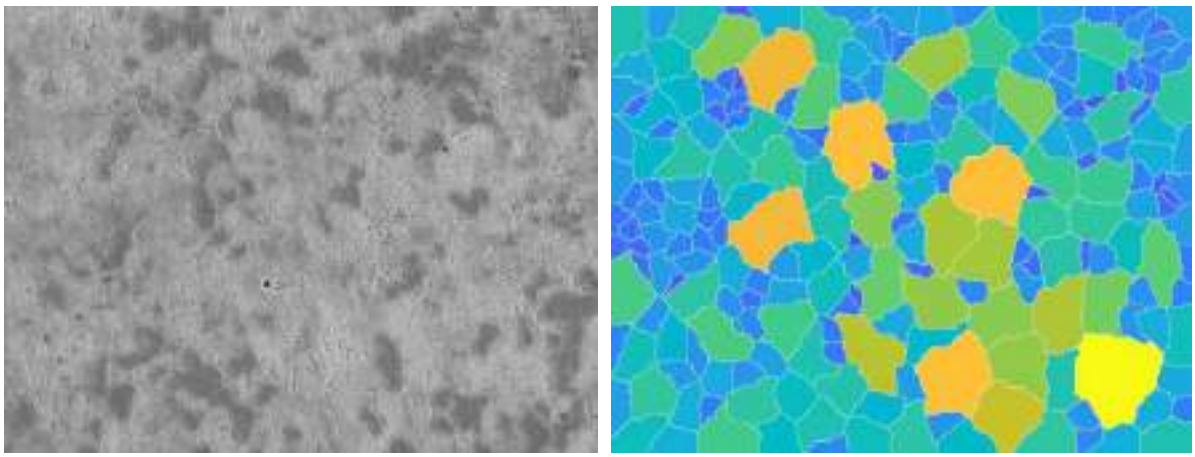


а б

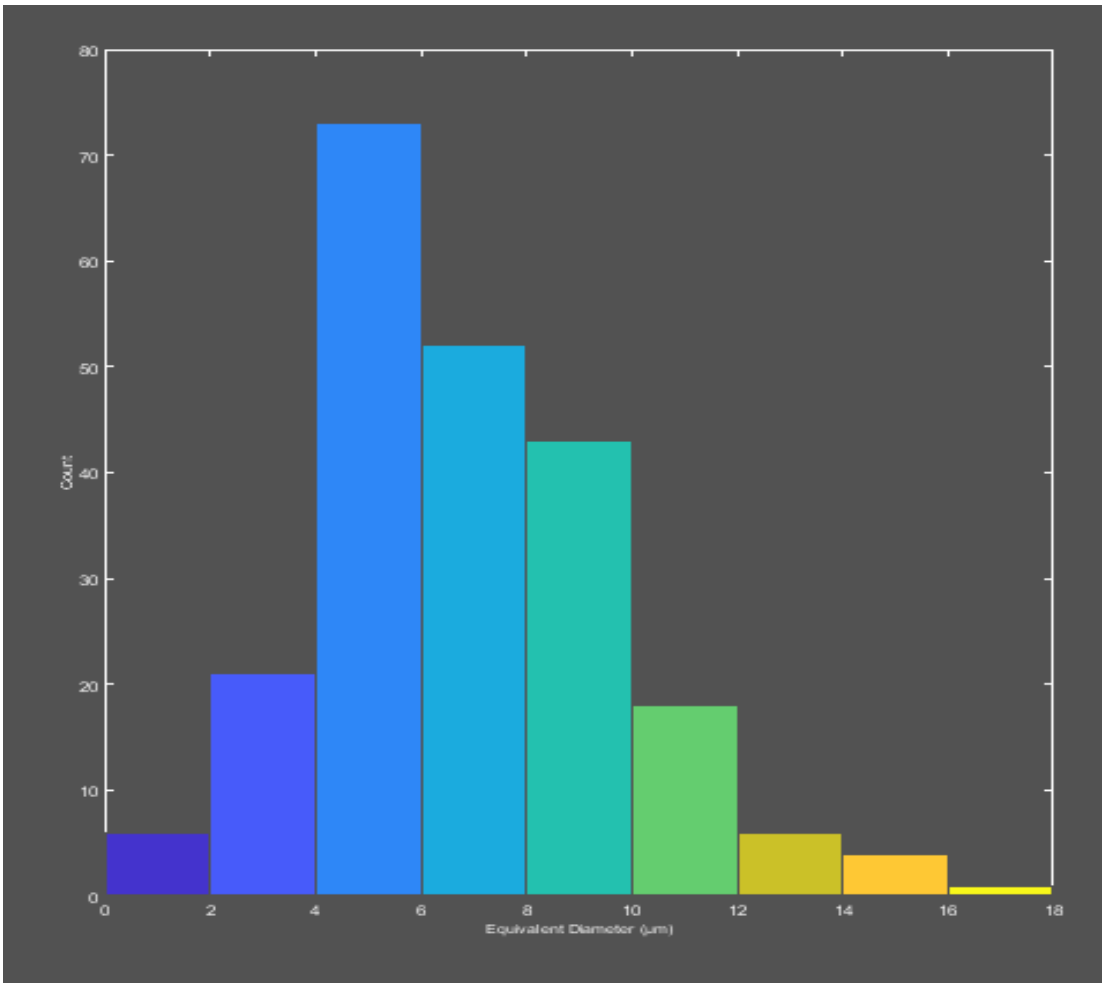


в

Рисунок 4.20 – Розподілення по розмірам зерен в області зони знеміцнення зварного з'єднання модельного зразку № 3: а – мікроструктура області знеміцнення х1000; б – розподілення зерен; область знеміцнення зварного з'єднання; в – гістограма розподілення кількості зерен за розміром.

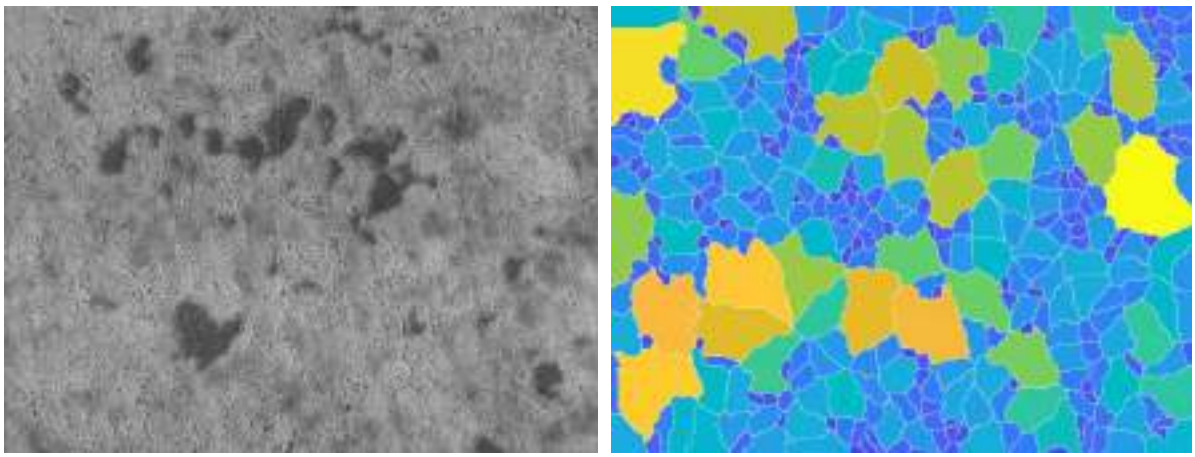


а б

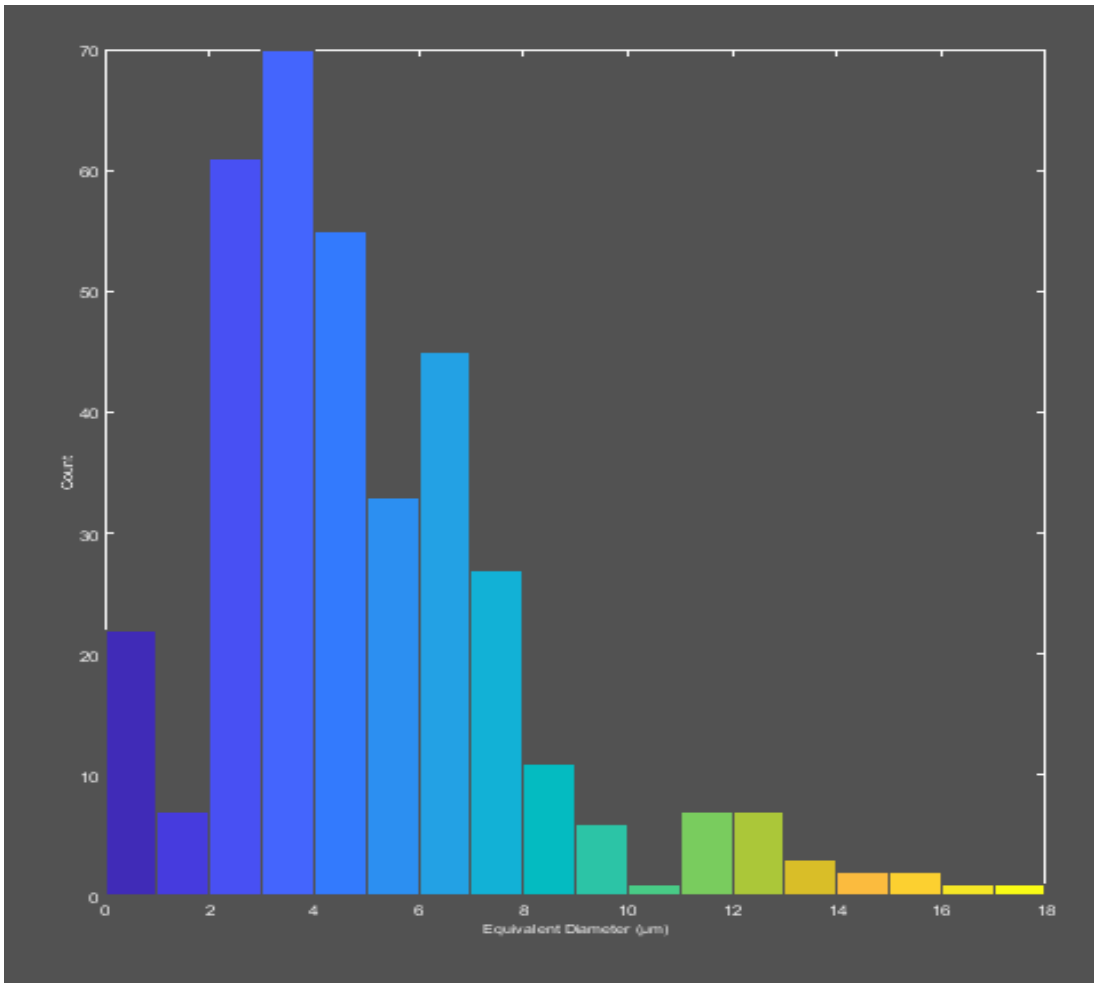


в

Рисунок 4.21 – Розподілення по розмірам зерен в області зони знеміцнення зварного з'єднання модельного зразку № 4: а – мікроструктура області знеміцнення х1000; б – розподілення зерен; область знеміцнення зварного з'єднання; в – гістограма розподілення кількості зерен за розміром.



а б



в

Рисунок 4.22 – Розподілення по розмірам зерен в області зони знеміцнення зварного з'єднання модельного зразку № 5: а – мікроструктура області знеміцнення х1000; б – розподілення зерен; область знеміцнення зварного з'єднання; в – гістограма розподілення кількості зерен за розміром.

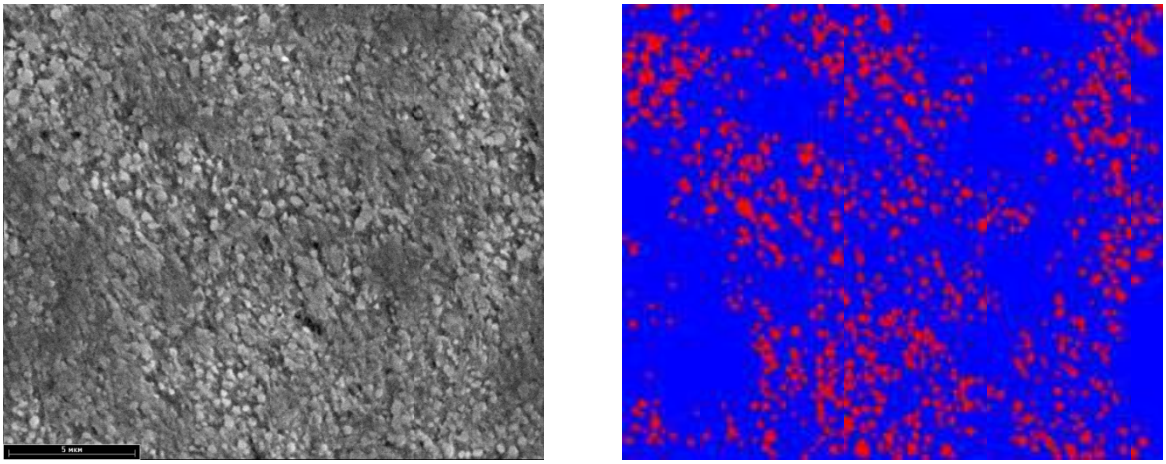
Таблиця 4.7

Вплив швидкості охолодження на розмір зерна

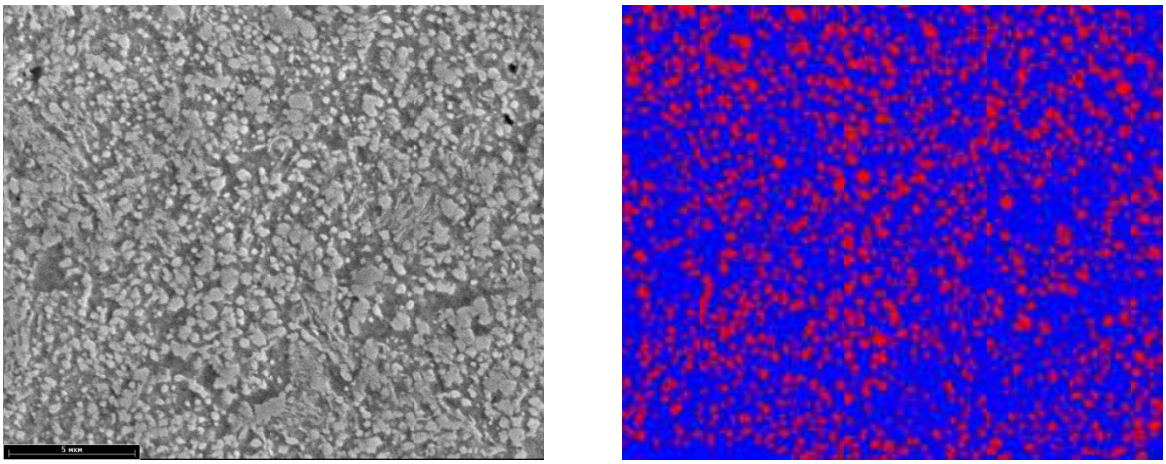
Швидкість охолодження	Середній розмір зерна, мкм	Мінімальний розмір зерна, мкм	Максимальний розмір зерна, мкм	Бал зерна
5,3	6,8	0,88	19,3	11
7,9	6,2	0,12	17,4	11
12,6	4,8	0,12	17,4	12

На рис. 4.23 – 4.25 представлені картини розподілення карбідної фази в зонах знеміцнення модельного зразка при різних швидкостях охолодження, фактично представлена ферито-карбідна суміш змішаної морфології, яка демонструє поряд з пластинчатою структурою скоагульовані зерна цементиту на фоні феритної матриці.

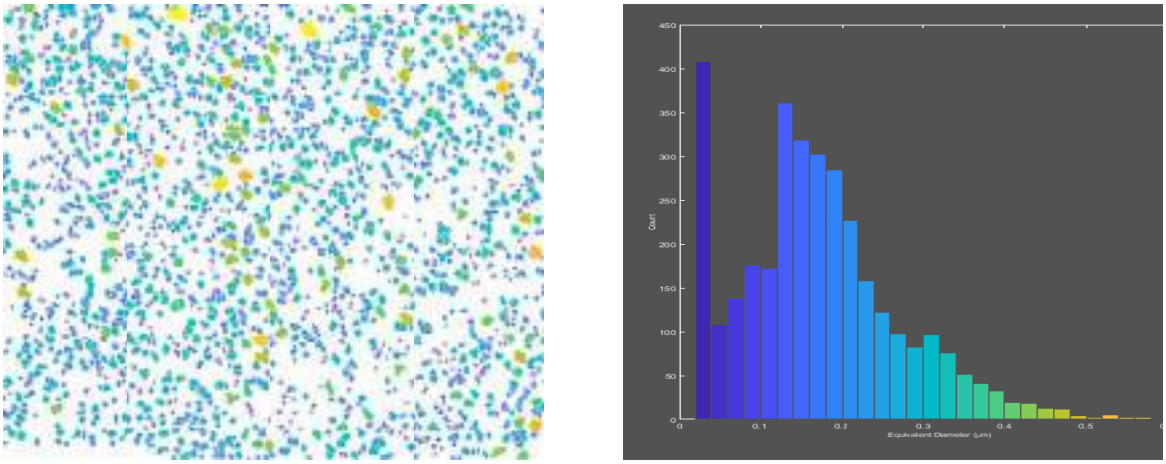
Експериментально встановлено, що з підвищенням швидкості охолодження зварного з’єднання модельного зразка відбуваються як трансформації карбідної фази, так і зміни об’ємної долі їх у феритній складовій перліту. При низьких швидкостях пластинки цементиту в зернах перліту подрібнюються і поступово набувають сферичної форми або наближаються до неї. Одночасно при сфероїдизації відбувається об'єднання дрібних карбідів у більші. На межах зерен у місцях сполучення граток з'являється велика кількість глобулярних карбідів. Аналіз даних показує, що прискорене охолодження впливає на зміну об’ємної долі карбідів у феритній матриці у зоні знеміцнення досліджуваних зварних з’єднань модельних зразків. Аналогічна картина зміни співвідношення зазначених структурних складових спостерігається у всіх модельних зразках. Якщо у модельного зразку при швидкості охолодження 8,2 ^{o}C/c доля карбідів складає 24,168%, то з підвищенням швидкості охолодження вона досягає значення 27,746% відповідно і зменшується об'ємна доля феритної матриці табл. 4.8. При низьких швидкостях охолодження виявляється характерна зерниста структура



а



б



в

Рисунок 4.23 – Розподілення карбідів в феритній матриці в області зони знеміцнення модельного зразку № 3: а –в області знеміцнення при $V_{охол}$ = 5,3 ºС/с; б – в області знеміцнення при $V_{охол}$ = 8,2 ºС/с; в – розподілення за розміром в області знеміцнення при $V_{охол}$ = 8,2 ºС/с.

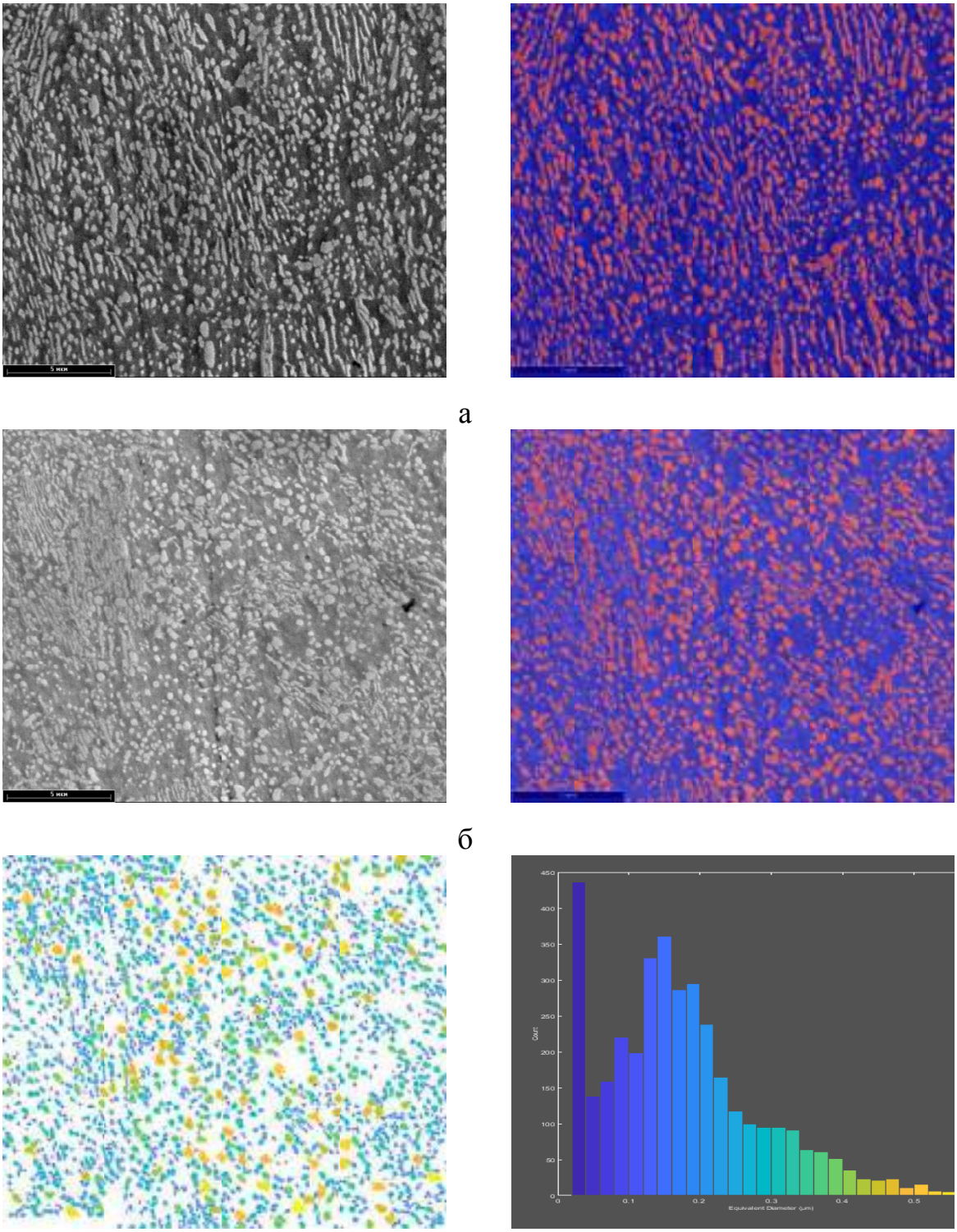
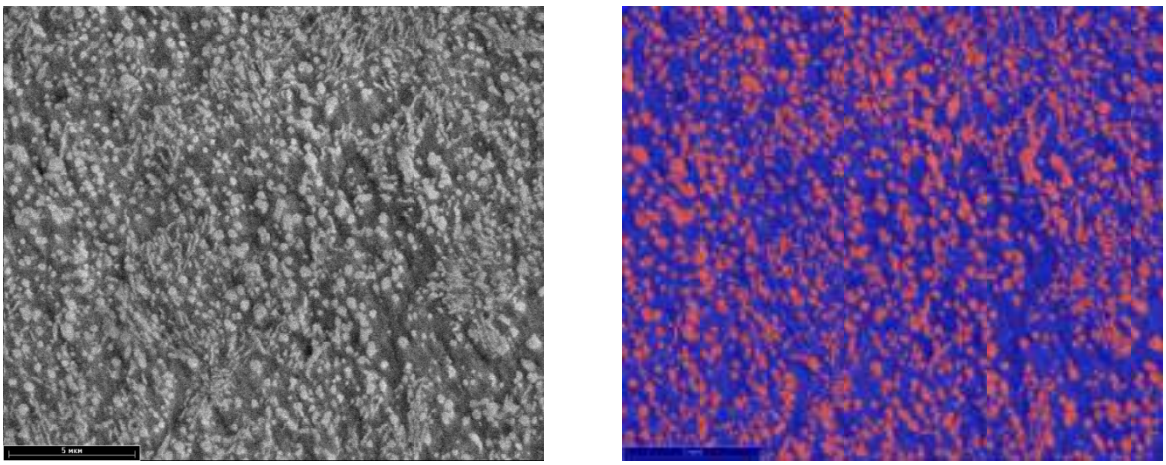
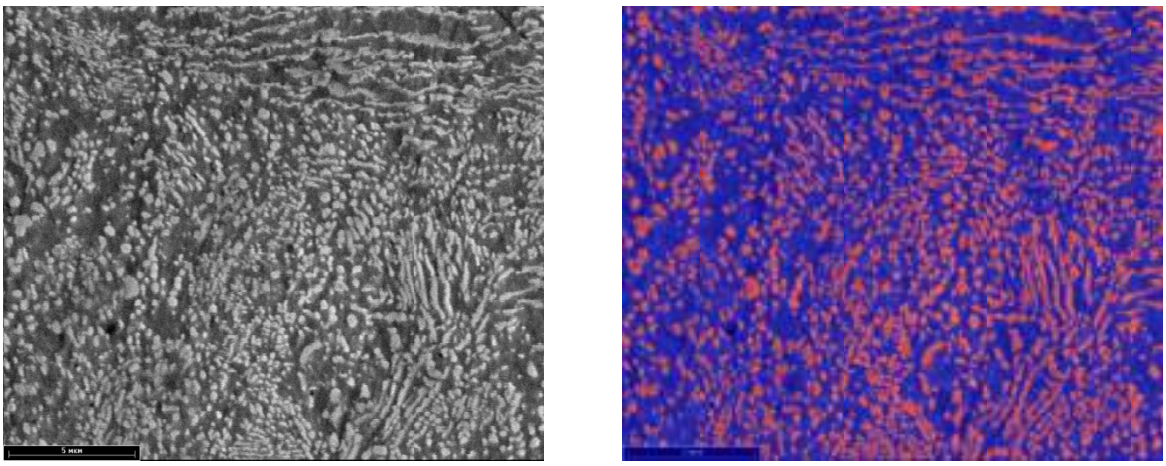


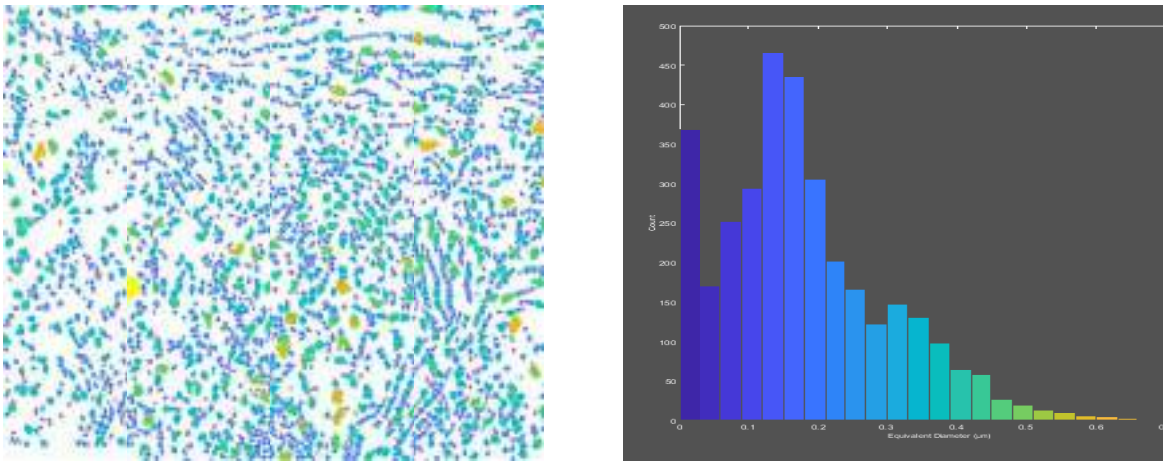
Рисунок 4.24 – Розподілення карбідів в феритній матриці в області зони зневуглецювання модельного зразку № 4: а – в області зневуглецювання при $V_{охол}$ = 7,9 ºС/с; б – в області зневуглецювання при $V_{охол}$ = 14,3 ºС/с; в – розподілення за розміром в області зневуглецювання при $V_{охол}$ = 14,3 ºС/с.



а



б



в

Рисунок 4.25 – Розподілення карбідів в феритній матриці в області зони знеміцнення модельного зразку № 5: а – в області знеміцнення при $V_{охол}$ = 12,6 ºС/с; б – в області знеміцнення при $V_{охол}$ = 18,4 ºС/с; в – розподілення за розміром в області знеміцнення при $V_{охол}$ = 18,4 ºС/с.

перліту, картина сфероїдизації чітко виражена. Зі збільшенням швидкості охолодження поряд з глобулярною з'являється і пластинчата структура перліту.

Таблиця 4.8

Вплив швидкості охолодження на розмір карбідної фази

Номер зразку	Швидкість охолодження, ^{o}C/c	Об'ємна доля карбідів, %	Середній розмір карбідів, мкм	Мінімальний розмір карбідів, мкм	Максимальний розмір карбідів, мкм
3	5,3	14,496	0,1908	0,0257	0,7079
	8,2	24,184	0,1804	0,0257	0,6348
4	7,9	23,645	0,1797	0,0257	0,7223
	14,3	28,835	0,1743	0,0257	0,5944
5	12,6	27,645	0,1752	0,0257	0,7037
	18,4	29,746	0,1694	0,0257	0,7417

4.4. Дослідження механічних властивостей зварного з'єднання модельного зразка

Оскільки в процесі експлуатації зварних з'єднань рейок одним із визначальних чинників який характеризує їх надійність і довговічність є мінімальна чутливість до концентраторів напружень, на яку впливає її однорідний структурний стан. В зварних з'єднаннях завжди є певна неоднорідність структури сталі, яка в процесі експлуатації рейок може призвести до їх руйнування. Саме тому важливим аспектом експлуатаційної стійкості рейок є зменшення структурної неоднорідності в зоні їх зварного з'єднання. В якості критерію оцінювання впливу режимів індукційної ТО на підвищення однорідності зварного з'єднання вибирали його твердість, яка є важливим показником експлуатаційної стійкості та довговічності залізничних рейок, адже від неї на пряму залежить зносостійкість.

Дослідження мікротвердості зварних з'єднань здійснювалися на модельних зразках після виконання різних режимів індукційної ТО. Характер розподілу міктротвердості HV уздовж модельного зразка в області зони термічного впливу після зварювання відображає графік, наведений на рис. 4.26.

Твердість основного металу рейок в модельних зразках перебуває на рівні 331…408 HV. Досліджуваним зварним з'єднанням після зварювання притаманна наявність зони з різким зниженням твердості від рівня основного металу, а саме по лінії з'єднання складає 301 HV та зони зневіцнення ліворуч та праворуч від неї на відстані 18 мм лежить в межах 263…272 HV (рис. 4.26). В зонах крупного та дрібного зерна твердість коливається в межах 318…355 HV та близька до рівня основного металу рейки.

Після фізичного моделювання індукційної ТО в зварному з'єднанні залишаються притаманні зони зі зниженою твердістю відносно основного металу рейки. Встановлено, що зі збільшення швидкості охолодження підвищується рівень твердості в зоні лінії сплавлення, при швидкості охолодження 5 °С/с рівень твердості складає 305 HV та 393 HV при швидкості 21 °С/с за рахунок зменшення міжпластинчатою відстані перлітної складової, де також відбувається розчинення феритної сітки по границям зерен. В зонах знеміцнення при швидкостях охолодження близьких до 3,7 °С/с зменшується рівень твердості в зоні знеміцнення до рівня 265 HV у зв'язку з сфероїдезацією перліту, в якому зерниста структура перліту переважає над пластинчатою. Зі збільшенням швидкості охолодження підвищується рівень твердості в зоні знеміцнення та при швидкості 7,9 °С/с рівень твердості склав HV 276, при 12,6 °С/с рівень твердості став HV 287. Підвищення твердості пов’язано зі збільшенням швидкості охолодження зони знеміцнення та відбувається за рахунок збільшення карбідної фази у феритній матриці та підвищення долі пластинчатої структури. Під час проведення фізичного моделювання індукційної ТО застосовуючи несиметричне охолодження, тобто відмінні швидкості охолодження для зон знеміцнення

1 та 2 в модельному зразку не вдалося зменшити її ширину. Загальна твердість у зварному з'єднанні стала більш рівномірною в порівнянні зі зварним з'єднанням без індукційної ТО.

Для порівняння властивостей зварних стиків та основного металу рейок застосовували такий параметр, як відхилення (у відсотках) твердості металу зварного з'єднання від твердості основного металу рейок. Графіки приведені на рис. 4.27, характеризують відхилення твердості HV по ширині зони термічного впливу зварних з'єднань модельних зразків у відсотковому відношенні.

Для зварного з'єднання у зоні лінії сплавлення твердість нижча на 10% від основного металу рейки. У зоні знеміцнення на відстані 18 мм від лінії з'єднання значення твердості нижче на 21% від основного металу рейки.

Твердість металу у зоні лінії сплавлення модельного зразка № 1 після індукційної ТО менше твердості основного металу на 8%. На відстані 5 мм від лінії з’єднання навпаки, твердість більше на 9%. На відстані 10 мм від лінії з’єднання твердість більше на 6%. В зоні знеміцнення 1 на відстані 18 мм від лінії з’єднання зі швидкістю охолодження металу 3,7 °С/с твердість менше на 20%, в зоні знеміцнення 2 зі швидкістю охолодження 5,1 °С/с твердість менше на 18%.

В досліджуваному модельному зразку № 2 твердість металу по лінії з’єднання менша на 7%. На відстані 5 мм від лінії з’єднання навпаки, твердість більше на 8%. На відстані 10 мм від лінії з’єднання твердість більше на 9%. В зоні знеміцнення 1 на відстані 18 мм від лінії з’єднання зі швидкістю охолодження металу 5,1 °С/с твердість менше на 18%, в зоні знеміцнення 2 зі швидкістю охолодження 7,9 °С/с твердість менше на 17%.

В досліджуваному модельному зразку № 3 (рис. 4.28) твердість металу по лінії з’єднання менша на 5%. На відстані 5 мм від лінії з’єднання навпаки, твердість більше на 9%. На відстані 10 мм від лінії з’єднання твердість більше на 7%. В зоні знеміцнення 1 на відстані 18 мм від лінії з’єдна-

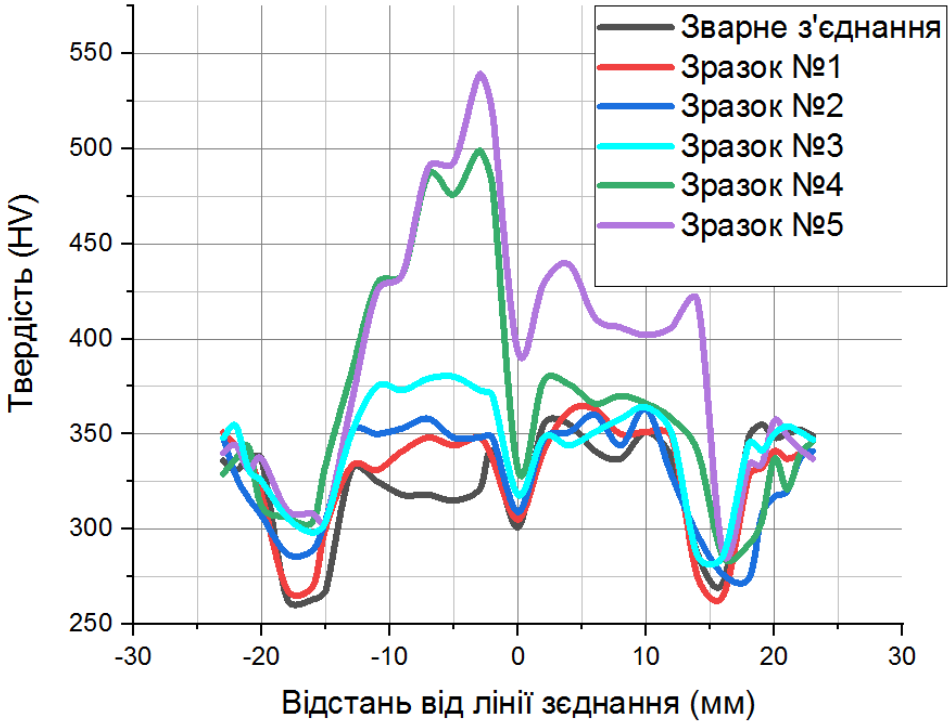


Рисунок 4.26 – Розподілення твердості в зоні зварного з’єднання на модельних зразках.

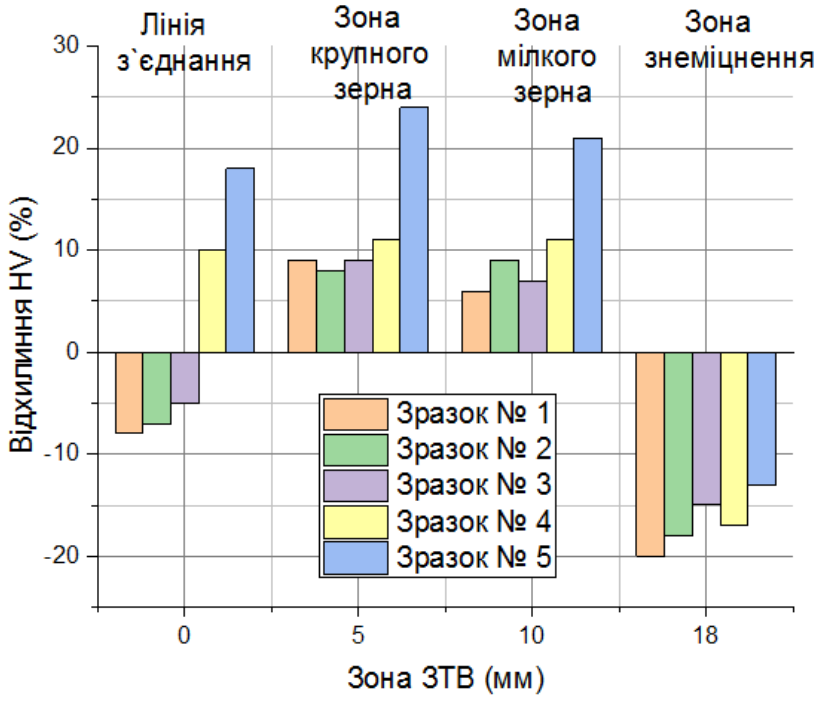


Рисунок 4.27 – Відхилення твердості металу модельних зразків від твердості основного металу після індукційної ТО.

ння зі швидкістю охолодження металу 5,3 °С/с твердість менше на 18%, в зоні знеміцнення 2 зі швидкістю охолодження 8,2 °С/с твердість менше на 15%.

В досліджуваному модельному зразку № 4 твердість металу по лінії з'єднання більша на10 %. На відстані 5 мм від лінії з'єднання твердість більше на 11%. На відстані 10 мм від лінії з'єднання твердість більше на 11%. В зоні знеміцнення 1 на відстані 18 мм від лінії з'єднання зі швидкістю охолодження металу 7,9 °С/с твердість менше на 15%, в зоні знеміцнення 2 зі швидкістю охолодження 14,3 °С/с твердість менше на 14%.

В останньому досліджуваному модельному зразку з найбільшою швидкістю охолодження № 5 твердість металу по лінії з'єднання більша на 18%. На відстані 5 мм від лінії з'єднання твердість більше на 24%. На відстані 10 мм від лінії з'єднання твердість більше на 21%. В зоні знеміцнення 1 на відстані 18 мм від лінії з'єднання зі швидкістю охолодження металу 12,6 °С/с твердість менше на 15%, в зоні знеміцнення 2 зі швидкістю охолодження 18,4 °С/с твердість менше на 13%.

Одержані результати свідчать, що технологія індукційної 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. Також вплив процесу позначається на вирівнюванні рівня твердості в зонах великого та дрібного зерна по ширині ЗТВ від лінії з'єднання і наближає їх до рівня основного металу. Зі збільшенням швидкості охолодження змінюється рівень твердості металу по лінії з'єднання – вона збільшується. Під час процесу індукційної ТО застосовуючи несиметричне охолодження не вдалося зменшити лінійні розміри зон знеміцнення, а лише підняти значення їх твердості. Твердість в зразках №№ 4 і 5 досягає більшої величини від регламентованих допустимих значень, також в них розкид значень (максимальне, мінімальне) твердості виявляється значно вищим чим в зразках №№ 1…3. Швидкості охолодження модельних зразків №№ 1…3 більше сприятливі з погляду

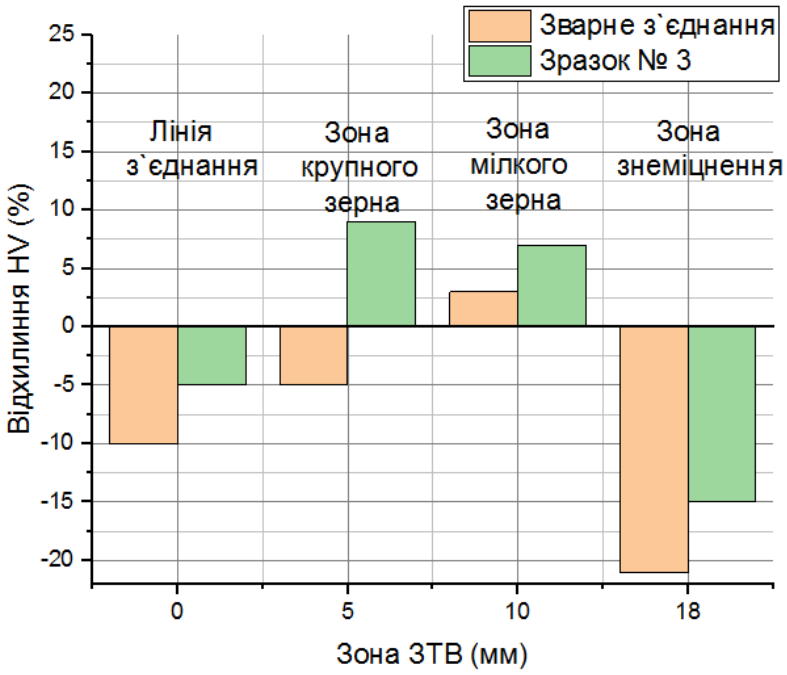


Рисунок 4.28 – Відхилення твердості металу в зварному з’єднанні та термічно обробленому модельному зразку № 3 від твердості основного металу.

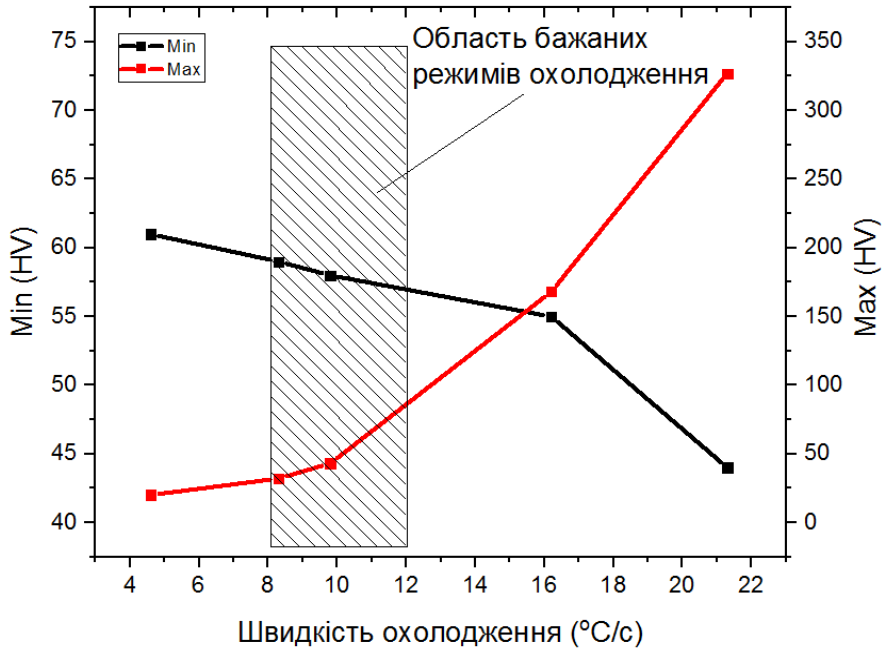


Рисунок 4.29 – Залежність максимального та мінімального розкиду значення твердості металу в зварному з’єднанні від швидкості охолодження модельних зразків.

формування однорідної структури, однак зразки №№ 1 і 2 мають відхилення у зонах знеміцнення більше 15% від рівня основного металу рейки, що також виходить за межі допустимих значень (рис. 4.29).

Якщо проаналізувати металографічні дослідження та дослідження механічних властивостей зварного з'єднання з рейкової сталі К76Ф, то можливо визначити найсприятливіший (бажаний) діапазон швидкостей охолодження на рівні 8…12 °С/с при якому спостерігається відсутність гартівних структур типу бейніту чи мартенситу та забезпечений мінімально можливий для зварного з'єднання розкид рівня твердості.

Висновки до розділу 4

1.Встановлено кінетику фазових перетворень та побудовано термокінетичну діаграму при безперервному охолодженні контактно стикового зварного з'єднання високовуглецевої рейкової сталі К76Ф мікролегованої ванадієм при її ТО.

2. Виявлено, що зменшений вміст вуглецю у контактно стиковому зварному з'єднанні рейкової сталі К76Ф на стадії її нагрівання зміщує в бік більш високих температур початок та закінчення структурного перетворення Ac_1 і Ac_3 відповідно з 735 і 760 °С до 739 і 790 °С, а початок та закінчення перлітного перетворення Ar_3 і Ar_1 на стадії її охолодження відповідно з 620 і 550 °С до 650 і 600 °С. Виявлено, що критична швидкість охолодження при який у дослідної сталі К76Ф починає формуватися мартенсит складає 16 ^{o}С/с при змінній швидкості охолодженні (зменшення температури по експоненційному закону), та з 10 ^{o}С/с при постійній швидкості охолодження (зменшення температури по лінійному закону).

3. Зі збільшенням швидкості охолодження твердість сорбітної складової у зварному з'єднанні збільшується, та складає при 5 °С/с – 2690 МПа, при 36 °С/с – 4640 МПа. Зі збільшенням швидкості охолодження твердість

мартенситу зростає з HV0,1 – 6810 МПа при 16 °С/с до 8240 МПа при 36 °С/с.

4. Світлопротравлена структура починає утворюватися вже при 12 °С/с, проте її розміри набагато менше 1 мкм і кількість також набагато менше 1%, що не дозволяє її чітко ідентифікувати.

5. При збільшенні швидкості охолодження зменшується розмір сорбітної структури з балу № 7 до балу № 11.

6. При зростанні швидкості охолодження більше 16 °С/с зростає кількість і розміри мартенситної складової структури в ділянці зони термічного впливу зварного з’єднання з рейкової сталі. Розміри мартенситних ділянок збільшувались вже при 36 °С/с і утворюють суцільну структуру вздовж лінії з'єднання. Зі збільшенням швидкості охолодження «біла смуга» безвуглецевого шару починає зникати, за рахунок утворення в цій області сорбітної структури.

7. Виявлено, що зі збільшенням швидкості охолодження рейкової сталі в області знеміцнення зменшується середній розмір зерна. Так, при швидкості охолодження 5,2 °С/с розмір зерна склав 6,8 мкм, при 9,8 °С/с – 4,8 мкм.

8. Встановлено, що з підвищенням швидкості охолодження зварного з'єднання модельного зразку відбуваються трансформації карбідної фази і зміни об’ємної долі їх у феритній складовій перліту. При швидкості охолодження 8,2 °С/с доля карбідів складає 24,2% з середнім розміром карбідів 0,19 мкм, а з підвищенням швидкості охолодження до 14,3 °С/с вона досягає значення 29,8% з середнім розміром карбідів 0,17 мкм і зменшується об'ємна доля феритної матриці. При низьких швидкостях охолодження виявляється характерна зерниста структура перліту, при збільшенні швидкості охолодження, поряд з глобулярною, з'являється і пластинчата структура перліту.

9. 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. При збільшені швидкості вище 16 °С/с мікротвердість досягає значень HV0,01 5400 МПа

10. Визначено діапазон швидкостей охолодження на рівні 8…12 °С/с зварного з’єднання з рейкової сталі К76Ф, при з якому структура зварного з'єднання стає більш рівномірною, збільшується бал зерна, відсутні гартівні структури типу бейніту чи мартенситу та забезпечується максимальне відхилення твердості зварного з’єднання у межах 5…15% від рівня основного металу рейки. Саме ці швидкості охолодження можна вважати найбільш доцільними при проведенні термічної обробки зварних стиків залізничних рейок, виконаних способом контактно стикового зварювання.

РОЗДІЛ 5

РОЗРОБКА ОБЛАДНАННЯ ТА ТЕХНОЛОГІЧНИХ РЕКОМЕНДАЦІЙ ПРОЦЕСУ ІНДУКЦІЙНОЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ТЕРМОЗМІЦНЕНИХ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК ТИПУ Р65

5.1. Розробка індукційного обладнання для термічної обробки зварних з'єднань залізничних рейок

Як зазначалось в попередніх розділах джерелом енергії для локального нагріву зони зварного з’єднання є індуктор – невід’ємна та головна частина індукційного обладнання системи «індуктор – виріб». Серед цілого ряду переваг індукційного нагріву, в порівнянні з іншими видами джерел теплоти, в нього є одна дуже суттєва властивість – виділення теплової потужності в певному об'ємі металу об'єкту, що нагрівається, коли ~90% теплової потужності виділяється в певному шарі металу, розташованому у зоні під індукуючими провідниками. Однак отримання рівномірного розподілу температурного поля в масивних виробах складної форми поперечного перерізу досить складна задача і для систем індукційного нагріву. Конструктивні особливості індуктору в першу чергу визначаються необхідним розподілом температурного поля, конфігурації та розмірів зони металу, яка піддається нагріву, електро- і теплофізичними властивостями металу, кінцевого та крайового ефекту, частоти струму тощо. Геометричні параметри і конструкція індуктору повністю визначають форму, розміри, градієнт теплового поля об'єкту, що нагрівається. Відхилення проміжку від заданого значення навіть на рівні міліметра може істотно змінити параметри формування теплового поля. Це відхилення зазору може статися у результаті теплового розширення металу об’єкту, що нагрівається. Необхідно зважати на те, що саме температурні поля та їх градієнт визначають кіне-

тику структурних перетворень і формування термічних напружень, а теплофізичні і фізико-хімічні властивості залежать від температури нагріву, що вносить велику кількість перепон для отримання в кінцевому випадку необхідного результату ТО.

Потужність, яка виділяється у виробах і коефіцієнт корисного використання електричної енергії підведеної до індуктора залежить від ступеня узгодження всіх елементів коливальної електричної і електромагнітної системи «індуктор – виріб». У зв'язку із цим, повна споживана потужність у процесах індукційного нагрівання зазвичай перевищує активну потужність (буває у два рази), незважаючи на часткову компенсацію реактивних втрат підбором ємності конденсаторів, що підключається паралельно індуктору. У випадку нагрівання масивних виробів індукційний нагрів часто застосовують в тих випадках, коли інші способи нагріву не задовольняють задані вимоги а його використання превалює над питаннями енергозбереження, наприклад, при плавці металу й напівпровідників у вакуумі або в захисній атмосфері.

В нашому випадку необхідно розробити конструкцію дослідного індуктору для локального нагріву зварного з’єднання залізничної рейки який би забезпечив виконання технологічного циклу індукційної ТО та необхідний рівномірний розподіл температурного поля. Розробка конструкції даного електротехнічного пристрою вимагає враховувати ряд основних факторів. По-перше – складний переріз залізничних рейок, по-друге – нерівномірність об’єму металу у головці, підошві, та шийці рейок, по-третє – ЗТВ складових елементів залізничної рейки також має різну ширину термічного впливу для кожного її складового елементу. Саме тому ТО повинна бути об’ємною, тобто здійснювати ТО певного об’єму металу, який має складну просторову форму і знаходиться у геометричному просторі рейки по обидва боки від зварного стику, а структури металу після виконанням індукційної ТО повинні бути максимально наближеними до основного металу [181].

Геометричний профіль рейки обумовлений його взаємодією з колесом рухомого складу та конструктивним оформленням елементів верхньої будови шляху. У відповідності до [54] загальна площа перерізу рейки Р65 складає 82,65 см^2. Необхідно врахувати що складові елементи рейки голівка, шийка та підошва мають різні геометричні та вагові співвідношення. Площа елементів поперечного перерізу рейки у відсотках від загальної площі рейки дорівнює: головки – 34,11%; шийки – 28,52%; підошви – 37,37%. Якщо проаналізувати співвідношення маси металу головки, шийки та підошви при однаковій ширині зони термічного впливу то вони співвідносяться як 1,29 ÷ 0,90 ÷ 1,48. Форма та основні елементи та розміри залізничної рейки приведені в табл. 5.1 та на рис. 5.1.

Саме тому профіль рейки висуває особливі вимоги до розробки конструктивної форми індуктору та його конструкції:

– врахувати особливості поверхневого ефекту при проведенні індукційної ТО зварних з'єднань високовуглецевих залізничних рейок Р65;

– створити необхідний за величиною рівномірний розподіл температурного поля в поперечному перерізі рейки Р65 з глибинним рівномірним прогрівом внутрішніх її шарів із забезпеченням мінімального градієнту температур між поверхнею та серцевиною;

– не допустити перегрів ділянок шийки та пір'я підошви, що мають менші об'єми металу;

– досягти високого значення коефіцієнта корисної дії індуктора;

– забезпечити невеликий час ТО зварних з'єднань при робочих струмах в індукторі 3…4 кА;

– розробити роз'ємну конструкцію індуктору для можливості здійснення ТО зварних стиків залізничних рейок у польових умовах, у тому числі і у обмежених просторах.

Для реалізації поставленої задачі було проаналізовано декілька варіантів конструкцій індукторів та визначено, що доцільно відмовитися від багатовиткових індукторів (рис. 5.2,*а*), у яких індукуючі провідники

Таблиця 5.1

Основні геометричні розміри поперечного профілю рейки

Висота рейки H, мм	180
Висота шийки h, мм	105
Ширина головки b, мм	75
Ширина підошви B, мм	150
Товщина шийки e, мм	18
Висота пера підошви m, мм	11,2

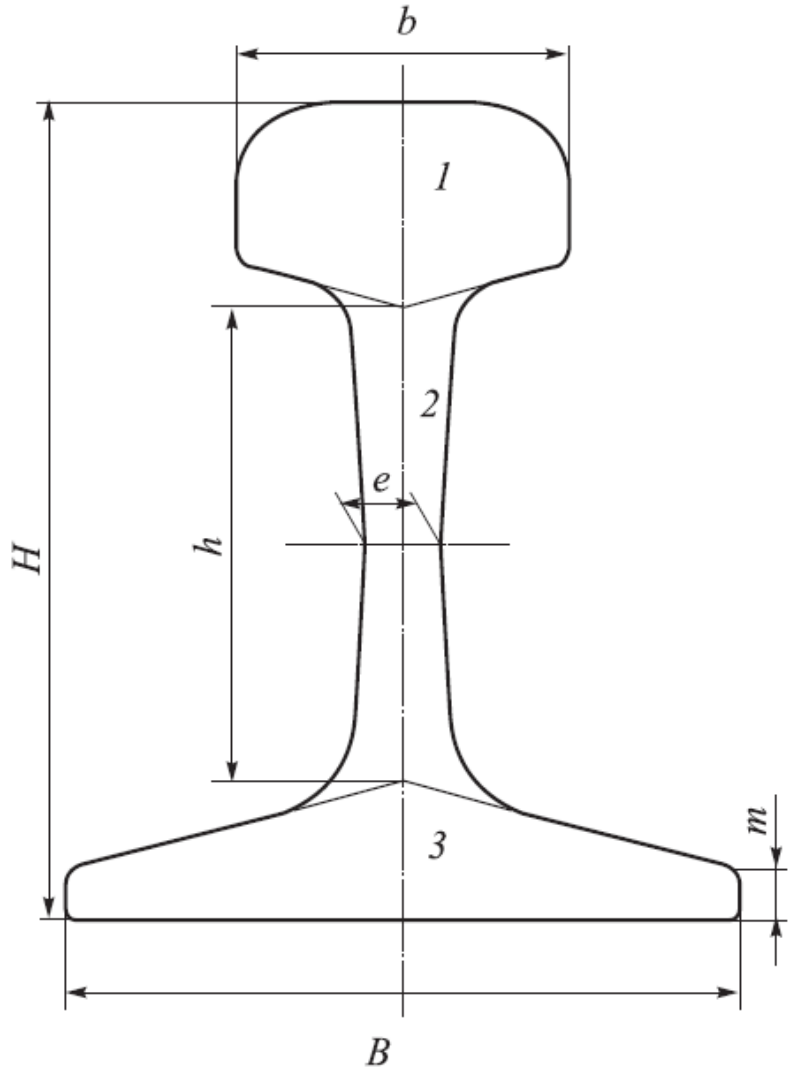


Рисунок 5.1 – Поперечний переріз рейки типу Р65 та складові частини рейки: 1 – головка; 2 – шийка; 3 – підошва.

а

б

Рисунок 5.2 – Конструкції індукторів різного виконання: а – багатовитковий індуктор з індукуючими провідниками, орієнтованими уздовж осі рейки; 2 – двохвитковий індуктор з індукуючими провідниками, орієнтованими поперек осі рейки [104, 105].

орієнтовані уздовж осі рейки, в зв'язку з тим що дана конструкція значно збільшує зону термічного впливу та збільшує області структурних перетворень в металі рейки. Також при такій компоновці індуктору, що викликано особливостями узгодження обладнання, значно підвищуються електричні втрати що зменшує ККД нагріву. Якщо проаналізувати конструкцію індуктору у вигляді двох чи більше паралельних витків (рис. 5.2,*б*), що повторює профіль рейки, то отримаємо вузьку зону нагріву, але з дещо більшим градієнтом температурного поля в порівнянні з попереднім варіантом. Одним із недоліків даної конструкції індуктору є його нероз’ємна конструкція.

Використання магнітопроводів на різних частинах індуктора для концентрування магнітних потоків в ряді випадків є доцільним і ефективним вирішенням проблеми рівномірного нагріву. Але магнітопроводи збільшують масу індуктора, підвищують його індуктивність, потребують надійної жорсткої конструкції для їх кріплення. До того ж, при заміні виробів є ризик їх механічного пошкодження. Ефект магнітострикції та вібрації конструкції магнітопроводу є причиною високого рівня шуму з частотою звуку, що співпадає з частотою струму в індукторі [182].

При розробці дослідної конструкції індуктору необхідно врахувати деякі особливості процесу нагріву зварного з'єднання залізничних рейок:

– температура індукційної ТО (850…900 ^{0}С) вище температури точки магнітних перетворень (точки Кюрі). Внаслідок зміни фізичних властивостей металу в процесі нагрівання (магнітної проникності) значно змінюється швидкість нагріву;

– частота струму забезпечує рівень глибинного нагрівання металу рейки. При зниженій частоті забезпечується менший перепад температур між поверхневими й глибинними шарами рейки, а саме, перепад температури між поверхнею катання й центром головки, бічними поверхнями і центром головки, нижньою поверхнею підошви й зоною переходу підошви в шийку струму. Доцільно застосувати частоту струму 2,4 кГц при прове-

денні ТО зварних стиків рейок з огляду на те, що глибина проникнення магнітного поля в рейкову сталь складе приблизно $\Delta_к$ = 9 мм, тобто половину товщини шийки.

– в умовах глибинного нагрівання тривалістю 200 с, при ширині зони термічного впливу 55…60 мм і максимальній температурі нагріву $T_{ср}$ = 880 ^{0}С необхідна корисна потужність для нагрівання металу рейки в її поперечному перетині має різну величину: головки – 22,944 кВт; шийки – 18,081кВт; підошви – 16,77 кВт. Корисна потужність нагріву з урахуванням втрат всього зварного стику рейки Р = 57,8 кВт, питома потужність p_0 = 290 Вт/см^2.

5.2. Математичне моделювання дослідної конструкції розщепленого індуктору

Розробка конструкції індуктору яка б задовольняла поставлені вимоги досить складна технічна та технологічна задача. Проблема створення індукторів без магнітопроводів для рівномірного об’ємного нагріву 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 малій відстані відбувається зосередження магнітних потоків на поверхні виробу, яка нагрівається більш інтенсивне. При великій відстані маємо розосередження потоків, коли збільшується їх розсіювання і виріб нагрівається повільніше. Збільшення відстані між індуктором і виробом збільшує індуктивність системи «індуктор – виріб», що призводить до великого споживання із мережі реактивної потужності. Її необхідно компенсувати, застосовуючи достатньо вартісні косинусні конденсатори. Таким чином значне збільшення відстані між індуктором і виробом для вирівнювання нагрівання не є кращим рішенням поставленої задачі. Зазначимо також, що для протяжного виробу при однаковому струмі в індукторі збі-

льшення його ширини призводить до зменшення температури на поверхні, але при цьому глибинні шари, за рахунок теплопровідності, прогріваються легше, за рахунок більшої площі нагріву. За тієї ж причини при малій ширині індуктора температура на поверхні може перевищити задану, а глибинні шари ще не прогріються до необхідної температури.

На інтенсивність нагріву індуктором можна впливати розосередженням магнітних потоків, що досягається застосуванням часткового розщеплення шини індуктора, створюючи паралельні шини. Тим самим можна зменшити нагрів виробу не тільки збільшуючи відстань між індуктором і поверхнею виробу, а і за рахунок збільшення відстані між шинами індуктора. При цьому зменшуються потоки розсіювання і відповідно зменшується індуктивність розсіювання індукційної системи.

Для вирішення поставленої задачі розроблена дослідна конструкція роз'ємного індуктору для індукційної ТО зварних з'єднань залізничних рейок із використанням технології індукційного нагріву струмами частотою 2,4 кГц. При розробці індуктору і впливу на інтенсивність процесу нагрівання зварного з'єднання рейки запропоновано використовувати два підходи – зміни повітряного (немагнітного) проміжку між поверхнею нагріву та індукуючим провідником і розосередженням магнітних потоків за рахунок розщеплення шини індуктору. Використовуючи такий підхід при проектуванні індуктору задля запобігання перегріву в ділянках шийки рейки та пір’їв підошви, які мають зменшені товщини та маси металу, було запропоновано дещо збільшити повітряний (немагнітний) проміжок між поверхнею шийки та підошви й індукуючим провідником індуктора та виконати розщеплення його шини, що призвело до зменшення переданої потужності в ці елементи рейки та зменшило тепловиділення в них. При цьому зменшили повітряний проміжок в головці рейки, що забезпечило більш інтенсивний прогрів металу в ній при невеликому перепаді температури між поверхневими й глибинними шарами. Таким чином було забезпечено невеликий перепад температур вздовж всього периметру рейки: між поверхнею

катання й центром головки, бічними поверхнями і центром головки, нижньою поверхнею підошви й зоною переходу підошви в шийку [183, 184].

При розробці індукційного обладнання – робочого органу індуктора, за базову напруженість магнітного поля при частоті f = 2,5 кГц взято напруженість H = 1200 А/см, якій відповідає питома потужність p = 290 Вт/см^2 та глибина проникнення магнітного потоку Δ = 1,2 мм. Це обумовлено можливостями високочастотного джерела живлення, яке має частоту f = 2,4 кГц, та проведеними експериментами і напрацюваннями, де визначено параметри високочастотного нагріву (маса рейки, її температура, час процесу нагріву, відстань між індуктором та поверхнею нагріву рейки), які підтвердили відповідність цих параметрів.

Розглянемо переріз рейки (рис. 5.1). Виходячи із її конфігурації базову напруженість магнітного поля H_1 = 1200 А/см слід створювати на найбільш масивній ділянці поверхні – головці рейки. На більш тонких ділянках рейки слід знижувати напруженість магнітного поля до H_2 = 765,5 А/см в шийці і H_3 = 740 А/см в підошві і відповідно питома потужність знижується від $p_1 \approx 290$ Вт/см^2 до $p_2 \approx 145$ Вт/см^2 і $p_3 \approx 130$ Вт/см^2, та відповідна глибина проникнення знижується від до $\Delta_1 \approx 1{,}2$ мм до $\Delta_2 \approx 0{,}95$ мм і $\Delta_3 \approx 0{,}9$ мм [185].

У відповідності до [54] загальна площа перерізу рейки Р65 складає 82,65 см^2. В табл. 5.2 представлено розрахункові та масогабаритні параметри індукційної системи «індуктор – рейка». Також до таблиці входить довжина ділянок головки L_1, шийки L_2 та підошви L_3 виходячи із геометричних розмірів рейки (по периметру її перерізу). Загальна довжина усіх трьох ділянок у підсумку дає довжину індуктуючого проводу індуктора L. Виходячи із ширини зони нагріву, визначаємо площу $S_{\text{Н}}$ нагріву під індуктором. Також визначаємо масу металу M, який піддається нагріванню у процесі ТО, яка у свою чергу складається із мас M_1, M_2, M_3 відповідних ділянок.

Попередній аналізу запропонованої конструкції індуктору виконувався методом кінцевих елементів в двовимірному (2D) формулюванні та дос-

ліджувався впливу відстані між шинами індуктору на інтенсивність нагріву феромагнітного матеріалу індукційної системи (рис. 5.3). В поперечному перерізі показана індукційна система, що складається із однієї шини (індуктора) шириною 100 мм, яка розташована паралельно поверхні феромагнітного сталевого виробу (рис. 5.3,*а*) та представлена система з індуктором, який має дві однакові шини половинної ширини – по 50 мм, які розташовані на деякій відстані одна від одної і включені між собою паралельно (рис. 5.3,*б*). По кожній шині тече половина інтегрального струму, що в сумі дорівнює струму індуктора [186].

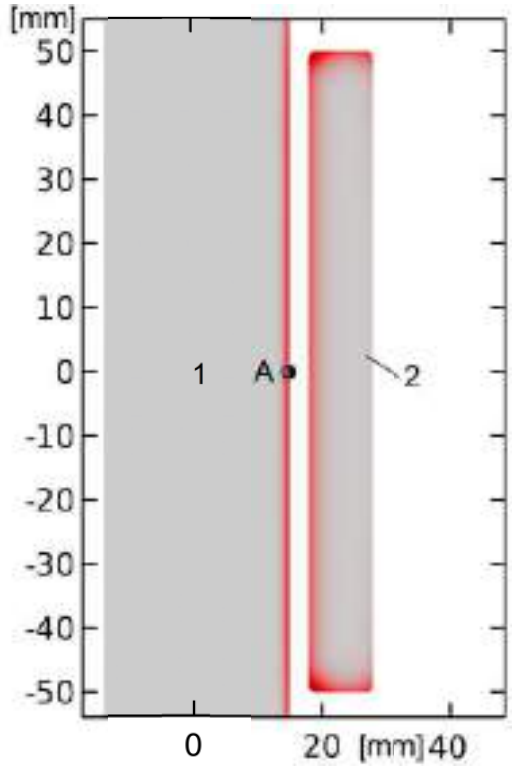
На рис. 5.4,*а* наведено графік розрахункової залежності розподілу щільності струму індукованого на феромагнітній поверхні під шинами. Верхні криві відображують щільність струму при суцільній шині, а решта нижніх кривих відповідають за паралельні шини, при відстані між ними відповідно 10, 20 і 30 мм. Струм в суцільному індукторі – 5,0 кА, а його частота – 2,4 кГц. По кожній з паралельних шин протікає струм 2,5 кА, в сумі також 5,0 кА. На рис. 5.4,*б* представлено часові графіки розрахункових температур в точці А на феромагнітному виробі. Верхні криві відображують температуру при суцільній шині, а решта нижніх кривих відповідають за паралельні шини, з такими ж відстанями між ними. З рис. 5.4,*а* видно, що нижні криві, на відміну від верхньої кривої, мають мінімум та два максимуми, висота яких менша за висоту одного максимуму верхньої кривої. При цьому із збільшенням відстані між шинами щільність струму на поверхні зменшується, а відповідно зменшується і максимальна температура нагріву виробу (рис. 5.4,*б*).

За результатами моделювання встановлено, що розщеплення шини індуктора на частини і рознесення їх на деяку відстань призводить до зменшення нагріву виробу при цьому практично не змінюючи його індуктивність, як у випадку зі збільшенням немагнітного зазору – відстані між індуктором і виробом. За рахунок цієї особливості в більшій мірі відбувалося зниження інтенсивності нагріву за рахунок розщеплення шини індуктора

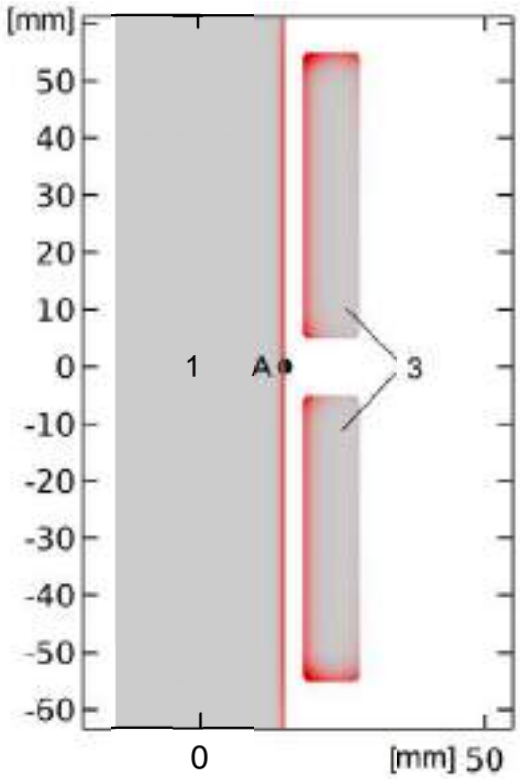
Таблиця 5.3

Розрахункові та масогабаритні параметри індукційної системи «індуктор – рейка»

Рейка Р65	Площа по перерізу, %	Площа по перерізу, $см^2$	Довжина по поверхні, см	Площа нагріву під індуктором по боковій поверхні, $см^2$	Напруженість магнітного поля, А/см	Питома поверхнева потужність, $Вт/см^2$	Глибина проникнення, мм	Маса нагріву, кг	Витрачена потужність, кВт	Зазор між індуктором та поверхнею, мм
Головка	$S_1 = 34{,}11$	$s_1 = 35{,}568$	$L_1 = 18{,}5$	$S_{1Н} = 79{,}12$	$H_1 = 1200$	$p_1 \approx 290$	$\Delta_1 = 1{,}2$	$M_1 = 8{,}375$	$P_1 = 22{,}944$	$l_1 = 8…10$
Шийка	$S_2 = 28{,}52$	$s_2 = 25{,}2228$	$L_2 = 29{,}0$	$S_{2Н} = 124{,}7$	$H_2 = 765{,}5$	$p_2 \approx 145$	$\Delta_2 = 0{,}95$	$M_2 = 5{,}94$	$P_2 = 18{,}081$	$l_2 = 24…28$
Підошва	$S_3 = 37{,}37$	$s_3 = 34{,}2513$	$L_3 = 30{,}0$	$S_{3Н} = 129{,}0$	$H_3 = 740$	$p_3 \approx 130$	$\Delta_3 = 0{,}9$	$M_3 = 8{,}066$	$P_3 = 16{,}77$	$l_3 = 26…32$
Разом	$S = 100$	$s = 82{,}65$	$L = 77{,}5$	$S_Н = 332{,}82$	–	–	–	$M = 22{,}381$	$P = 57{,}775$	–

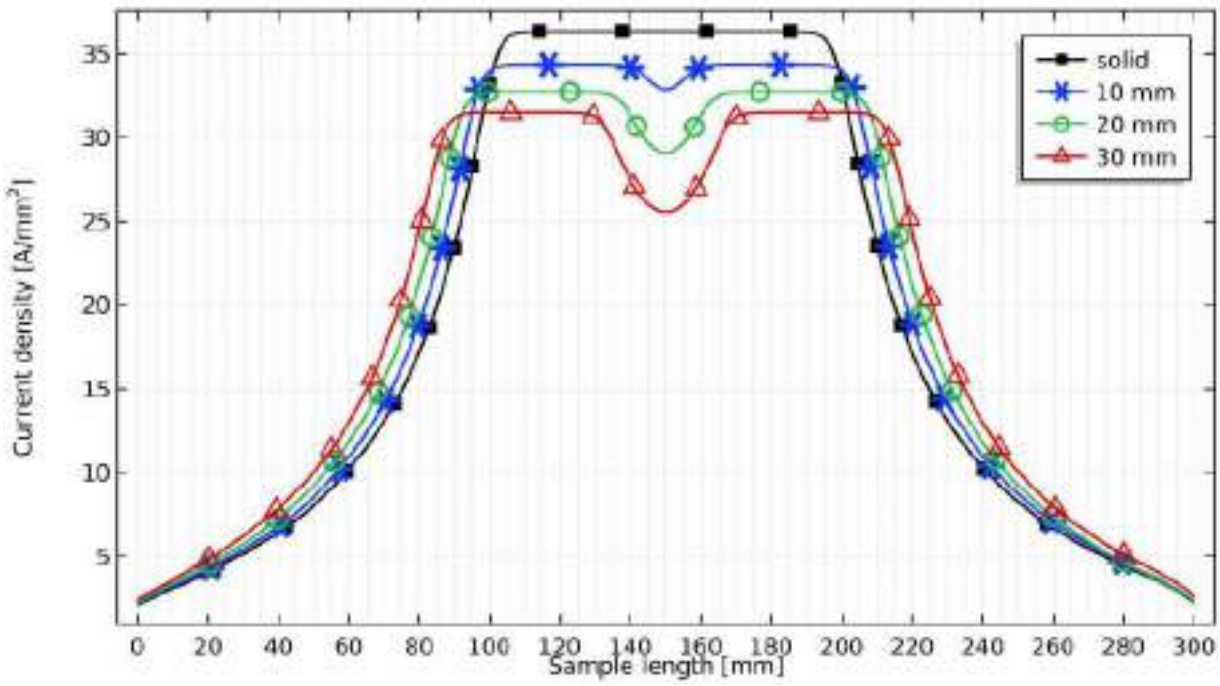


а

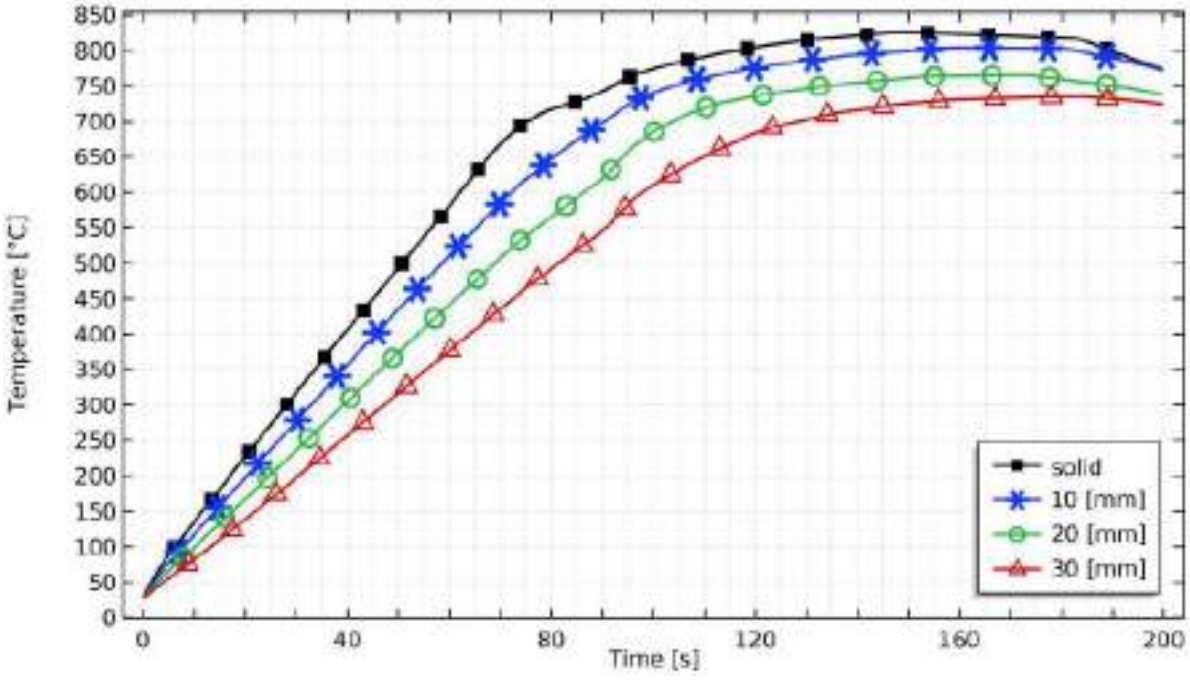


б

Рисунок 5.3 – Індуктор з однією шиною 2 (а), яка розташована над поверхнею феромагнітного сталевого виробу 1 і індуктор з двома однаковими шинами 3 (б).



а



б

Рисунок 5.4 – Розподіл щільності індукованого на феромагнітній поверхні струму (а) під шинами і часові залежності (б) температур в точці А на поверхні феромагнітного виробу.

індуктору для нагріву виробу складного поперечного перерізу – рейки Р65.

на частини і рознесення їх на деяку відстань, що було використано при розробці

Достатньо складною задачею є визначення розповсюдження теплового поля в зварному з'єднанні залізничної рейки в залежності від конструктивних параметрів індуктора. Для адекватного рішення задачі індукційного нагрівання доцільно використовувати моделювання у тривимірній постановці (3D). Хоча такого роду задачі досить ресурсоємні з огляду на складну геометрію системи «індуктор – виріб» та розрахункова сітка якої налічує близько 3,5 млн. кінцевих елементів (за рахунок елементів скін-слою), що потребує значного машинного часу та комп'ютерного обладнання відповідної потужності. Вибір необхідних геометричних параметрів індукційної системи вибирали з попередньо розрахованих при двовимірному моделюванні та використовували як початкові умови розрахунку тривимірної моделі індукційного нагрівання. Розрахункова область дослідної індукційної моделі з конструкцією розщепленого індуктору (Ω_1) залізничної рейки (Ω_2) із зоною зварного з'єднання (Ω_3) та оточуючим середовищем (повітрям) (Ω_4) представлена на рис. 5.5. Розрахунок електромагнітної задачі виконувався за допомогою відповідних рівнянь через векторний магнітний потенціал для провідних областей індуктора і сталевого зразка і не провідної області – навколишнього середовища.

Розрахунок питомої потужності внутрішніх джерел теплоти пов'язує електромагнітну і теплову задачу за допомогою закону Джоуля-Ленца. Вирішення нестаціонарної теплової задачі в часовій області ґрунтувалося на рівнянні Фур'є, що описує розподіл температурного поля в об'єкті, що нагрівається. Фізичні характеристики рейкової сталі К76Ф були задані шляхом введення відповідних інтерполяційних функції для основного металу та металу шву рейки (табл. 3.2). Приймалася умова нелінійної функції магнітної проникності сталі (3.21) від температури і напруженості магнітного поля і втрату магнітних властивостей в досліджуваному зразку при досягненні температури точки фазових перетворень. Подібна методика моделювання описана у

розділі 3.

В ході сумісного рішення електромагнітної та теплової задачі індукційного нагрівання зварного з’єднання отримано графіки зміни температури в контрольних точках та розподілення температурного поля в повздовжньому та поперечному перерізі зварного з'єднання рейки.

На графіку (рис. 5.6) в 10 контрольних точках проводився розрахунок зміни температури в процесі нагрівання видно, що спочатку більш інтенсивне нагрівання відбувається в контрольних точках 7, 1, 8, що відповідає області поверхні кочення головки, пера та підошви рейки. Найменш інтенсивне нагрівання відбувається в контрольних точках 3, 4, 9, що відповідають глибинним шарам головки рейки на відстані від поверхні кочення 18 та 25 мм відповідно. Швидкість нагріву поверхні кочення в магнітному стані зони нагріву склала 7,8 °С/с, поверхні шийки 6,2 °С/с, поверхні підошви та пера відповідно 5,1 °С/с та 12,5 °С/с. Після досягнення точки магнітних перетворень відбувається зниження інтенсивності нагріву. Швидкість нагріву поверхні кочення в немагнітному стані стала 3,6 °С/с, поверхні шийки 3,1 °С/с, поверхні підошви та пера відповідно 1,6 °С/с та 0,6 °С/с. В процесі витримки відбувається вирівнювання температурного поля в поперечному перетині рейки. Так на початку процесу витримки температурний перепад між поверхнею кочення головки рейки та глибинними шарами на відстані 25 мм в глиб головки склав 200 °С, на кінцевій стадії витримки температурний перепад став 70 °С. В підошві рейки на початку процесу витримки температурний перепад між поверхнею підошви та глибинними шарами на відстані 20 мм в глиб склав 130 °С, на кінцевій стадії витримки температурний перепад склав 20 °С. В ході моделювання індукційного нагріву було визначено що у поперечному перерізі зварного з’єднання високовуглецевої рейки Р65 найвища температура нагріву в кінцевій стадії витримки відповідала зоні поверхні кочення та склала 885 °С, найнижча температура нагріву відповідала області пера підошви 790 °С (рис. 5.6).

Загалом середній температурний перепад в поперечному перерізі рейки

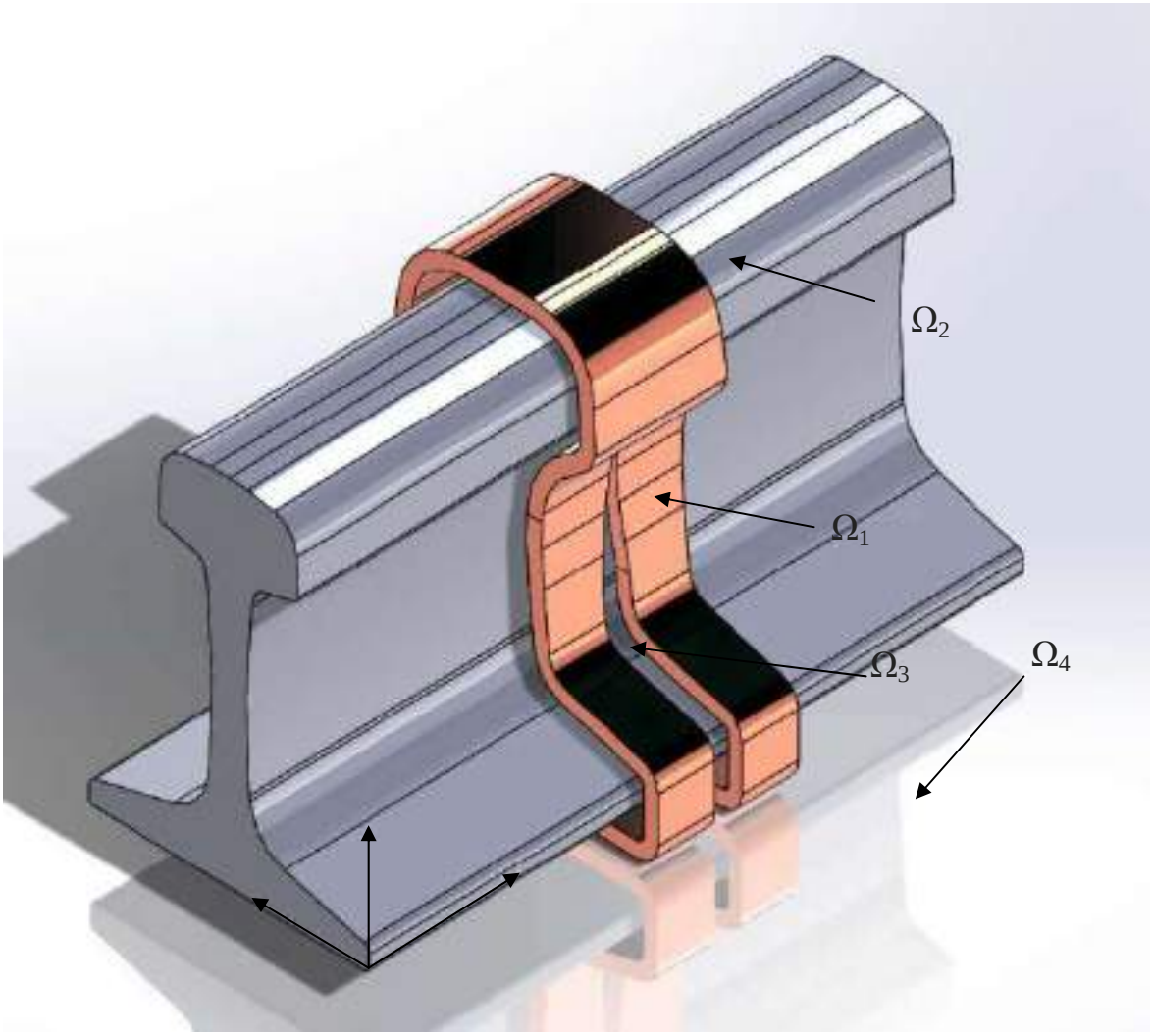


Рисунок 5.5 – Дослідна індукційна модель з розщепленим індуктором.

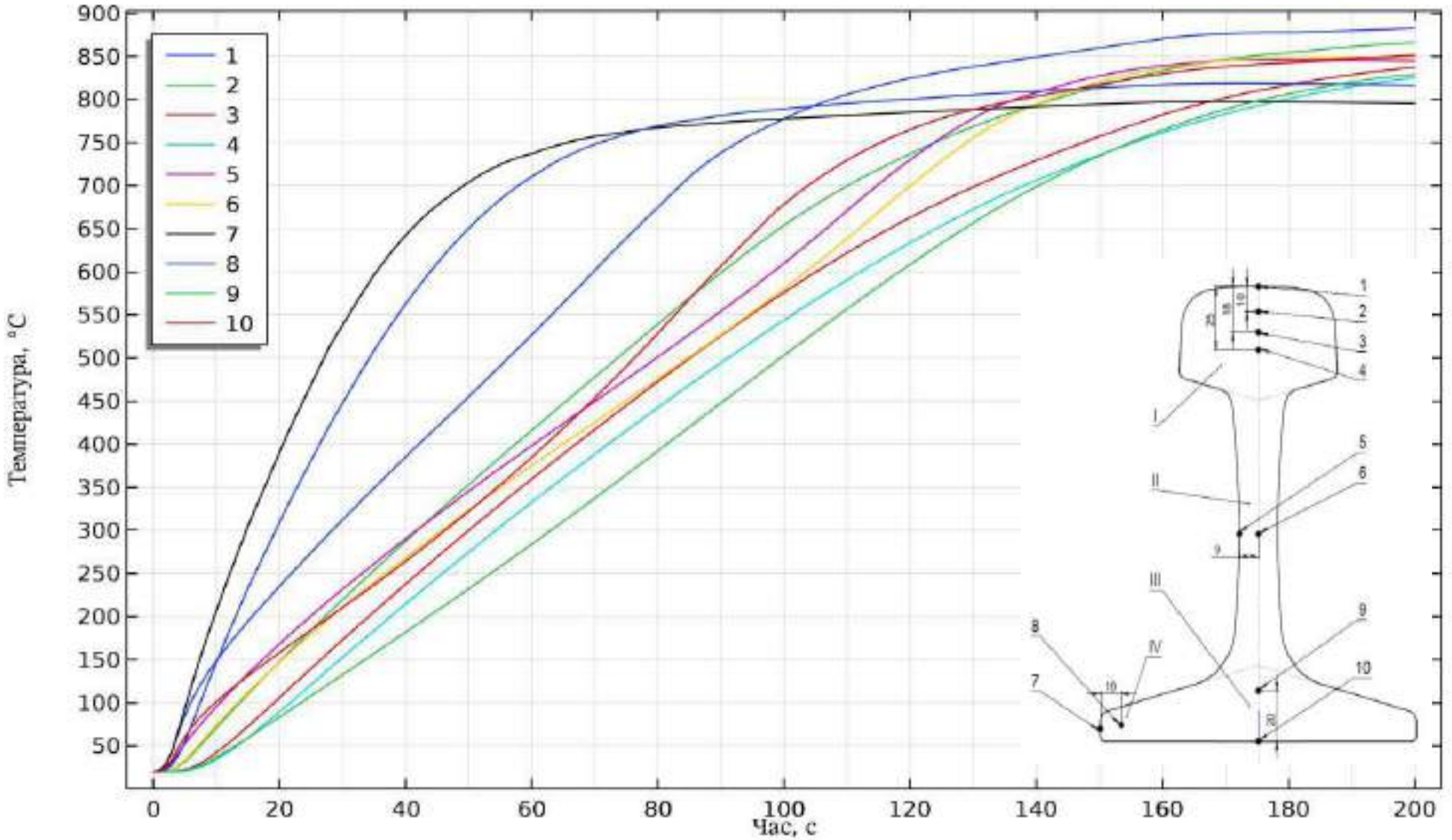
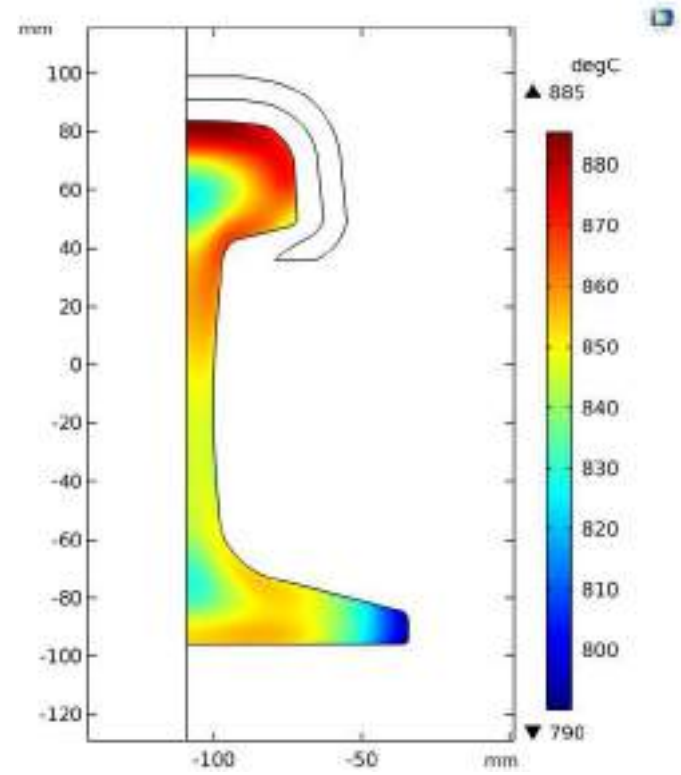


Рисунок 5.6 – Розрахункова зміна температури в часі в контрольних точках у зварному з’єднанні рейки Р65.

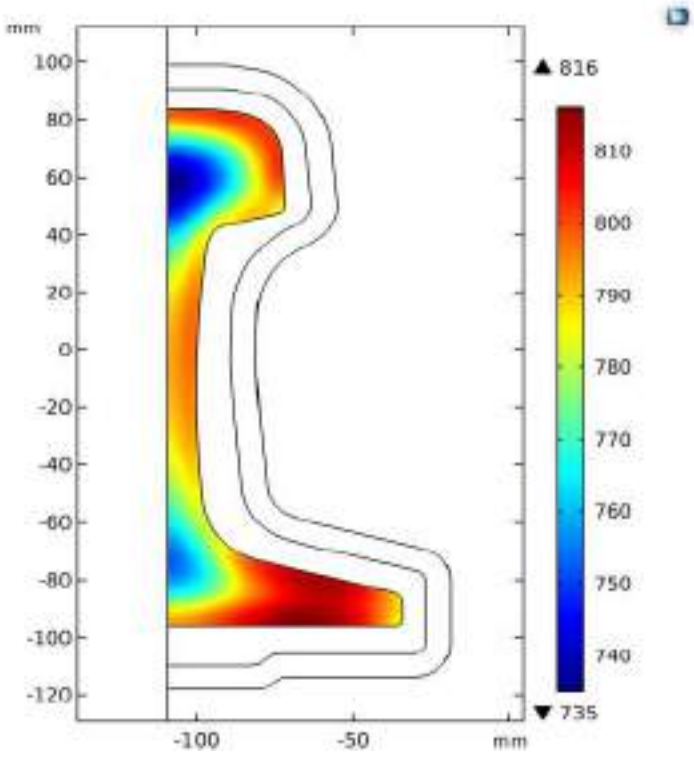
(рис. 5.7) склав 50 °С, що є досить гарним показником рівномірності температурного поля для складних елементів поперечного перерізу та входить в регламентовані допустимі межі технічних стандартів. Розрахункове температурне поле по центру витка індуктора (теоретична вісь поперечного перерізу зміщена відносно центру індуктору на відстань 30 мм) характеризується максимальною температурою нагріву 816 °С на поверхні кочення головки та підошві рейки та мінімальною температурою 735 °С в центрі головки та переходу шийки в підошву.

Розрахункове температурне поле в повздовжньому перерізі зварного з’єднанні рейки в різні моменти часу (рис. 5.8) показує, що найбільша інтенсивність нагріву спостерігається в області поверхні кочення, центру шийки та поверхні підошви. З плином часом, за рахунок теплопровідності, температурне поле вирівнюються та на фінальній стадії забезпечує рівномірний нагрів ЗТВ зварного з'єднання. ЗТВ після індукційної ТО склала ~60 мм на поверхні головки, середині шийки та підошви. У місцях переходу головки в шийку та шийки в підошву ЗТВ склала ~55 мм.

З огляду на поставлену задачу для визначення найефективнішої конструкції індуктору та визначення його параметрів, вирішувалися ряд складних взаємопов’язаних задач, а саме: електромагнітна, теплова та газодинамічна. За результати моделювання встановлено що дана конструкція індуктору з немагнітними зазорами між індуктором і поверхнею рейки в головці 5 мм в шийці та підошві 10…15 мм, з відстанню між розщепленими шинами індуктору на рівні 20 мм, забезпечує необхідне рівномірне температурне поле в зоні зварного з'єднання і структурні перетворення металу шву у всій області та відповідає поставленим вимогам технологічного процесу індукційної ТО зварних з'єднань рейок до конструкції індуктору.

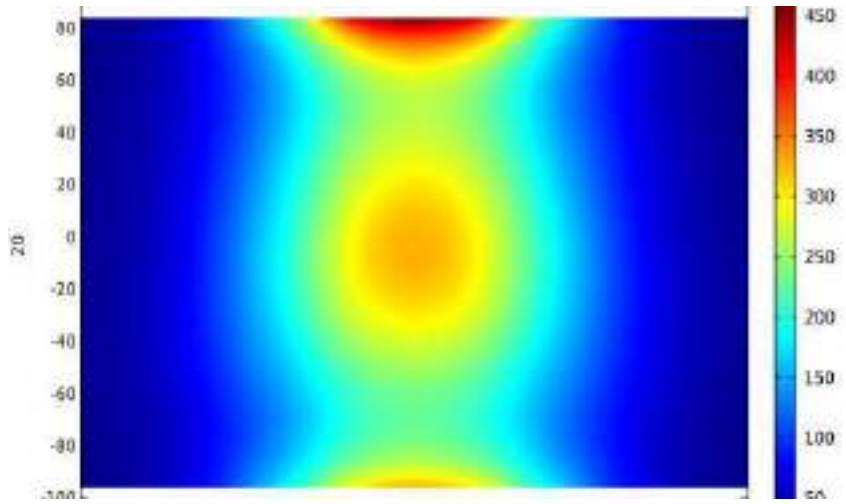


а

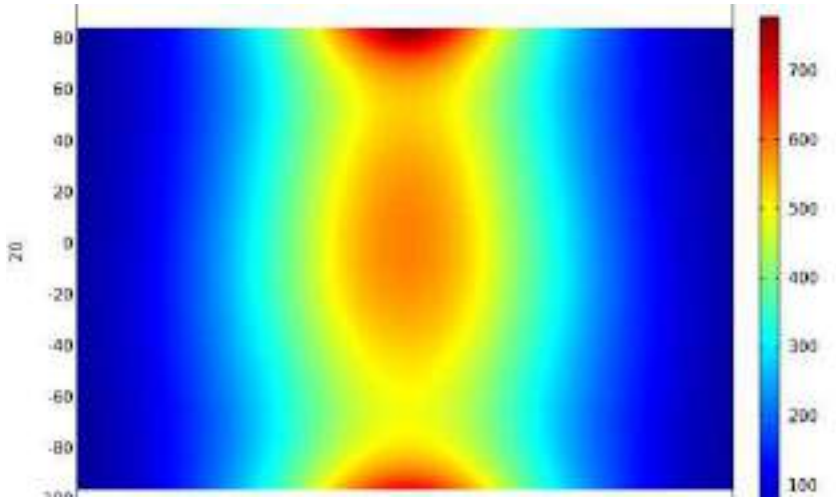


б

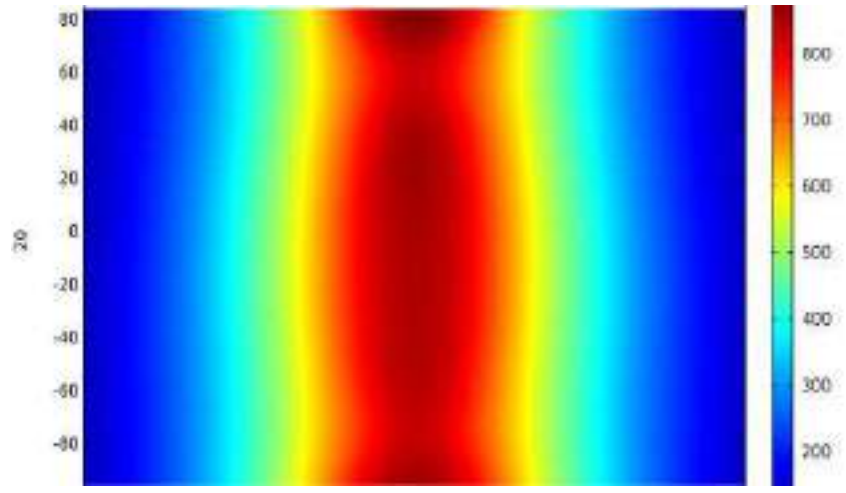
Рисунок 5.7 – Розрахункове температурне поле у поперечному перерізі зварного з’єднанні високовуглецевої рейки Р65: а – по центру індуктора; б – по центру витка індуктора.



а



б



в

Рисунок 5.8 – Розрахункове температурне поле в повздовжньому перерізі зварного з’єднанні високовуглецевої рейки Р65 в різні моменти часу: а – 50 с; б – 150 с; в – 200 с.

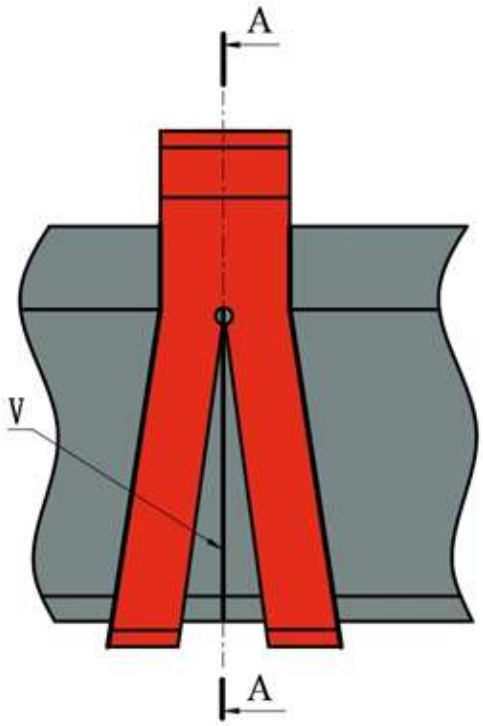
5.3. Експериментальне дослідження дослідної конструкції розробленого індуктора на ефективність нагрівання зварного з'єднання рейки Р65

Дослідний зразок індуктора (рис. 5.9,*а*) та його основні характеристики і геометричні параметри були визначені моделюванням індукційної системи «індуктор – виріб» із урахуванням вимог ТО зварних з'єднань залізничних рейок. Запропонована конструкція роз'ємного розщепленого індуктора в якій задача рівномірного об'ємного нагріву частин рейки вирішена комплексно. Конструкція забезпечує різні відстані між бічними поверхнями рейки і індуктора, але ці відстані зведені до як можна менших проміжків. Індуктор має різну конфігурацію в повздовжньому напрямку рейки і оснащений електричним контактом підвищеної надійності із збільшеною площею поверхонь, що з'єднуються, який винесено за межі робочої зони індуктора (рис. 5.9,*б*).

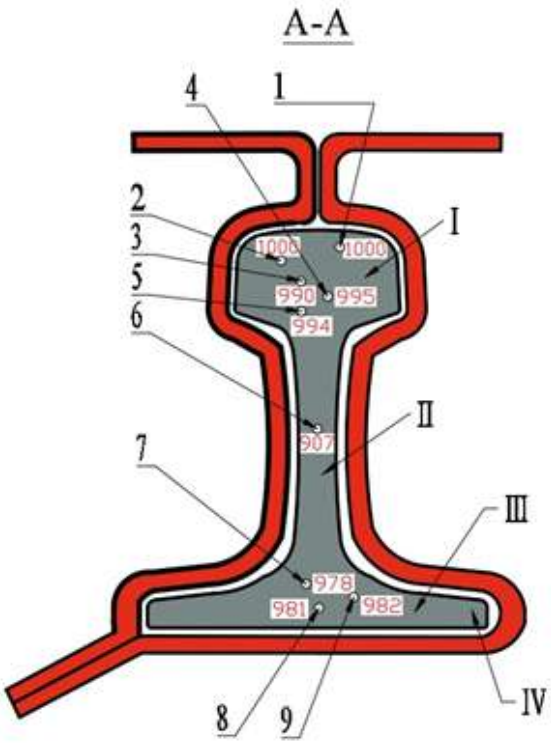
Дана конструкція індуктора дозволяє сконцентровувати магнітні поля у головці рейки, за рахунок суцільного провідника над її поверхнею і невеликому проміжку між провідником і рейкою. Над шийкою і підошвою рейки індуктор розщеплений на дві шини, площа яких зменшується до підошви, зменшуючи площу нагріву під ними. В районі підошви шини віддаляються одна від одної, що дає можливість здійснювати нагрів без перегрівання більш тонких місць підошви – пір'їв – IV (рис. 5,9,*б*). Зазор між провідниками індуктора і рейкою збільшується в сторону від головки до шийки і підошви. Дана конструкція індуктора дозволяє забезпечити об'ємний нагрів з незначним температурним перепадом зварного з'єднання високовуглецевої рейки Р65.

Експерименти із виконання індукційної об'ємної ТО зварного стику залізниної рейки Р65 засвідчили майже одночасний і рівномірний нагрів різних за масою і площею частин – головки і підошви та достатньо близький до них нагрів центра шийки, без її перегріву.

Дослідження роботи розробленого індуктора. Індукційний нагрів зварного стикового з'єднання головки рейки виконувався у вузькій зоні 30 мм по



а



б

Рисунок 5.9 – Конструкція роз’ємного розщепленого індуктора: а – вид збоку; б – вид спереду. Частини рейки: I – головка, II – шийка, III – підошва, IV – перо підошви і V – зварний стик.

обидва боки від лінії з'єднання. Нагрівання рейки відбувалося на лабораторному обладнанні, яке включало в себе: джерело живлення – тиристорний перетворювач частоти ТПЧТ-160/2,4, потужністю 160 кВт, частотою струму 2,4 кГц; узгоджувальний однофазний високочастотний трансформатор ТЗ-800 (трансформатор для загартування); батареї косинусних конденсаторів для компенсації реактивної потужності; дослідний індуктор. Детальний опис лабораторного обладнання представлений у розд. 2.

На рис. 5.10,*а* показано дослідний зразок роз'ємного розщепленого індуктора, а на рис. 5.10,*б* нагрівання ним зварного з'єднання високовуглецевої рейки Р65. Залежності температури у точках 1…9 стику рейки (рис. 5.9,*б*) від часу наведені на рис. 5.11,*а* та в табл. 5.4.

Експериментальні дані індукційного нагріву підтверджують здатність отримання рівномірного температурного поля розробленим індуктором поверхневих шарів головки рейки до температури 1000 °С, навіть вищої за регламентовану температуру ТО металу 870…890 °С, при незначному температурному перепаді в основних робочих ділянках стику рейки. Максимальна температура 1000 °С досягалась за час t_1 = 135 с, який був прийнятий за початок процесу витримки даної температури до t_2 = 215 с і продовжувався Δt = 80 с. Далі індуктор відключався і процес нагрівання зупинявся. Охолодження рейки відбувалося за природних умов.

На рис. 5.11,*б* наведені миттєві значення швидкості нагріву v (°С/с) і охолодження частин рейки в точках 1…9 від часу t: $v(t) = dT/dt$.

Середні значення швидкості зміни температури на інтервалах часу t_a і t_b знаходили по формулі:

$$V = \frac{1}{t_b - t_a} \cdot \int_{t_a}^{t_b} v(t)\,dt\,.$$

Від початку швидкісного нагрівання (рис. 5.11,*а*) до часу t_1 можна спостерігати перегин кривих, коли температура на різних ділянках рейки підвищується з середньою швидкістю V_{mg} = 7,5…11,3 °С/с (табл. 5.4). Потім зростання температури уповільнюється і середня швидкість нагрівання

а

б

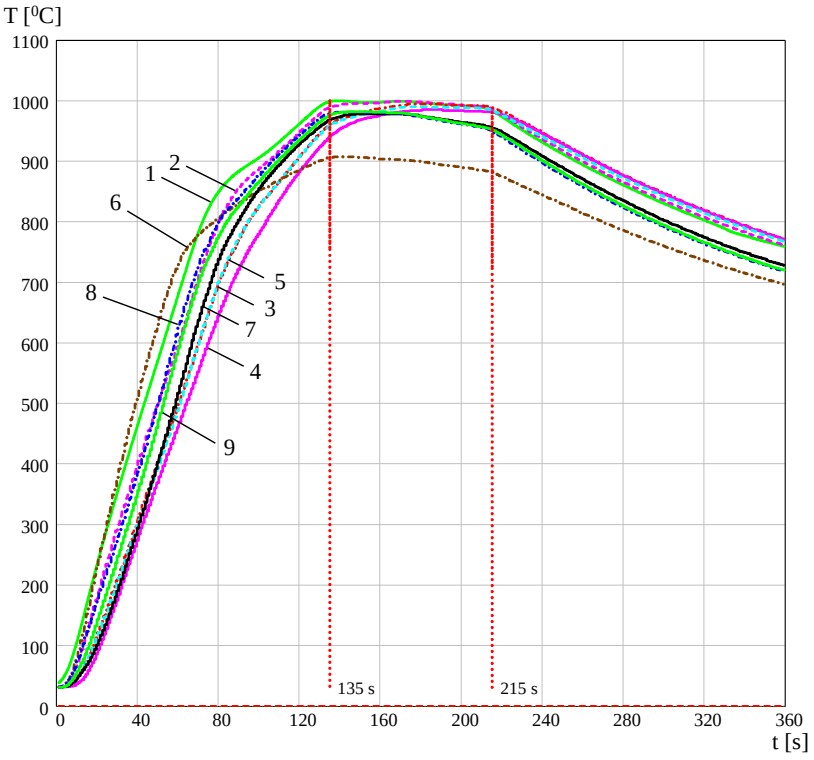
Рис. 5.10. Дослідний роз’ємний розщеплений індуктор (а) і процес об’ємної ТО ним зварного стику залізничної рейки типу Р65.

спадає до $V_{nmg\text{-}t1}$ = 2,2…4,6 °С/с. Різкий підйом температури спостерігається на початку нагрівання, коли метал рейки є феромагнетиком і глибина проникнення магнітного поля у поверхневі шари мінімальна, а щільність вихрових струмів, що нагрівають метал, максимальна. Після перевищення температурою точки Кюрі (точки фазового переходу A_{C3}, для сталі приблизно 770 °С) шари металу по глибині поступово стають немагнітними, глибина проникнення магніт-ного поля в метал під індуктором збільшується, а щільність вихрових струмів в ньому плавно зменшується, що призводить до уповільнення процесу нагрівання і необхідності, зазвичай, додавання потужності джерелом живлення. Цей процес на різних ділянках і об’ємах рейки проходить порізному, в залежності від співвідношення кількості магнітного і немагнітного металу в процесі нагрівання.

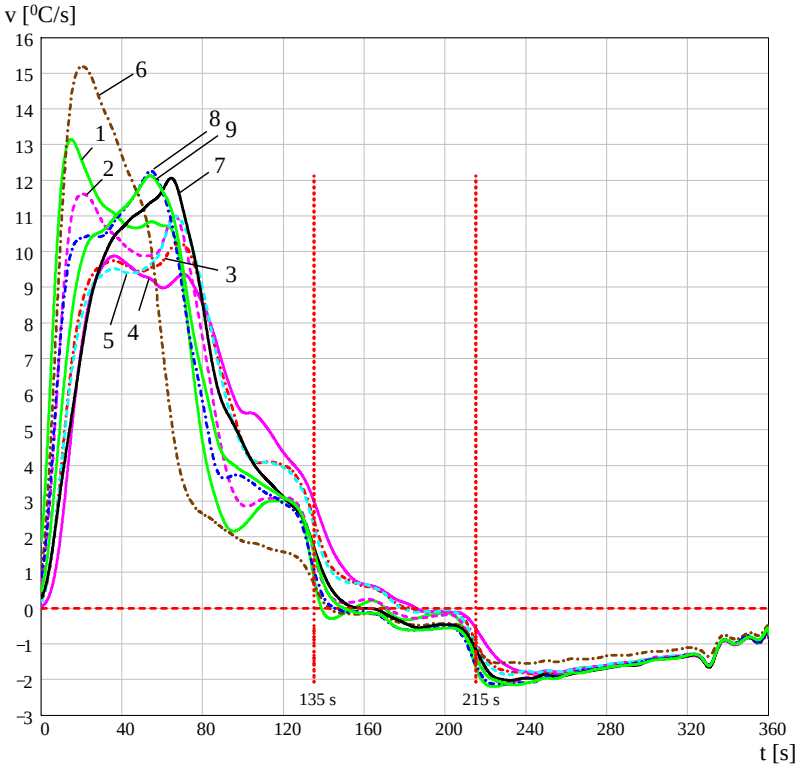
В масивних частинах рейки, таких як головка, підошва і місця переходу шийки в головку і підошву, процес нагріву відбувається плавно із середніми швидкостями V_{mg} = 7,5…10,6 °С/с і $v_{nmg\text{-}t1}$ = 3,0…4,6 °С/с (табл. 5.4), без суттєвих перегинів кривих температур, які на всьому протязі нагрівання розташовані щільно, що є наслідком правильно визначених геометричних форм індуктора.

Шийка рейки має невелику товщину і прогріваються спочатку найшвидше V_{mg} = 11,3 °С/с, але при її прогріві вище точки Кюрі, зростання температури в ній уповільнюється до $V_{nmg\text{-}t1}$ = 2,2 °С/с, оскільки глибина проникнення магнітного поля наближається до її товщини, щільність струму зменшується, як і потужність, що іде на їх нагрів. До того ж на цю ділянку в більший мірі, чим на інші, впливає процес охолодження за рахунок конвекції і випромінювання в зв’язку з більшою площею охолодження на одиницю маси металу.

Швидкість зміни температури в процесі витримки на всіх ділянках рейки дорівнює $V_{\Delta t}$ = 0,02…0,52 °С/с. На протязі витримки різниця між температурами на різних ділянках рейки невелика (табл. 5.4). Так різниця між температурами на початку T_1 і в кінці T_2 інтервалу витримки ΔT = 5…38 °С, між їх максимальними $T_{\max}$ і мінімальними $T_{\min}$ значеннями $\Delta T_{\max\text{-}\min}$ = 8…45°С, а



а



б

Рисунок 5.11 – Температурні залежності в процесі індукційної ТО рейки Р65: а – зміни температури в часі; б – швидкість зміни температури у точках 1…9 (номери термопар (рис. 5.9,*б*) в зварному з'єднанні рейки.

Таблиця 5.4

Температури і швидкості нагрівання в точках 1…9 у зварному з'єднанні рейки Р65 при випробуванні дослідного індуктора

Параметр	Номер термопари									Середнє значення
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	1…9
T_1 (°C) [A]	1000	990	962	943	962	906	970	979	977	965
T_2 (°C) [B]	985	985	984	981	985	882	955	950	951	962
ΔT (°C) [C]	15	5	22	38	23	24	15	29	26	22
T_{max} (°C) [D]	1000	1000	990	995	994	907	978	981	982	981
T_{min} (°C) [E]	985	985	962	943	962	882	955	950	951	953
$\Delta T_{max\text{-}min}$ (°C) [F]	8	8	28	45	27	23	23	30	27	24
$\Delta T_{1000C\text{-}max}$ (°C) [G]	0	0	10	5	6	93	22	19	18	19
$\Delta T_{1000C\text{-}min}$ (°C) [H]	15	15	38	57	38	118	45	50	49	47
$\lvert V_{mg}\rvert$ (°C/c) [I]	10,6	9,1	8,1	7,5	8,1	11,3	8,6	9,3	9,2	9,1
$\lvert V_{nmg\text{-}t1}\rvert$ (°C/c) [J]	3,2	3,0	4,0	4,6	3,9	2,2	3,7	3,2	3,6	3,5
$\lvert V_{\Delta t}\rvert$ (°C/c) [K]	0,19	0,02	0,37	0,52	0,33	0,30	0,15	0,36	0,29	0,28

[A] Температура T_1 на початку процесу витримки, яка досягається за час нагрівання t_1 = 135 с

[B] Температура T_2 по закінченні процесу витримки, яка досягається за час нагрівання t_2 = 215 с

[C] Різниця температур $\Delta T = |T_2 - T_1|$ на границях t_1 і t_2 інтервалу часу витримки $\Delta t = t_2 - t_1$ = 80 с

[D] Максимальна температура T_{max} на інтервалі часу витримки Δt

[E] Мінімальна температура T_{min} на інтервалі часу витримки Δt

[F] Різниця між максимальною і мінімальною температурою $\Delta T_{max\text{-}min} = |T_{max} - T_{min}|$ на інтервалі часу витримки Δt

[G] Різниця температур $\Delta T_{1000C\text{-}max} = |T_{1000C} - T_{max}|$ на інтервалі часу витримки Δt

[H] Різниця температур $\Delta T_{1000C\text{-}min} = |T_{1000C} - T_{min}|$ на інтервалі часу витримки Δt

[I] Середня швидкість зміни температури металу в магнітному стані $|V_{mg}|$

[J] Середня швидкість зміни температури металу при впливі немагнітного стану до початку процесу витримки $|V_{nmg\text{-}t1}|$

[K] Середня швидкість зміни температури металу в процесі витримки $|V_{\Delta t}|$

також між граничною температурою 1000 °С і максимальними і мінімальними значеннями температур $\Delta T_{1000C\text{-}max}$ = 0…93 °С, $\Delta T_{1000C\text{-}min}$ = 15…118 °С.

Проведені дослідження з виконання нагріву зварного з'єднання рейки типу Р65 розробленим індуктором при частоті струму 2,4 кГц показали прийнятні для ТО рейок показники рівномірності і швидкості об’ємного нагріву їх основних ділянок, як на поверхні, так і в глибині рейки у вузькій зоні нагріву 55…60 мм з забезпеченням необхідних рівнів температур. Таким чином, розроблений індуктор забезпечує прийнятні для об’ємного нагріву зварних стиків рейки швидкості нагріву і температури в її основних ділянках.

По результатам проведених досліджень запропоновано принцип розробки індуктора без магнітопроводів і розроблена його конструкція, яка має змінну форму вздовж периметру рейки та відстань від неї, а також часткове розщеплення шини індуктора для розпаралелювання струмів, що забезпечує рівномірний об’ємний нагрів частин рейки. Розщеплення шин індуктора дозволило скоригувати розповсюдження струмів в індукторі і рейці таким чином, щоб уникнути перегріву рейки на її окремих ділянках, без значного збільшення відстані між індуктором і рейкою, а відповідно і без суттєвого збільшення реактивної потужності системи «індуктор – виріб», яка потребує компенсації.

5.4. Відпрацювання режимів дослідної технології індукційної термічної обробки на зварних з’єднаннях високовуглецевих рейок Р65

При виконанні роботи використовували індукційну ТО зварних з'єднань рейок типу Р65 із високовуглецевої киснево-конвертерної заевтектоїдної рейкової сталі К76Ф у відповідності з режимами які одержали при фізичному та математичному моделюванні. Вивчали вплив загартування на метал поверхні кочення головки рейок та дію витримки при заданій температурі, а також виконували дослідження в умовах охолодження на спокійному повітрі. Властивості зварних з’єднань після індукційної ТО порівнювали зі стиками

після зварювання. Відпрацювання технології індукційної ТО відбувалося із застосуванням розробленого розщепленого роз'ємного індуктора. Нагрів зварних з'єднань виконували в режимі стабілізації струму випрямляча ТПЧТ-160/2,4. Процес індукційної ТО зварного з'єднання рейки відпрацьовувався на двох режимах гартування її поверхні кочення, які відрізнялися швидкістю охолодження за рахунок збільшення тиску загартовуючого середовища. Швидкість нагріву та часова витримка була однаковою для двох випадків. В зоні зварного з'єднання розміщувалися термопари у відповідності до методики із розд. 2.

В запропонованому режимі індукційного нагрівання зварного з'єднання рейки Р65 за допомогою дослідного розщепленого індуктора та витримки при заданій температурі забезпечується на першому етапі нагрівання до температури магнітних перетворень середня швидкість нагрівання головки рейки 6,5 °С/с, для шийки – 8,6 °С/с та для підошви –11,2 °С/с. Час етапу нагрівання до точки магнітних перетворень склав близько 120 с. На другому етапі нагрівання при досягненні точки магнітних перетворень середня швидкість нагрівання зменшилася для головки, шийки та підошви до 3,9 °С/с, 2,4 °С/с та 2,7 °С/с відповідно. Температура в кінцевій стадії витримки досягла 880…890 °С. Загальний час нагрівання склав 200 с. При цьому час перебування металу шву вище температури магнітних перетворень становив 80 с. Середня температура по закінченню процесу нагрівання рейки склала 864 °С. Перепад між поверхнею кочення головки рейки і шару на глибині 25 мм склав 34 °С. Середній перепад температури у поперечному перерізі рейки після закінчення стадії витримки становив 68 °С. Дані значення показують ефективність розробленої конструкції розщепленого індуктору, щодо отримання необхідного рівномірного температурного поля у поперечному та повздовжньому перерізі зварного з'єднання високовуглецевої рейки Р65.

В табл. 5.5 наведені температури і швидкості нагрівання зварного з'єднання рейки Р65 в точках 1…10 (рис. 5.9,*б*) в процесі індукційної ТО розробленим розщепленим індуктором, а на рис. 5.12 показані температурні

залежності від часу в цих точках.

Процес індукційної ТО зварного з'єднання рейки Р65 відпрацьовувався на трьох режимах 1 (рис. 5.13), 2 (рис. 5.14) і 3 (рис. 5.15) гартування поверхні кочення рейки які відрізнялися швидкістю охолодження за рахунок збільшення швидкості і тиску загартовуючого середовища (режими 1 і 2) і на спокійному повітрі (режим 3). На рисунках наведені криві зміни в часі температур на поверхні кочення рейки і на глибині 5, 10, 25 мм від поверхні і швидкостей охолодження на глибині 5, 10, 25 мм, де були встановлені термопари. Так, швидкість охолодження металу на глибині 5 мм від поверхні кочення в інтервалі температур 800…500 °С становила 5,3 °С/с в режимі 1. В режимі 2 швидкість охолодження була 8,1 °С/с. Тиск стислого повітря був в межах 0,4…0,6 МПа. На початку примусового охолодження, миттєва швидкість охолодження на глибині 5 мм досягала значень близько 20 °С/с. На глибині 10 мм від поверхні кочення 15 °С/с, на глибині 25 мм – 4 °С/с. Зниження температури в часі проходило досить інтенсивне. Після закінчення примусового охолодження (через 200 с) температура на поверхні кочення знизилася до 300 °С та 270 °С відповідно при першому та другому режимах індукційної ТО. При охолоджені на спокійному повітрі спадання температур відбувалось досить повільно, а швидкості охолодження – незначні.

5.5. Дослідження технології індукційної термічної обробки зварних з'єднаннях високовуглецевих рейок Р65

Металографічні дослідження структури металу зварних з'єднань проводили на поздовжніх зразках. Поверхня зразків для дослідження співпадала з поздовжньою віссю симетрії рейки. Вона включала ЗТВ та основний метал рейок, що примикав до ЗТВ. Досліджували метал в зоні головки рейки на глибині 5 мм від поверхні кочення та на глибині 25 мм від неї, по центру шийки на відстані 90 мм від поверхні кочення, в підошві на відстані 10…20 мм від основи підошви.Основний метал рейок на глибині 5 мм від поверхні

Таблиця 5.5

Температури і швидкості нагрівання зварного з'єднання рейки Р65 в точках 1…10 в процесі індукційної ТО

Параметр	Номери термопар										Середнє значення
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
	Головка				Шийка		Підошва				
T_1 [°C]	863	813	746	731	817	824	747	818	801	801	796
T_2 [°C]	889	875	851	855	848	866	815	848	901	893	864
ΔT [°C]	26	62	105	124	34	42	68	30	100	92	68
V_{mg} [°C/s]	7.1	6.6	6.1	5.9	8.7	8.5	16	14	7.9	6.9	8.7
V_{nmg} [°C/s]	4.2	4.3	3.7	3.6	2.1	2.8	1.2	0.9	3.9	5.1	3.2
$V_{\Delta t}$ [°C/s]	0.45	0.98	1.8	0.9	0.49	0.72	0.48	0.51	1.2	1.8	0.9

T_1 – температура на початку процесу витримки, t_1 = 130 с

T_2 – температура по закінченні процесу витримки, t_2 = 200с

ΔT – різниця температур інтервалу часу витримки Δt =70 с

V_{mg} – середня швидкість зміни температури металу в магнітному стані

V_{nmg} – середня швидкість зміни температури металу при впливі немагнітного стану до початку процесу витримки

$V_{\Delta t}$ – середня швидкість зміни температури металу в процесі витримки

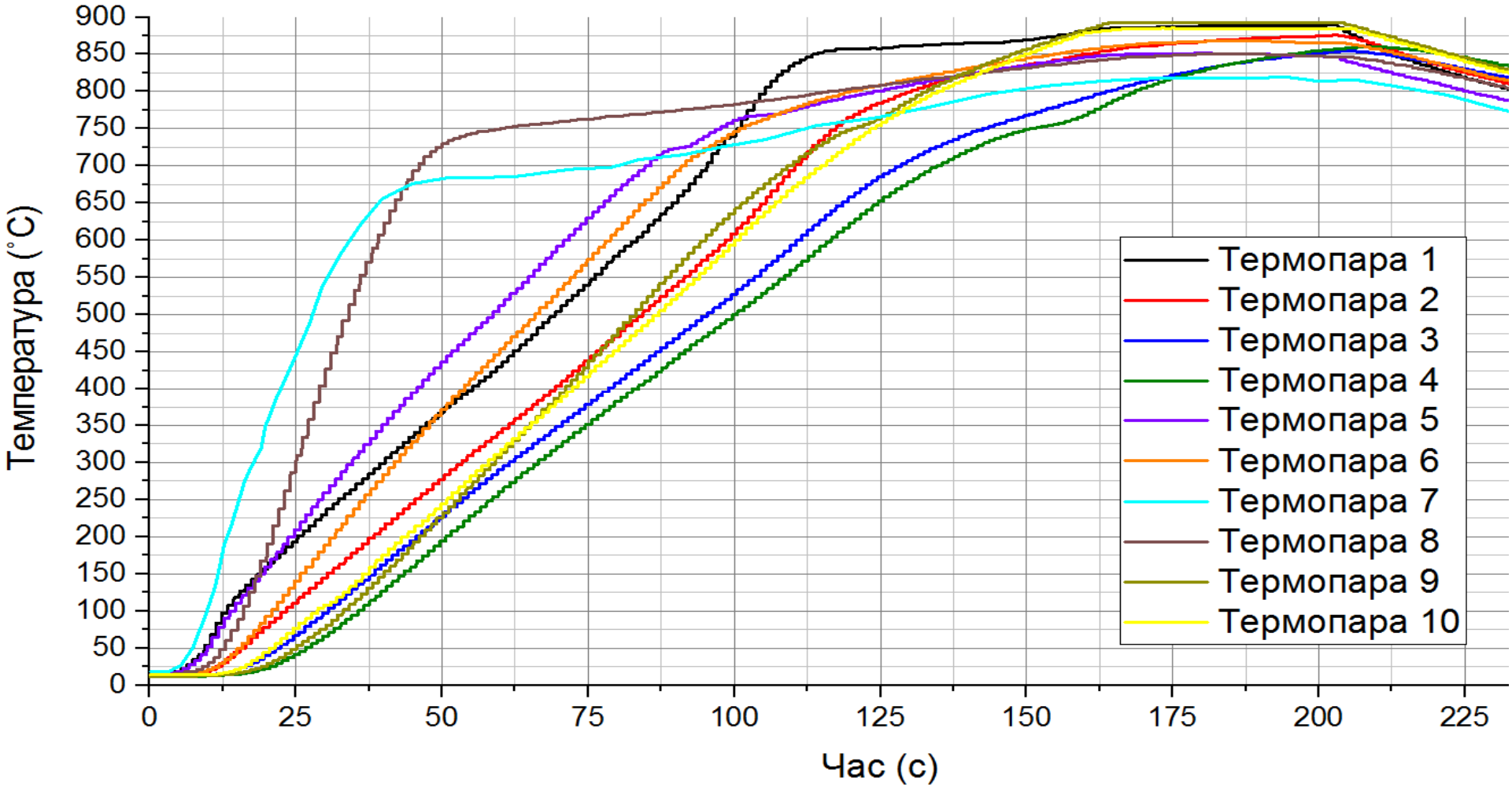
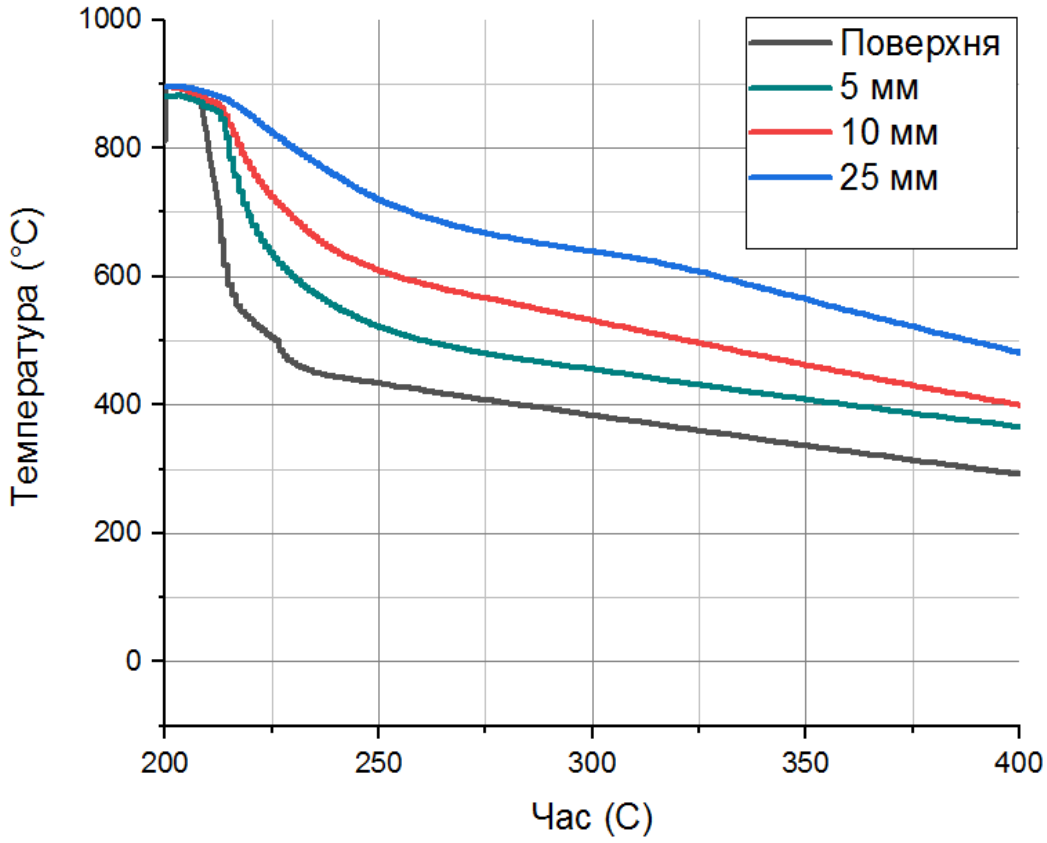
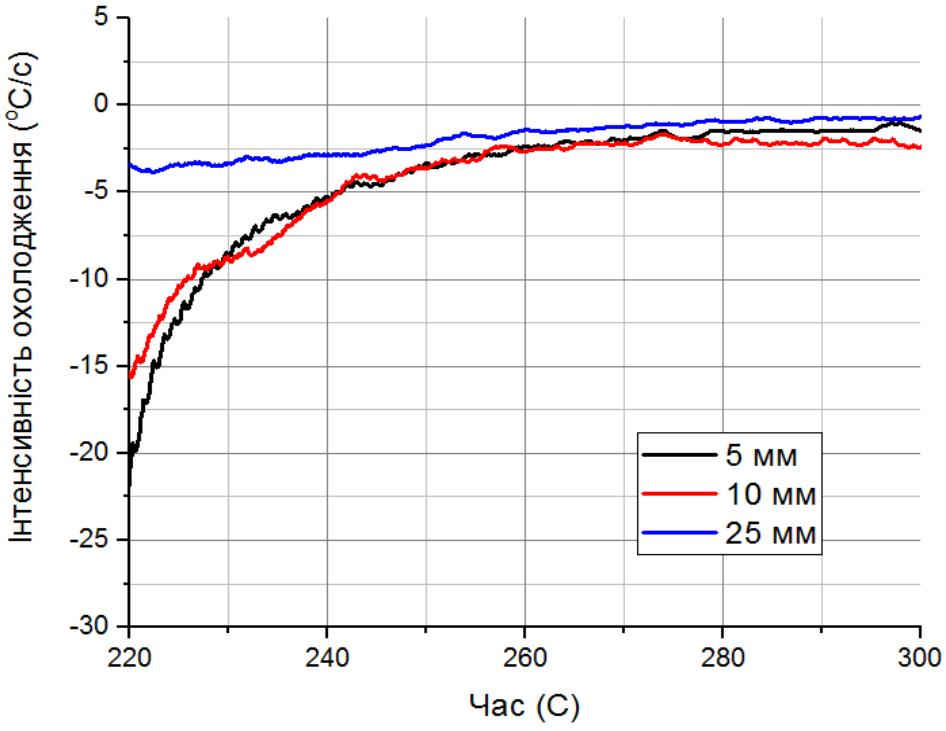


Рисунок 5.12 – Залежності температури від часу в точках поперечного перерізі зварного з'єднання залізничної рейки типу Р65 в процесі індукційної ТО розщепленим індуктором.

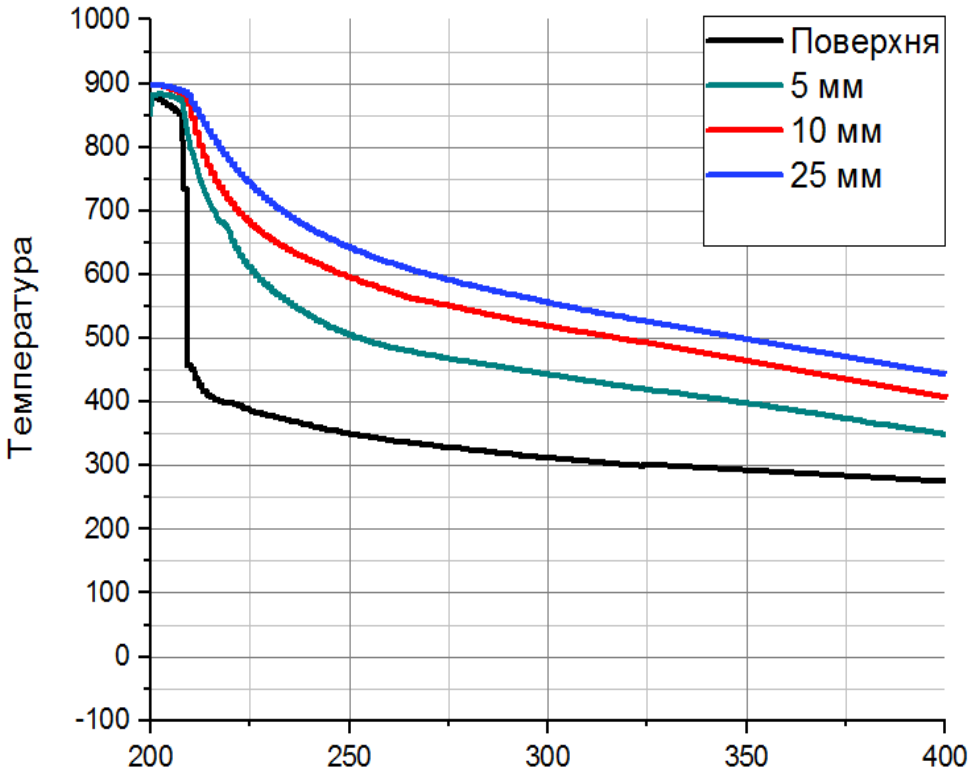


а

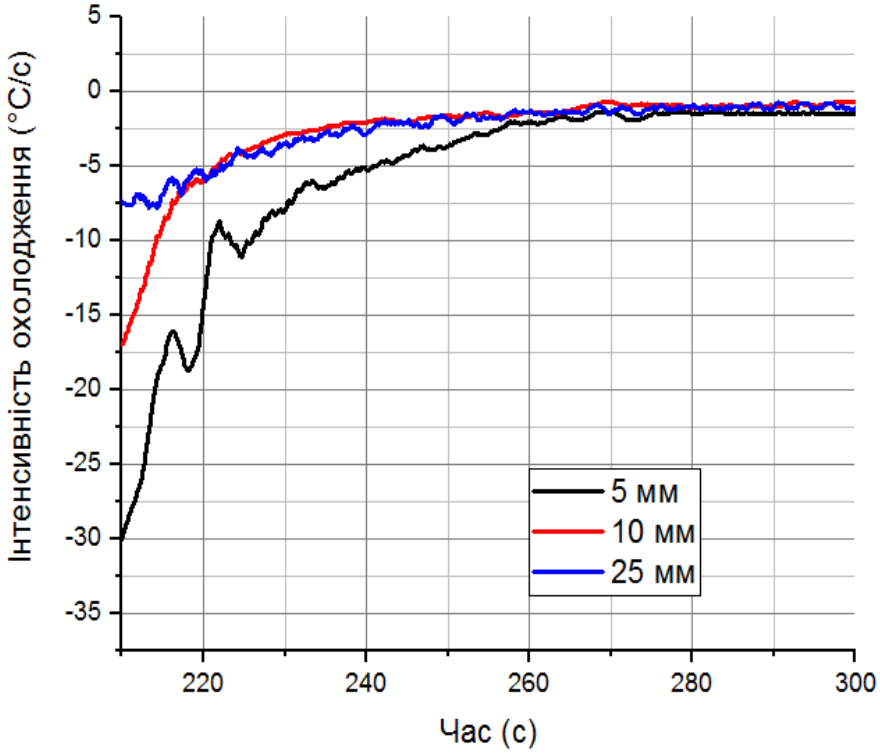


б

Рисунок 5.13 – Зміна температури (а) і швидкості охолодження (б) в зоні зварного з'єднання головки рейки в процесі гартування режим 1

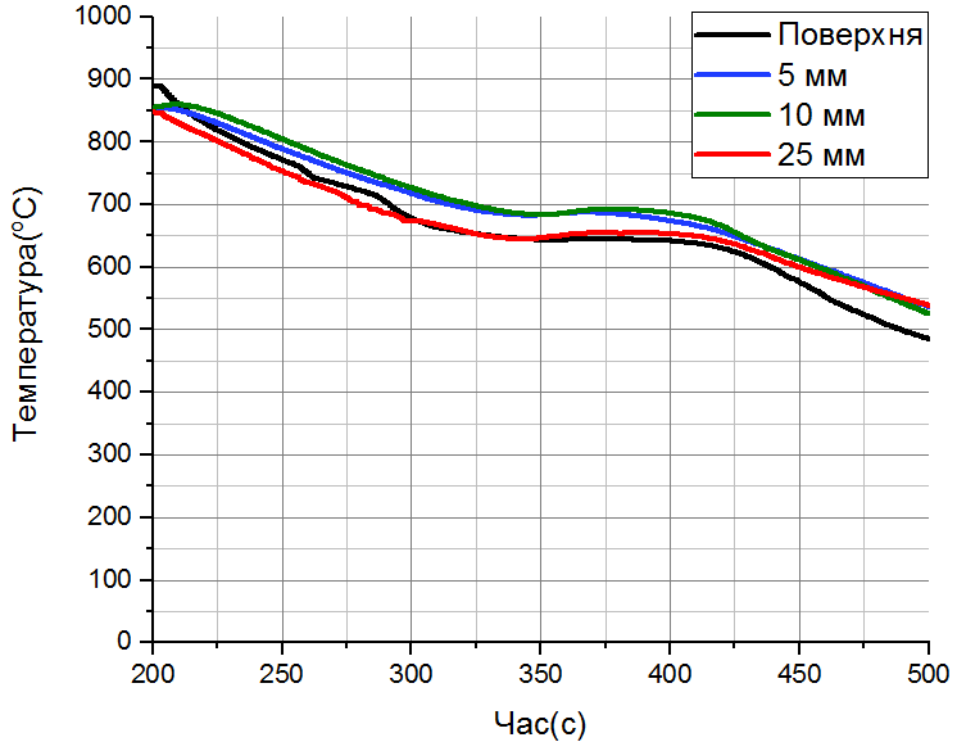


а

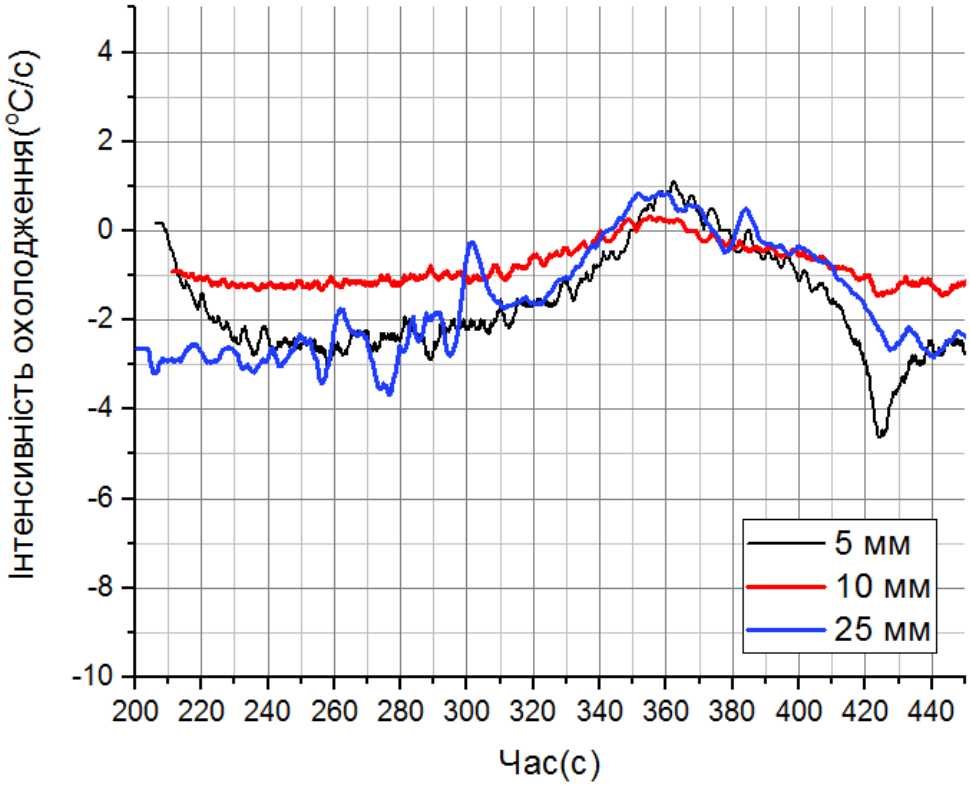


б

Рисунок 5.14 – Зміна температури (а) і швидкості охолодження (б) в зоні зварного з'єднання головки рейки в процесі гартування режим 2.



а



б

Рисунок 5.15 – Зміна температури (а) і швидкості охолодження (б) в зоні зварного з'єднання головки рейки гартування режим 3.

кочення мав сорбітно-перлітну структуру. Треба відмітити, що основний метал досліджуваних рейок відрізнявся структурою на глибині 25 мм від поверхні кочення. Основний метал рейок мав явну неоднорідність та крупну структуру, до складу якої входили ділянки перліту та сорбіту. Бал зерна основного металу стиків склав 8-9. На глибині 25 мм від поверхні кочення, тобто поза зоною загартування, бал зерна був 5-6. В зварних з'єднаннях після зварювання, бал зерна по лінії з'єднання в усіх елементах рейки досить великий, на рівні 2-3. На відстані 5 мм від лінії з'єднання, зерно дещо подрібнилося та було у межах 4-5 балу. У зоні знеміцнення, на відстані 18…20 мм від лінії з'єднання, спостерігалося значне подрібнення зерна з балом 6-7.

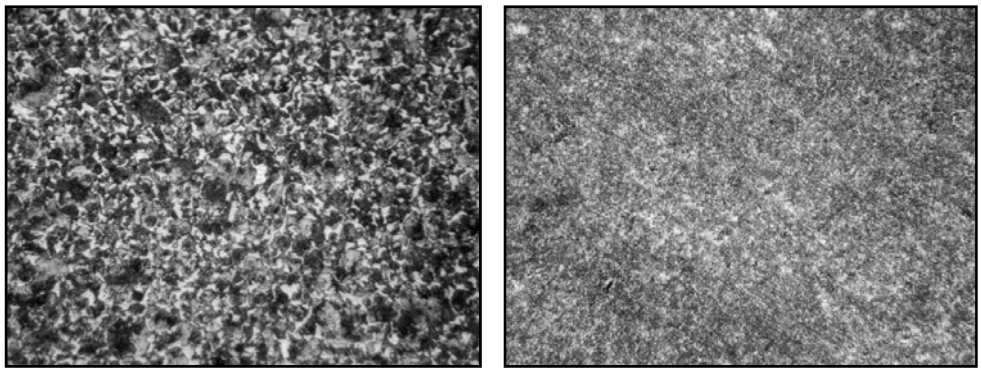
В зварних з'єднаннях після індукційної ТО без примусового охолодження, бал зерна збільшився в головці рейки в порівнянні із зварними з'єднаннями після зварювання. Зокрема, по лінії з'єднання він збільшився від 2-3 до 7-9, в зоні на відстані 5 мм від лінії з'єднання – від 4-5 до 7-9. В зоні знеміцнення, яка після індукційної ТО змістилась на відстань близько 28 мм від лінії з'єднання, бал зерна збільшився від 6-7 до 9-10. Дослідження мікроструктури металу в головці на глибині 5 мм від поверхні кочення зварних з'єднаннь показало, що лінія з'єднання складається з сорбіту та доевтектоїдного фериту, в інших зонах спостерігається сорбітна структура (рис. 5.16). В зоні знеміцнення структура метала дрібнодисперсна.

В зварних з'єднаннях після індукційної ТО з примусовим охолодженням (режими 1 і 2) бал зерна по лінії з'єднання на глибині 5 мм від поверхні кочення збільшився до 10. В зоні знеміцнення на глибині 5 мм від поверхні кочення бал зерна збільшився до 10-11. Мікроструктура металу зварних з'єднань рейок Р65 в головці на глибині 5 мм від поверхні кочення після режимів індукційної ТО приведені на рис. 5.17. Дослідження мікроструктури металу в головці на глибині 5 мм від поверхні кочення зварних з'єднань показало, що лінія з'єднання представляє собою сорбіту структуру з вузькими окантовками фериту по межах зерна та в інших зонах спостерігається сорбітна структура.

ЗТВ після індукційної ТО становила 58…60 мм для двох режимів гарту-

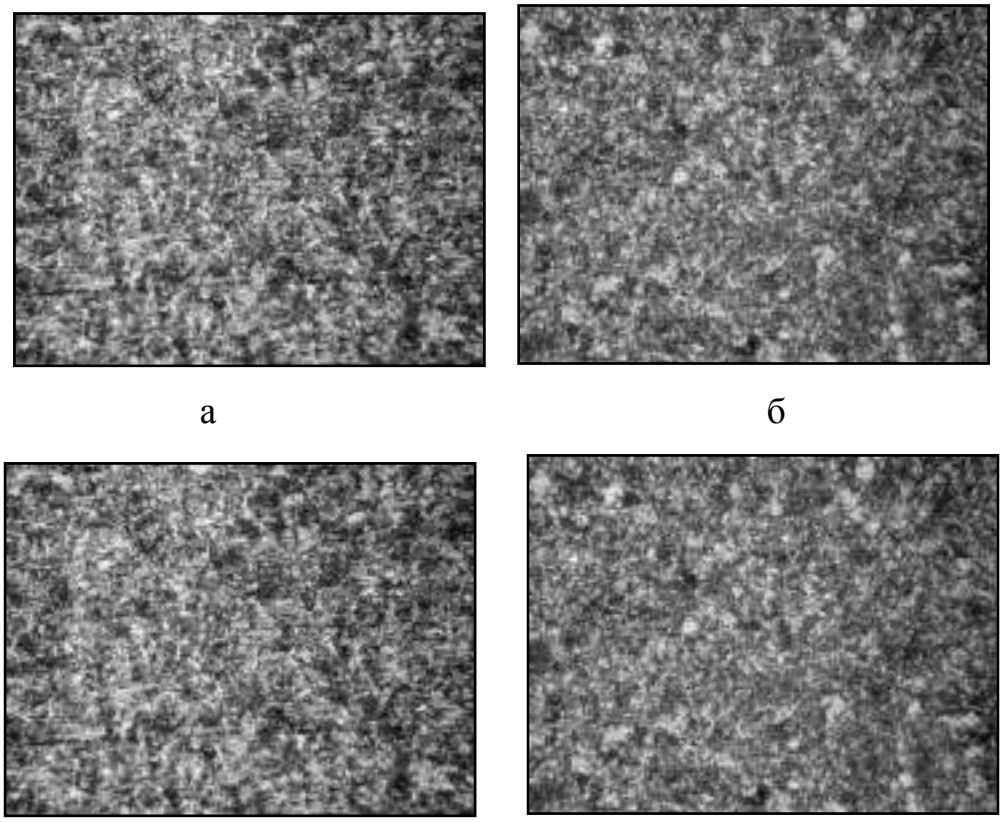
вання на глибині 5 мм від поверхні кочення головки, в центрі шийки та ближче до основи підошви. Ширина ЗТВ в місцях переходу головки в шийку та шийки в підошву становила 52 мм. Розподіл твердості металу по ширині ЗТВ мав зони пониженої твердості. Це зневуглецьована смуга по лінії з'єднання та зони зміцнення по обидва боки від лінії з'єднання. Після індукційної ТО зварних з'єднань рейок Р65 у зонах зміцнення відбулося підвищення твердості до основного металу рейки, але з'явилися нові зони зміцнення які знаходилися на відстані 28…30 мм від лінії з'єднання. На рис. 5.18 приведені залежності розподілу твердості HRC по ширині ЗТВ в зварних стиках рейок Р65 після зварювання, та після індукційної ТО. З графіку видно, що зона зміцнення на глибині 5 мм від поверхні кочення головки після зварювання знаходиться на відстані 20 мм від лінії з'єднання. Після індукційної ТО зона зміцнення зміщується в бік від лінії з'єднання на відстань близько 30 мм, тобто ЗТВ збільшилась на 10 мм на сторону. 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. Твердість в зонах зміцнення після зварювання склала 25 HRC. Після відпрацювання режимів індукційної ТО зварних з'єднань в утворених зонах зміцнення твердість знаходилась на рівні 28 та 30 HRC відповідно для режимів гартування 1 і 2. В зоні від лінії з'єднання до зони зміцнення твердість металу підвищилася в середньому до 34...37 HRC. В зоні загартування (5 мм від поверхні катання), основний метал мав твердість HRC 37. Дослідження розподілу твердості металу ЗТВ по глибині головки стиків рейок Р65 при різних умовах охолодження поверхні катання показали, що основний метал рейки на глибинах 5 мм та 25 мм мав твердість відповідно HRC 38 та HRC 31. Після індукційної ТО зварного з'єднання при температурі близько 880 °С, охолодження поверхні кочення головки при режимі 1 призвело до зміни твердості металу по глибині головки від HRC 37 до HRC 28. При 2 режимі охолодження твердість змінилася від HRC 38 до HRC 32.

Аналіз показників відхилення твердості металу по ширині зварного з'єднання високовуглецевої залізничної рейки від твердості основного металу



а б

Рисунок 5.16 – Мікроструктура в зварних з'єднаннях металу головки на глибині 5 мм від поверхні кочення після індукційної ТО без примусового охолодження: (а) – лінія з’єднання; (б) – зона зневіцнення.



а б

в г

Рисунок 5.17 – Структура металу зварних з'єднань рейок Р65 на глибині 5 мм від поверхні кочення після індукційної ТО з примусовим охолодженням: (а) – режим 1, лінія з’єднання; (б) – режим 1, зона зневіцнення; (в) – режим 2, лінія з’єднання; (г) – режим 2 зона зневіцнення.

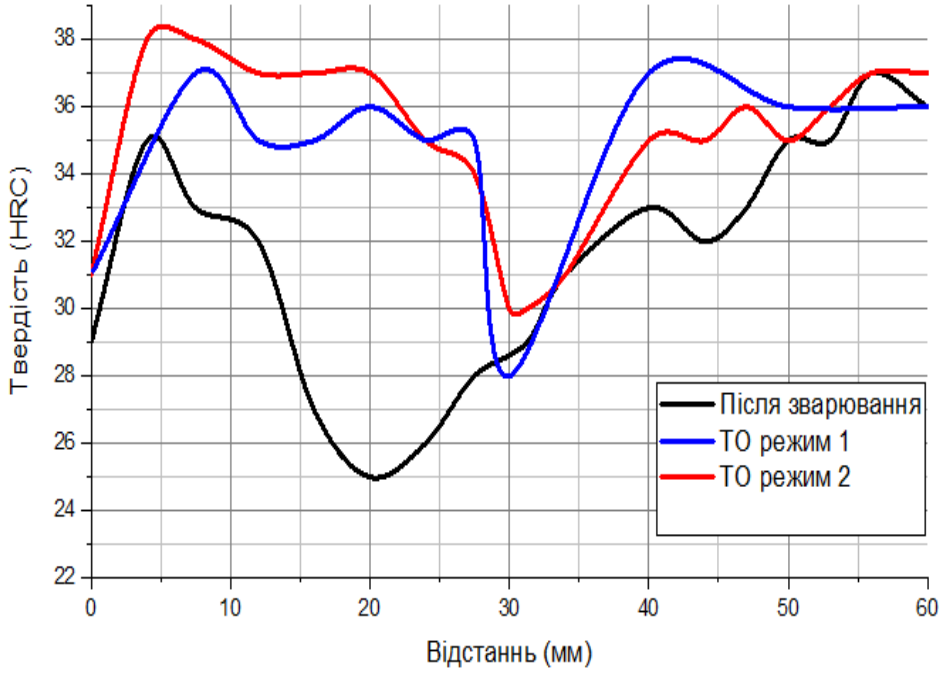


Рисунок 5.18 – Розподіл твердості металу по ширині ЗТВ після зварювання та після індукційної ТО в головці на глибині 5 мм від поверхні кочення.

рейок показав, що застосування режиму індукційної ТО та збільшення швидкості охолодження в стадії гартування сприяло підвищенню твердості в головці рейок по ширині ЗТВ від лінії з'єднання до зони високого відпуску (рис. 5.19) [188].

Так при застосуванні режиму 1 індукційної ТО відхилення твердості в зоні лінії сплавлення на глибині 5 мм від поверхні кочення головки рейки знизилося до 14% в порівнянні з 20% після зварювання, та при другому режимі охолодження зниження твердості зменшилося до 12%. В зоні знеміцнення при першому режимі індукційної ТО відхилення твердості знизилося до 23% в порівнянні з 31% після зварювання, та після другого режиму відхилення зменшилося до 17%.

Одержані результати свідчать, що процес індукційної ТО зварних з'єднань високовуглецевих рейок типу Р65 із сталі К76Ф за розробленою технологією та використанням розробленого обладнання впливає на твердість металу наступним чином:

– твердість металу на поверхні кочення головки рейок по ширині ЗТВ від лінії з’єднання до зони знеміцнення наблизилася до рівня основного металу. Твердість металу по лінії з’єднання підвищилася;

– твердість металу по ширині ЗТВ збільшилася, але в зонах знеміцнення твердість залишилась нижчою в порівнянні з основним металом рейки, але зменшилося відхилення твердості металу лінії з’єднання від рівня твердості основного металу рейки;

– технологія загартування поверхні катання головки рейки, що застосовані в процесі індукційної ТО дозволили зменшити відхилення твердості металу по глибині головки зварних стиків рейок від рівня твердості основного металу рейок;

Для визначення конструктивної міцності зварних з’єднань термозміцнених рейок типу Р65 після індукційної ТО (режим 2) проводили механічні випробування. Випробування на статичний вигин виконували на пресі гідравлічному спеціальному ПГ–500 (див. рис. 5.20). Схему навантаження зображено на рисунку 5.21. Прес призначений для випробування на міцність зварних стиків рейок всіх типів методом статичного вигину зразків до їх руйнування з автоматичною реєстрацією величин руйнівного зусилля та деформації (стріли вигину). Швидкість навантаження складала 0,1 – 0,2 мм/с.

Випробування на статичний вигин показали наступні результати: стріла вигину 41 – 43 мм, руйнівне зусилля 2200 – 2270 кН (табл. 5.6), руйнування зварних зєднаннь не відбувалось.

Отримані результати відповідають вимогам ТУ У 27.1-40081293-002:2016 [189], на рис. 5.22 представлено результати механіх досліджень.

Базуючись на даних дослідженнях та беручи до увари результати фізичного та математичного моделювання можливо визначити рекомендований режим індукційної ТО зварних з’єднань рейок Р65.

Процес індукційної ТО зварних з’єднань рейок Р65 із сталі К76Ф на розробленому обладнанні доцільно виконувати в режимі с табілізації струму випрямляча ТПЧТ. Електричні параметри обладнання дозволили підвищити

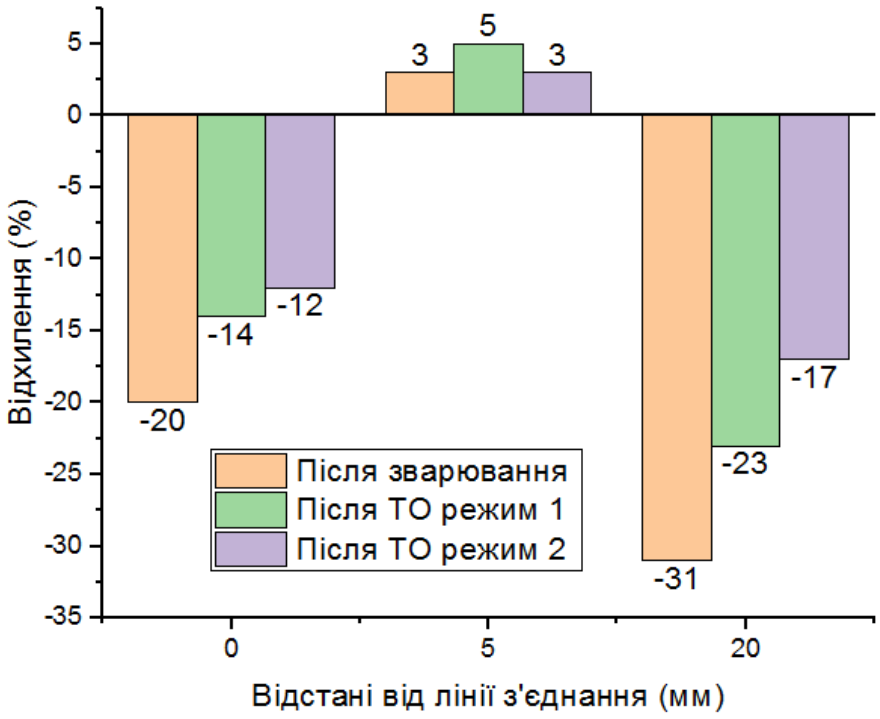


Рисунок 5.19 – Відхилення твердості HRC по ширині ЗТВ зварного з’єднання головки рейки Р65 в головці, від твердості основного метала

Рисунок 5.20 – Прес гідравлічний спеціальний ПГ-500.

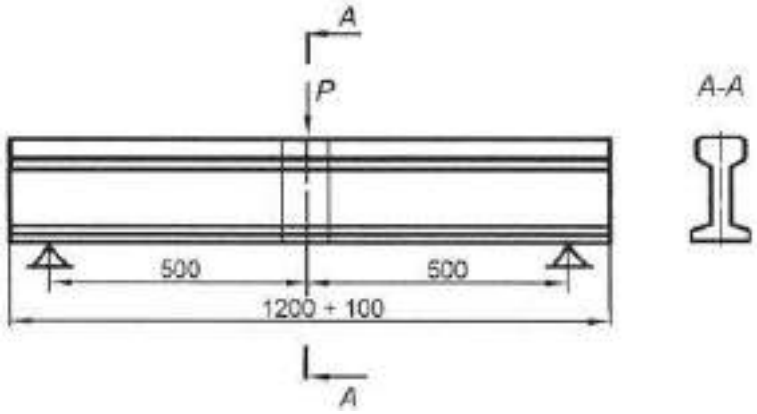


Рисунок 5.21 – Схема навантаження зварних зразків.

Таблиця 5.6

Результати механічних випробувань зварних з’єднань залізничних рейок зі марки сталі К76Ф після проведення термічної обробки (профіль Р65)

Номер зразка	Руйнівне зусилля, кН	Стріла вигину, мм
1	2200	45
2	2270	49
3	2250	48
4	2230	48
5	2210	46

Рисунок 5.22 – Результати механічних досліджень зварних зєднань рейок Р65 після індукційної ТО.

напругу інвертора ТПЧТ в «холодному режимі» нагріву до 380 В та струму випрямляча ТПЧТ до 225 А. При цьому час нагріву до температури 880 °С на поверхні кочення головки досягав 170…200 с, перепад температури між поверхнею кочення головки та шару на глибині 25 мм від цієї поверхні становив 34 °С. При загартуванні поверхні кочення головки протягом 200…210 с забезпечувалося охолодження металу на глибині 25 мм від поверхні до температури 450 °С. Загальний час індукційної ТО, як технологічної операції, дорівнював 400…450 с при виконанні індукційної ТО з температури 20…30 °С. При виконанні процесу з використанням післязварювального тепла, коли початкова температура стиків дорівнювала 250 °С, скорочувався час нагріву та загальний час технологічного процесу індукційної ТО.

Основні параметри рекомендованого режиму ТО зварних стиків рейок Р65 із сталі К76Ф приведені в табл. 5.7.

Після виконання ТО на рекомендованому режимі в структурі металу на глибині 5 мм від поверхні катання присутні ділянки сорбіту та трооститу Структура дрібнозерниста, бал зерна 8. Метал по лінії з’єднання мав рівномірне зерно по типу сорбіту з балом зерна 10. На відстані 10 мм від лінії з’єднання – середня та неоднорідна структура по типу сорбіту з ділянками трооститу. Бал зерна 7-8. В зоні знеміцнення на відстані 28…30 мм від лінії з’єднання – дрібнодисперсний сорбіт з ділянками трооститу, рівномірне зерно з балом 10.

Таблиця 5.7

Параметри рекомендованого режиму ТО зварному з'єднанні рейок Р65 із сталі К76Ф

№	Найменування параметру	Значення
	Електричні параметри	
1	Частота струму, кГц	2,0
2	Напруга випрямляча джерела живлення, В	340
3	Струм випрямляча джерела живлення, А	200
4	Напруга інвертора джерела живлення при температурі зварного з'єднання 20 °С, В	430
5	Напруга інвертора джерела живлення при температурі зварного з'єднання 880 °С, В	480
6	Споживана потужність джерела живлення, кВт	68
7	Ємність узгоджувальних конденсаторів, мкФ	56
8	Тиск в системі подачі стислого повітря, МПа	0,5…0,8
9	Загальні витрати охолоджувальної рідини, л/хв	30
	Технологічні параметри	
10	Температура аустенізації, ˚С	880
11	Час нагріву зварного з'єднання до температури 880 °С, с	200
12	Час стадії витримки, с	70
13	Середня швидкість нагріву головки рейки до 750 °С, °С/с	6,5
14	Середня Швидкість нагріву головки рейки від 750 °С – 880 °С, °С/с	3,2
15	Середня різниця температур в кінцевій стадії нагріву, °С	68
16	Температурний градієнт між поверхнею кочення головки рейки та шару на глибині 25 м	34
17	Швидкість охолодження на глибині 5 мм головки рейки в діапазоні 800 °С – 500 °С, °С/с	8–12
18	Час стадії гартування, с	200…240
19	Загальний час технологічного процесу ТО, с	400…440

Висновки по розділу 5

1. Розроблена математична модель для тривимірного моделювання процесу індукційного нагріву зварного з’єднання залізничної рейки типу Р65 конструкцією розщепленого індуктора. За результатами моделювання визначено розподіл температурного поля при частоті струму 2 кГц та силі струму індуктору 4 кА в зварному з’єднанні залізничної рейки, та встановлено максимальний температурний перепад в головці рейки, який склав 70 °С.

2. За рахунок математичного моделювання відпрацьовані технологічні прийоми які було використані при створенні індукційного обладнання для термічної обробки зварних з'єднань складної форми та на базі яких розроблена конструкція дослідного зразка роз’ємного розщепленого індуктора для індукційної термічної обробки зварного з’єднання залізничних рейок. Встановлено що при відстані 20 мм між паралельними шинами індуктору не відбувається перегріву складових елементів рейки – шийки та підошви.

3. Проведені експерименти та отримані діаграми температур нагріву при виконанні індукційної термічної обробки розщепленим індуктором зварного з’єднання рейок типу Р-65 у вузькій зоні 58…60 мм по обидва боки від поперечного перерізу шва показує рівномірність нагріву по перерізу зварного з’єднання рейки з температурним перепадом між поверхнею кочення головки та глибиною 25 мм на рівні 36 °С, що підтверджують хорошу збіжність з математичним моделюванням, величина похибки склала близько 8%.

4. Рівномірність температурного поля дозволяє підвищити якість виконання індукційної термічної обробки. Рівномірність поля у поперечному перерізу шву є одним із засобів забезпечення підвищення рівноміцності з’єднань за рахунок рівномірного і одночасного отримання заданої структури і властивостей металу при виконанні індукційної термічної обробки.

5. При виконанні термічної обробки зварних з’єднань рейок типу Р65 в режимі стабілізації струму випрямляча ТПЧТ, час нагрівання зварних з’єднань від температури 20 °С до 890 °С становить 200 с, загальний час термічної обро-

бки, як технологічної операції, не перевищує 450 с, робочий тиск в системі подачі повітря 0,5 МПа.

6. Запропоновані режими індукційної термічної обробки зварних з’єднань на базі фізичного та математичного моделювання дозволяють підвищити структурну однорідність металу шву та зони термічного впливу в залізничній рейці, підвищити якість металу шляхом наближення його структури і властивостей до основного металу рейки. Після індукційної термічної обробки ширина зони термічного впливу збільшилася до 58…60 мм. В зоні зварного з’єднання відмічається подрібнення структури сорбіту до 11 балу, твердість металу по ширині зони термічного впливу перевищила твердість основного металу, особливо в головці рейок, зменшилося відхилення твердості у зварному з’єднанні до 12% і 17% від рівня основного металу відповідно для зони лінії з’єднання та зони знеміцнення.

7. За результатами випробування на статичний вигин показано, що застосування індукційної ТО забезпечує міцносні характеристики зварних з’єднань термозміцнених рейок типу Р65 у відповідностіь вимогам ТУ У 27.1-40081293-002:2016

8. Визначені і рекомендовані технологічні параметри процесу індукційної термічної обробки зварних з’єднань рейок типу Р65, які дозволяють підвищити структурну однорідність та твердість в зоні загартування головки до рівня основного металу рейок. Рекомендована швидкість нагріву склала 7°С/с, температура нагріву 880…890 °С, час витримки 70 с, швидкість охолодження – 8…12 °С/с. до температур 430…370 °С, при яких не відбувається утворення гартівних структур та підвищуються механічні властивості зварного з'єднання.

9. Показано, що удосконалення технології та режимів керованої індукційної термічної обробки зварних з'єднань високовуглецевих залізничних рейок дозволяє вирішити важливу науково-технічну проблему – підвищити однорідність структури та механічні властивості зварного з'єднання отриманого методом контактно стикового зварювання і наблизити їх до основного металу рейки.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

1. Вперше запропоновано 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 контактно стиковим зварюванням.

2. Встановлено, що зменшення вмісту вуглецю у металі зварного з'єднання залізничної рейки зі сталі К76Ф до 0,71% зміщує температуру початку Ac_1 та кінця Ac_3 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 Ar_3 і Ar_1 на стадії охолодження з 620 і 550 °С до 650 і 600 °С відповідно.

3 Встановлено, що при термічній обробці контактно стикового зварного з'єднання рейкової сталі К76Ф критичні швидкості охолодження металу шву, при яких спостерігається формування мартенситної структури при охолоджені за експонентним законом складають за усередненим значенням 16 °С/с в інтервалі температур 800…500 °С та 10 °С/с при охолоджені 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 контактно стикового зварного з'єднання 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 збільшені швидкості частково перетворюєть-

ся на глобулярну та пластинчату 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 збільшені швидкості вище 16 °С/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 ˚С, температура нагріву 880...900 °С, час витримки 70 с, швидкість охолодження в межах 8…12 °С/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 °С.

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 ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Альбрехт В. Г., Виноградов Н. П., Зверев Н. Б. Бесстыковой путь. Москва: Транспорт, 2000. 408 с.
2. Гетьманова М. Е., Гриншпон А. С., Сухов А. В. Влияние неоднородности структуры и неметаллических включений на вязкость разрушения колесной стали. *Сталь*. 2007. № 9. С. 96–99.
3. Генкин И. З. Сварные рельсы и стрелочные переводы. Москва: Интекст, 2003. 93 с.
4. Медовар Л. Б., Стовпченко Г. О., Полішко Г. О., Сибір А. В., Коломієць Д. В., Костецьки Ю. В. Іноваційні рішення проблеми організації виробництва рейок найвищого гатунку в Україні. *Наука та інновації.* 2019. № 15(6). С. 37—48. DOI: https://doi.org/10.15407/scin15.06.037.
5. Кучук-Яценко С.И., Кривенко В.Г., Дидковский А.В., Швец Ю.В., Харченко А.К., Левчук А.Н. Технология и новое поколение оборудования для контактной стыковой сварки высокопрочных рельсов современного производства при строительстве и реконструкции скоростных железнодорожных магістралей. *Автоматическая сварка*. 2012. № 6. С. 32–40.
6. Кучук-Яценко С.И., Дидковский А.В., Швец В.И., Руденко П.М., Антипин Е.В. Контактная стыковая сварка высокопрочных рельсов современного производства. *Автоматическая сварка*. 2016. №5-6. С. 7–16.
7. Ткаченко В. Динамічна взаємодія рухомого складу і колії на лініях швидкісного руху суміщеного з вантажним : монографія / В. Ткаченко, С. Сапронова, Н. Брайковська, В. Твердомед. Вінниця : ГО «Європейська наукова платформа», 2021. 240 с.
8. Рейхарт, В. А. Можно ли узнать соответствуют рельсы конкретным условиям или нет. *Путь и путевое хозяйство.* 1994. №8. С. 10–11.
9. Girsch G., Heyder R. Advanced pearlitic and bainitic high strength rails promise to improve rolling contact fatigue resistance // Proceeding of the 7 International Heavy Haul Conference, Bisbane, 2008. P. 467-475.

10. Moser A., Pointner P. Head-Hardened Rails Produced from Rolling Heat. *Transportation research record*. 2006. №3. P. 70-75.

11. Громов В. Е., Волков К. В., Иванов Ю. Ф., Морозов К. В., Алсараева К. В., Коновалов С. В. Формирование структуры, фазового состава и дефектной субструктуры в объемно и дифференцированно закаленных рельсах. *Успехи физики металлов*. 2014. Т. 15. № 1. С. 1–33.

12. Морозов К. В. Формирование тонкой структуры рельсов при объемной и дифференцированной закалке : дис. … на канд. тех. наук: 01.04.07. Новокузнецк, 2015. 180 с.

13. Тушинский Л. И ., Батаев А. А., Тихомирова Л. Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. Новосибирск : Наука, 1993. 280 с.

14. Счастливцев В. М., Мирзаев Д. А., Яковлева И. Л. Перлит в углеродистых сталях. Екатеринбург : УрО РАН, 2006. 312 с.

15. Морозов К. В., Громов В. Е., Иванов Ю.Ф., Глезер А. М., Батаев В. А. Анализ структурно-фазовых состояний в рельсах, подвергнутых объемной и дифференцированной закалке. *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2015. № 4. С. 22–26.

16. Полевой Е. В. Разработка ресурсосберегающей технологии дифференцированной термической обработки длинномерных железнодорожных рельсов : дис. … канд. тех. наук : 05.16.01. Новокузнецк, 2018. 129 с.

17. Шур Е.А. Влияние структуры на эксплуатационную стойкость рельсов // Влияние свойств металлической матрицы на эксплуатационную стойкость рельсов: материалы II Всерос. Науч.-техн. семинара (Екатеринбург, 16–17 мая, 2006 г.). Екатеринбург. 2006. С. 37–64

18. Головин Г.Ф., Замятин М.М. Высокочастотная термическая обработка: Вопросы металловедения и технологии. – Л.: Машиностроение, 1990. – 239с.

19. Сталинский Д.В., Рудюк А.С., Сапожков В.Е., Нестеров Д.К. Совершенствование технологи закалки рельсов с нагревами токами высокой частоты. *Металургическая и горнорудная промишленность*. 2008. №5. С. 107–113

20. Ильиных А., Галай М., Сидоров Э. Исследование сварных соединений рельсов после механической обработки при различной послесварочной температуре. Обработка металлов. 2017 № 3(76) С. 28–34. DOI:https://doi.org/10.17212/1994-6309-2017-3-28-34

21. Хлыст С. В., Кузьмиченко В. М., Резанов В. А., Борц А. И., Шур Е. А. Перспективная технология производства рельсов для высокоскоростного и тяжеловесного движения. *Вестник ВНИИЖТ*. 2013. № 6. С. 14–19.

22. Шур, Е. А. Перспективные требования Российских железных дорог к рель сам. *Железнодорожный транспорт*. 2008. № 2. С. 41–45.

23. Шур Е. А. Структурные основы термической обработки рельсов // Термическая обработка металлов : сборник докладов. Москва: Металлургия, 1974. С. 36–38.

24. Полевой Е. В., Добужская А. Б., Темлянцев М. В. Сравнительный анализ микроструктуры и свойств дифференцированно и объемно термоупрочненных рельсов. *Вестник Сибирского Государственного индустриального университета*. 2016. № 2. С. 18–22.

25. Абдурашитов А. Ю. О разработке рельса типа Р65 с улучшенным профилем // Улучшение качества и русловий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений : сборник научных докладов по материалам заседания некоммерческого партнерства «Рельсовая комиссия», Новокузнецк, 26–28 октября 2010 г. Екатеринбург, 2011. С. 144–159.

26. Штайгер М.Г., Балановский А.Е. Анализ технологий для сварки высокопрочных рельсов с позиции структурообразования при строительстве и реконструкции скоростных железнодорожных магистралей. Часть 1 // Вестник Иркутского государственного технического университета. 2018. Т. 22. № 6. С. 48–74. DOI: https://10.21285/1814-3520-2018-6-48-74.

27. Костин В. А. Математические описание углеродного эквивалента как критерия оценки свариваемости сталей. *Автоматическая сварка*. 2012. № 8. С. 12–17.

28. Козырев Н.А., Усольцев А.А., Шевченко Р.А., Крюков Р.Е., Шишкин П.Е. Современные методы сварки рельсов нового поколения// Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 10. С. 785-791.
29. Porcaro, R. R., Faria G. L., Godefroid L. B., Apolonio G. R., Candido L. C. & Pinto E. S. Microstructure and mechanical properties of a flash butt welded pearlitic rail. *Journal of Materials Processing Technology*. 2019. No 270. P. 20-27. DOI: https://doi:10.1016/j.jmatprotec.2019.02.013
30. Жадан Г. И. Оценка мероприятий по совершенствованию бесстыкового пути с позиции ресурсосберижения // *Збірник наукових праць ДонІЗТ*. Донецьк, 2012. №32. С. 263-268.
31. Ермаков В. М. Штайгер М. Г., Янович О. А. Электронный паспорт рельса. *Путь и путевое хозяйство*. 2016. № 4. С. 13–17.
32. Генкин И. З. Термическая обработка стыков рельсов на индукционных установках. *Автоматическая сварка*. 2003. № 9. С. 41-44.
33. Saita K.,Karimine K., Ueda M., Iwano K., Yamomato T., Hiroguchi K. Trends in Rail Welding Technologies and Our Future Approach // Nippon steel & sumitomo metal technical report. 2013. No. 105. P. 84-92.
34. Андреева Л. А., Федин В. М., Башлыков А. В., Фимкин А. И., Резанов В. А. Термическое упрочнение сварных стыков рельсов на промышленном транспорте. *Промышленный транспорт XXI век*. 2013. № 1. С. 19–20.
35. Zaayman L. Continuous welded rail using mobile flash butt welding. *Civil Engineering*. 2007. № 5. P 62-65.
36. Manual for Flash Butt Welding of Rails // Ministry of railways of India January. URL: https://ecr.indianrailways.gov.in/uploads/files/1603955302124-Manual%20for%20Flash%20Butt%20Welding%20of%20Rails.pdf (дата звернення 06.08.2018).
37. Girsch G., Keichel J.,Gehrmann R., Zlatnik A., Frank N. Advanced rail steels for Heavy Haul application – track performance and weld ability Integrated Project (IP) //Thematic Priority 6: Project No. 5 Sustainable Development, Global Change and Ecosystems.

38. Pointner P., Joerg A. Jaiswal J. Definitive guidelines on the use of different rail grades.*Innovative track system*. 2015 No. 3. P. 41-42.

39. Jilabi Abdul. Welding of Rail Steels //A thesis submitted to the University of Manchester for the degree of PhD in the Faculty of Engineering and Physical Sciences. Manchester, 2015. P 247.

40.*Railway gazette international*. 2015. №8. P 42-43.

41.Gong L., Zhu L., Zhou H. X. Effect on Hardness and Microstructures of Rail Joint with Ultra-Narrow Gap Arc Welding by Post Weld Heat Treatment. *Engineering Materials*. 2017. Vol. 737, P. 90-94.

42. Хлыст С., Кузмиченко В., Хлыст И., Гонтарь А. Опыт проведения дифференцированной термообработки рельсов воздушнымспособом по технологии "ТЭК-ДТ" на промышленной установке ТЭК-ДТО-20-13,6. *Инженерные решения*. 2013. №1. С. 1-4.

43. Машеков С. А., Абсадыков Б. Н., Алимкулов М. М., Смаилова Г. А., Проблемы сварки рельсов и их решение путем разработки перспективных способов индукционной сварки. Сообщение 1 // Доклады Национальной академии наук Республики Казахстан. 2016. № 305. С. 19-21.

44.Railroad Discussion Forum and Railroad Photo Gallery. URL: https://railroadforums.com/forum/index.php?media/flash-butt-weld.38120/ (дата звернення 15.05.2022).

45.Кучук-Яценко С. И., Миленин А.С., Великоиваненко Е.А., Антипин Е.В., Дидковский А.В., Математическое моделирование процесса нагрева металла при контактной стыковой сварке непрерывным оплавлением. *Автоматическая сварка*. 2018. №10. С. 3–10.

46.Резанов В. А. Разработка метода оплавления контактной сварки легированных рельсовых сталей : автореф. дис. … канд. техн. наук : 05.02.10. Москва, 2013. 37 с.

47.Багрянский К. В. , Добротина К. К., Хренов К. К. Теория сварочных процессов. Киев: Высшая школа, 1976. 424 с.

48. Кучук-Яценко С. И. Контактная стыковая сварка оплавлением. Киев: Наукова думка, 1992. 236 с.

49. Шур Е. А., Федин В. М., Борц А. И., Ронжина Ю. В., Фимкин А. И. Пути устранения повышенной повреждаемости рельсов в зоне сварных стыков // Вестник научно-исследовательского института железнодорожного транспорта. 2019. №78. С. 210-217. DOI: https://doi.org/10.21780/2223-9731-2019-78-4-210-217

50. Zerbst U., Lundén R., Edel K.-O., Smith R.A. Introduction to the damage tolerance behaviour of railway rails – a review. *Engineering Fracture Mechanics*. 2009. № 76. P. 2563–2601. DOI: doi:10.1016/j.engfracmech.2009.09.003

51. Sarikavak Y., Turkbas O. S., Cogun C. Influence of welding on microstructure and strength of rail steel. Construction and Building Materials, 2020 P. 243.

52. Ghazanfari M. & Tehrani P. H. Experimental and numerical investigation of the characteristics of flash-butt joints used in continuously welded rails. *Journal of Rail and Rapid Transit.* 2020.No 234. P. 65-79.

53. Муравьев В.В., Волкова Л.В., Платунов А.В., Куликов В.А. Электромагнитно-акустический метод исследования напряженно-деформированного состояния рельсов. *Дефектоскопия*. 2016. № 7. С. 12–19.

54. ДСТУ 4344:2004. Рейки звичайні для залізниць широкої колії. Загальні технічні умови. [Чинний від 2005-10-01]. Вид. офіц. Київ : Держспоживстандарт України, 2005. 31 с.

55. Иванов, Ю.Ф., Громов В.Е., Перегудов О.А. Эволюция структурно-фазовых состояний рельсов при длительной эксплуатации // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2015. Т. 58. № 4. С. 262–267.

56. Дацишин О. П., Марченко Г. П., Кравчук О. А. Зсувні поверхневі тріщини і повздовжні залишкові напруження в головці залізничної рейки. *Залізничний транспорт України*. 2016. № 3-4. С. 53–59.

57. Jun H. K., Seo J. W., Jeon I. S., Lee S. H., Chang Y. S. Fracture and fatigue crack growth analyses on a weld-repaired railway rail. *Engineering Failure*

Analysis. 2016. No. 59. P. 478-492. DOI:https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2015.11.014.

58. Wei Li, Guangwen Xiao, Zefeng Wen, Xinbiao Xiao, Xuesong Jin. Plastic deformation of curved rail at rail weld caused by train–track dynamic interaction. *Wear*. 2011. 271, pp. 311-318. DOI: https://doi.org/10.1016/j.wear.2010.10.002

59. Skyttebol A., Josefson B.L., Ringsberg J.W. Fatigue crack growth in a welded rail under the influence of residual stresses. *Engineering Fracture Mechanics.* 2005. No. 59. P. 271-285. DOI:https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2004.04.009.

60. Smith R. Rolling contact fatigue of rails: what re-mains to be done?. 2002 ULR: http://www.railway-research.org/IMG/pdf/512/pdf

61. Медовар Л. Б.,. Стовпченко А. П, Полишко А. А.,. Педченко Е. А,. Зайцев В. А Современные рельсовые стали и возможности ЭШП (Обзор). *Современная электрометаллургия*. 2018. № 1. С. 3–8.

62. Rudyuk, A.S., Azarkevich, A.A., Voskovets, Yu.A. Defectiveness of rails on railways of Ukraine. *Put i Putevoe Khozyajstvo*. 2011. № 7. P 28–32 [in Russian].

63. Нестеров Д. К., Сапожков В. Е., Левченко Н. Ф. Научно-технические решения производства рельсов высокой эксплуатационной стойкости в СССР и за рубежом. *Транспорт: наука, техника управления ВИНИТИ АН СССР*. 1991. № 6. С. 15–24.

64. Качество термически упрочнённых рельсов и подкладок. Исследования. Теория. Оборудование. Технология / Скобло Т. С, Сапожков В. Е., Александрова Н. М., Сидашенко А. И. Харьков : ТОВ «Щедра садиба плюс», 2014. 577 с.

65. Сталинский Д. В., Рудюк А. С., Сапожков В. Е., Нестеров Д. К. Совершенствование технологи закалки рельсов с нагревами токами высокой частоты. *Металургическая и горнорудная промишленность*. 2008. №5. С. 107–113.

66. Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., Хулін А. М. Дослідження кінетики розпаду аустеніту при безперервному охолодженні сталі К76Ф для рейок зви-

чайних для залізниць широкої колії. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металурги*. 2018. № 32. С. 317– 327.

67. Yamamoto R., Terashita Y., Tatsumi M., Itoh H., Umenai K. Investigation of cause and prevention measures against surface defects on thermit welds. *Quarterly Report of RTRI*. 2016. Vol. 57, N 2. P. 112–117.

68. Ильиных А., Галай М., Сидоров Э. Исследование сварных соединений рельсов после механической обработки при различной послесварочной температуре. *Обработка металлов (технология оборудование инструменты)*. 2017 № 3(76) с. 28–34. DOI: https://doi.org/10.17212/1994-6309-2017-3-28-34

69. Ермаков В. М., Штайгер М.Г., Янович О.А. Электронный паспорт рельса. *Путь и путевое хозяйство*. 2016. № 4. С. 13–17.

70. Коссов В. С., Краснов О. Г., Акашев М. Г. Влияние смятия в зоне сварных стыков на силовое воздействие подвижного состава на путью// Вестник ВНИИЖТ. 2020. Т. 79. № 1. С. 9–16.
DOI: https://doi.org/10.21780/2223-97312020-79-1-9-16

71. Кучук-Яценко С. И., Швец В. И., Дидковский А. В., Антипин Е. В., Капитанчук Л. М. Дефекты соединений высокопрочных рельсов выполненных контактной стыковой сваркой оплавлением. *Автоматическая сварка*. 2013. №9. С. 3–9.

72. Lexhaller M., Schmid G., and Sendlhofer G. Automated rail welding as a model for the future in track construction. *Robel automated rail welding*. 2020. No. 3. P. 236-241.

73. Mutton P., Cookson J., Qiu C., Welsby D. Microstructural characterisation of rolling contact fatigue damage in flashbutt welds. *Wear*. 2016. No. 4. P. 1–10.

74. Guangwen X., Xiao X., Guo J., Wen Z. Track dynamic behavior at rail welds at high speed. *Acta Mechanica Sinica*. 2010. №26(3). P. 449-465.
DOI:https://10.1007/s10409-009-0332-9

75. Лахтин Ю. М., Леонтьева В. П. Материаловедение. Москва: Машиностроение, 1980. 493 с.

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

77. Технические условия ТУ 0921-057-01124328—98 Рельсы железнодорожные новые сварные. Москва, 1999. 20 с.

78. Weingrill, L., Krutzler, J., & Enzinger, N. Temperature Field Evolution during Flash Butt Welding of Railway Rails. *Materials Science Forum*. 2016. Vol. 879, P. 2088–2093. DOI: https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.879.2088

79. Kozyrev N.A., Shevchenko R.A., Kryukov R.E., Usol'Tsev A.A. Development of a new technology of welding of high speed movement rails. Ferrous Metallurgy. *Bulletin of Scientific Technical and Economic Information*. 2018. P. 50–57. DOI: https://doi:10.32339/0135-5910-2018-8-50-57

80. Rodrigues, K.F., Mourão, G.M.M. Faria, G.L. Kinetics of Isothermal Phase Transformations in Premium and Standard Rail Steels. Steel research int. 2021. 92. DOI: https://doi.org/10.1002/srin.202000306

81. Nevskii S.A., Simonov Y.N., Kormyshev V.E., Konovalov S.V. Simulation of phase transformations in high carbon pearlite steel at various cooling rates. *Cis iron and steel review.* 2020. Vol.20, P. 55-60 DOI:https://doi.org/10.17580/cisisr.2020.02.

82. Ma, R., Huang, D., Zhang, J., Zhang, Y. & Lv, Q. Effects of rail flash-butt welding and post-weld heat treatment processes meeting different national standards on residual stresses of welded joints. *International Journal of Materials Research.* 2020. Vol. 111(9). P. 780-787. DOI:https://doi.org/10.3139/146.111935

83. Su, H., Li J., Lai Q., Pun C. L., Mutton P., Kan Q., Kang G. & Yan W. Ratcheting behaviour of flash butt welds in heat-treated hypereutectoid steel rails under uniaxial and biaxial cyclic loadings. *International* Journal of Mechanical Sciences. 2020. Vol. 176. DOI:10.1016/j.ijmecsci.2020.105539

84. Ma.N., Z.Cal, H.Huang, D. Deng, H Muracawa, J. Pan Investigation of welding residual stress in flash-butt joints of U71Mn rail steel by numerical simulation and experiment. *Material and Design.* 2015. Vol. 88. P.1296-1309.

85. Костин В. А., Гайворонский А. А., Соломийчук Т. Г., Жуков В. В., Клапанюк А. В., Зубер, Т. А. Моделирование структурных превращений в металле зоны термического влияния высокопрочной стали М76 при электродуговой сварке // *Збірник наукових праць Національного університету кораблебудування*. 2013. №3. С. 42-49.

86. Устройство и способ охлаждения зоны сварки рельса: пат. России № 2470080: заявл. 19.03.2010; опубл. 2012. Бюл. № 35. 4 с.

87. Ильичев М. В. Повышение функциональных свойств металлических материалов в результате плазменной обработки. *Физика и химия обработки материалов*. 2003. № 2. С. 51-56.

88. Федин В. М. Создание нового технологического оборудования для восстановления старогодных рельсов // Вестник ВНИИЖТ. 2005. № 4. С. 22 – 25.

89. Фещуков А. Н., Рубан В. В., Земан С. К. Комплекс высокочастотный индукционный нагреватель для термической обработки сварных стыков рельсов в путевых условиях // XVМеждународная научно-практическая конференция "Современные техника и технологии". 2013. С. 256-258.

90. Резанов В.А., Федин В.М., Башлыков А.В., Фимкин А.И., Земан С.К. Дифференцированная закалка сварных стыков рельсов // Вестник ВНИИЖТ. 2013. № 2. С. 28–34.

91. Пантелеймонов Е.А. К вопросу термической обработки сварных стыков железнодорожных рельсов. *Автоматическая сварка*. 2018. № 3. С. 43–47.

92. Машеков С.А., Абсадыков Б.Н., Алимкулов М.М., Смаилова Г.А., Проблемы сварки рельсов и их решение путем разработки перспективных способов индукционной сварки. Сообщение 2 // Доклады Национальной академии наук Республики Казахстан. 2016. № 305. С. 22-28.

93. Хлыст С.В., Кузмиченко В.М., Резанов В.А. , Борц А.И. , Шур Е.А. Перспективная технология производства рельсов для высокоскоростного и тяжеловесного движения// Вестник ВНИИЖТ. 2013. № 6. С. 14–20.

94. Корольков П.М, Ханапетов М.В. Современные методы термической обработки сварных соединений. Москва: Высшая школа, 1987. 111 с.

95. Золотарского А.Ф., Термически упрочненные рельсы. Москва: Транспорт, 1976. 264 с.

96. Heat Pressure Welder. URL:http://www.hakusanshoji.co.jp/img/RailGasPressure.pdf (дата звернення 04.09.2021).

97. Бодажков В.А. Индукционный нагрев труб. Ленинград: Машиностроение, 1969. 152 с.

98. Rudnev V., Loveless D. Handbook of induction heating. New York, Basel, Marcel: Dekker Inc., 2003. 797 p.

99. .Немков В.С, Демидович В.Б. Теория и расчет устройств индукционного нагрева. Ленинград: Энергоатомиздат, 1988. 280 с.

100. Слухоцкий А.Е. Установки индукционного нагрева. Ленинград. Энергоатомиздат, 1981. 328 с.

101. Батыгин Ю. В.,. Стрельникова В. А. Индукционный нагрев и магнитно-импульсное притяжение для промышленных технологий современности. Харьков: Лидер, 2019. 161 с.

102. Бодажков В.А. Обьемный индукционный нагрев. Санкт-Петербург: Политехника, 1992. 68 с.

103. Промышленные индукционные установки. URL: https://tominductor.ru/resheniya/termoobrabotka/ (дата звернення 04.10.2021).

104. Crane rail welding process and crane rail welding procedure. URL:http://www.rail-fastener.com/crane-rail-welding-process-and-procedure.html (дата звернення 04.10.2021).

105. Губатюк Р.С. Термическая обработка сварных соединений высокопрочных железнодорожных рельсов (Обзор). *Автоматическая Сварка.* 2019. № 2. С. 51 – 58.

106. Ладанівський Б. Т. Фізичне моделювання як метод підвищення інформативності при дослідженні електромагнітних полів неоднорідних середовищ // Вісник Державного університету "Львівська політехніка". 2000. № 385. С. 49-58.

107. Долгих И. Ю., Королев А. Н., Захаров В. М. Моделирование динамики температурных процессов при индукционном нагребе // Весник Ивановский государственный энергетический университет имени В.И. Ленина. 2014. №5. С. 1–7.

108. Whitley B.M., Speer J.G., Cryderman R. Understanding microstructural evolution during rapid heat treatment of microalloyed steels through computational modeling. *Advanced Physical Simulation, and Multiscale Characterization Techniques*. 2019. Vol. **28. P.** 1293–1300. DOI:https://doi.org/10.1007/s11665-019-03903-9.

109. Villa J., Navarro D., Dominguez A., Artigas J., Barragan L. Vessel Recognition in Induction Heating Appliances—A Deep-Learning Approach. *Access IEEE*, 2021. Vol. 9, P. 16053-16061.

110. Веников В.А. Теория подобия и моделирование применительно к задачам электроэнергетики. Москва: Высш. Школа, 1966. 487 с.

111. Патон Б.Е., Лебедев В.К. Электрооборудование для контактной сварки. Москва: Машиностроение, 1969. 437 с.

112. Лейтес Л.В. Электромагнитные расчеты трансформаторов и реакторов. Москва: Энергия, 1981. 392 с.

113. Нейман Л.Р., Демирчян К.С. Теоретические основы электротехники: В 2 т. Теория нелинейных электрических и магнитных цепей. Теория электромагнитного поля. М.-Л.: Энергия, 1966. Т. 2: 407 с.

114. Нейман Л.Р. Поверхностный эффект в ферромагнитных телах. М.-Л.: Госэнергоиздат, 1949. 190 с.

115. Пентегов И.В. Возможности использования ВКБ-метода при исследовании поверхностного эффекта в ферромагнитных телах. Изв. АН СССР. *Энергетика и транспорт*. 1988. № 1. С. 127-135.

116. Туровский Я. Техническая электродинамика: Пер. с польского. Москва: Энергия, 1974. 488 с.

117. Пентегов И.В., Рымар С.В., Красножон А.В. Расчет удельных потерь в ферромагнитных материалах при повышенных частотах с учетом нелинейности магнитных характеристик среды. *Електротехніка і електромеханіка*. 2008. № 2. С. 64-67.

118. Лейтес Л.В. Электромагнитные расчеты трансформаторов и реакторов. Москва: Энергия, 1981. 392 с.

119. Михеев М.А., Михеева И.М. Основы теплопередачи. Москва: Энергия, 1973. 320 с.

120. Кутателадзе С.С. Анализ подобия в теплофизике. Новосибирск: Наука, 1982. 280 с.

121. Беляев Н.М. Основы теплопередачи. Київ: Выща школа. Головное изд-во, 1989. 343 с.

122. Спосіб фізичного моделювання процесу високочастотної термічної обробки металевого зразка. пат. 123711 України: B23K 35/14, B23K 35/363,B23K 103/10 (2006.01). № a 2019 02347; заяв. 11.03.2019; опубл. 19.05.2021. Бюл. №20. 4с.

123. Григоренко Г. М., Костин В. А., Орловский В. Ю. Современные возможности моделирования превращений аустенита в сварных швах в низколегированих сталях. *Автоматическая сварка*. 2008. №3. С. 31–34.

124. Григоренко Г. М., Костин В. А. Современные возможности моделирования превращений аустенита в сварных швах в низколегированих сталях. *Современная электрометаллургия*. 2013. №1. С. 33–39.

125. Бабаченко А. И., Кононенко А. А., Подольский Р. В. Обоснование выбора термокинетических параметров охражденной стали К76Ф для повишения твердости по сечению головки рельса. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2020. №4. С. 30–37.

126. Сокол Є. І., Гончаров Ю. П.,. Івахно В. В.,. Замаруєв В. В.,. Стисло Б. О., Межерицький М. В. Використання розділеної комутації у дволанкових пе-

ретворювачах постійної напруги для зменшення динамічних втрат силових напівпровідникових ключів. *Энергосбережение энергетика энергоаудит*. 2014. Том 2, № 9 (128).

127. Вавилова, И.В. Исследование многофазной схемы регулирования напряжения в резонансном инверторе // Неразрушающий контроль: электронное приборостроение, технологии, безопасность: сборник трудов VI Всероссийской научно-практической конференции студентов, аспирантов и молодых ученых. Томск, 2016 г. в 2 т.
128. Основные схемотехнические решения для импульсных источников питания.URL:http://iu4ever.org/files/Istochniki_jelektropitaniya_JEVS9/1825_Istochniki_jelektropitaniya_JEVS9_OSNOVNYE_SKHEMOTEKHNICHESKIE_RESHENIYA_DLYA_IMPULSNYKH_ISTOCHNIKOV_PITANIYA.pdf (дата звернення 01.03.2021).
129. Царевский, В.В., Галунин С.А., Злобина М.В. Физические основы электронагрева. СПб.: СПбГЭТУ "ЛЭТИ", 2011. с. 106.
130. Демидович, В. Б., Чмиленко Ф. В. Численное моделирование устройств индукционного нагрева . СПб.: СПбГЭТУ «ЛЭТИ», 2010. с. 157.
131. Немков В. С., Демидович В. Б. Теория и расчет устройств индукционного нагрева. Л.: Энергоатомиздат, 1988. 280 с.
132. Чмиленко Ф.В. Моделирующие комплексы проектирования и управления системами индукционного нагрева : автореф. дис. … д-ра техн. наук : 05.09.10. СПб., 2018. –34 с.
133. Демидович В.Б., Чмиленко Ф.В. Численные методы в теории индукционного нагрева. СПб.: Изд-во СПбГЭТУ «ЛЭТИ», 2008. 220 с.
134. Сегерлинд Л. Применение метода конечных элементов. М.: Мир, 1979. 392 с.
135. Кучерявая И.Н. Применение мультифизического моделирования в решении задач электротехники // Праці ІЕД НАНУ. 2015. № 42. С. 112–122

136. Ланин В.Л. Оценка эффективности систем индукционного нагрева для пайки электронных модулей. *Электронная обработка материалов*. 2017. Т. 53 № 6. С. 91–96.

137. Roppert, K., Toth, F., Kaltenbacher, M. Modeling Nonlinear Steady-State Induction Heating Processes. *IEEE Transactions on Magnetics*. 2020. VOL. 56, NO. 3. DOI:https://doi:10.1109/tmag.2019.2957343.

138. Takeuchi, H., Yogo, Y. An Induction Heating Analysis with Consideration of Temperature Dependent B-H Curves and Change in Phase Transformation under Rapid Heating. *ISIJ International*. 2019 DOI:https://doi:10.2355/ISIJ international.isijint-2018-552.

139. Базаров А.А., Данилушкин А.И., Данилушкин В.А. Комплексное моделирование и управление процессом непрерывного индукционного нагрева ферромагнитных заготовок // Вестник Самарского государственного технического университета. Серия: Технические науки. 2016. № 2. С. 128–137.

140. Зенкевич О. Метод конечных элементов в технике: Пер. с англ. М.:Мир, 1975, 543 с.

141. Сильвестер П., Феррари Р. Метод конечных элементов для радиоинженеров и инженеров-электриков. Пер. с англ. М.: Мир, 1986. 229 с.

142. Демидович В.Б., Чмиленко Ф.В. Численное моделирование устройств индукционного нагрева. СПб: СПбГЭТУ «ЛЭТИ», 2010. 158 с.

143. Doležel P., Karban F., Mach P., Kůs D. Pánek Numerical solution of coupled problems using code Agros2D. *Computing.* 2013. Vol. 95. P 381.

144. Хацаюк М.Ю., Минаков А.В., Первухин М.В. Математическое моделирование процессов литья и кристаллизации алюминиевых сплавов в электромагнитном поле с учетом свободной поверхности жидкого металла // Сборник научных трудов международной конференции “Актуальные проблемы энергосберегающих электротехнологий «АПЭЭТ-2014»”. 2014. С.47–51

145. COMSOL multiphysics modeling and simulation software. URL:http://www.comsol.com/ (дата звернення 01.03.2015).

146. 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 високоміцних залізничних рейок. *Автоматичне зварювання*. 2021. № 1. С. 44-49. DOI:https://doi: 10.37434/as2021.01.08

147. 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 високоміцних сталей залізничних рейок. *Автоматичне зварювання*. 2021. № 9. С. 43-54. DOI:https://doi: 10.37434/as2021.09.07

148. Терлецкий Я.П., Рыбаков Ю.П. Электродинамика. М.: Высшая школа, 1990. 352 с.

149. Лейтес Л.В. Электромагнитные расчеты трансформаторов и реакторов. М.: Энергия, 1981. 392 с.

150. Нейман Л.Р., Демирчян К.С. Теоретические основы электротехники: В 2 т. М.-Л.: Энергия, 1966. Т. 2: Теория нелинейных электрических и магнитных цепей. Теория электромагнитного поля. 407 с.

151. Беляев Н.М. Основы теплопередачи. К.: Выща шк. Головное изд-во, 1989. 343 с.

152. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Теория поля. Теоретическая физика. Том II. М.: Физматлит, 2006. 534 с.

153. Демирчян К.С., Чечурин В. Л. Машинные расчёты электромагнитных полей. М.: Высшая школа, 1986. 240 с.

154. Пентелят М.Г., Шульженко Н.Г. Использование векторного магнитного потенциала в конечноэлементном анализе нестационарных трехмерных электромагнитных полей в проводящих середах. *Электротехника и Электромеханика*. 2007. № 7. С. 42–47.

155. Крайнов А.Ю. Основы теплопередачи. Теплопередача через слой вещества : учеб. пособие.– Томск: STT, 2016. 48 с

156. Spencer P. J. Brief history of CALPHAD. CALPHAD, 2008. №32. P. 1–8.

157. Владимиров С.Н., Земан С.К., Рубан В.В. Аналитические соотношения, аппроксимирующие температурно-полевую зависимость магнитной проницаемости конструктивных сталей // Известия Томского политехнического университета. 2009. Т. 315. № 4. С. 100–104.

158. Шамов А.Н., ЛунинИ.В., Иванов В.Н.Високочастотная сварка металов. Л.: Политехника, 1991. 240 с.

159. Isupova I. L., Trusov P. V. Review of mathematical models on phase transformations in steels. *Perm. state tech. un-t.* 2013. P.157-91.

160. Grigorenko G. M., Kostin V. A., Zhukov V. V. Modeling of metallurgical additive process of manufacture of 09G2S steel structures. *Sovremen. Elektrometall.* 2017. №2. P.35–44. [in Russian]

161. Kostin V. A., Grigorenko G. M., Poznyakov V. D. Structural Transformations of the Metal of Heat-Affected Zone of Welded Joints of High-Strength Armor Steels. *Mater Sci.* 2020. №55. P.63-69

162. Kostin V. A., Berdnikova O. M., Zhukov V. V., Grigorenko G. M. Increase of Mechanical Properties of Weld Metal of High-Strength Low-Alloy Steels. *Springer Proceedings in Physics***.** 2020. №240. P. 307-15.

163. 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

164. Babachenko O. I., Kononenko G. A., Khulin A.M. Investigation of austenite decay kinetics during continuous cooling of K76F steel for rails conventional for wide gauge railways *Collection of scientific papers of the IChM*. 2018. № 32. P.317-27.

165. Seyffarth P., Kasatkin O. G. Calculation models for evaluating mechanical properties of HAZ metal in welding low-alloyed steels. *In: of Int. Conf. on Math. Model.and Informat. Technol. in Welding and Related Proces.* 2002. P. 103-06

166. Kasatkin O. G. Mathematical modeling of dependencies of composition-welded joint properties and development of calculation and experimental system for optimization of main factors in welding of low-alloy structural steels.*Syn. Of Thesis for Dr. Sci. Degree* 1990

167. Скобло Т. С., Сапожков В. Е., Александрова Н. М., Сидашенко А. И. Качество термически упрочнённых рельсов и подкладок. Исследования. Теория. Оборудование. Технология. Эксплуатация : монография /; под общей редакцией Т. С. Скобло. Харьков : Городская тип., 2014. 577 с.

168. Tekgöz M., Asgarov K. Investigation of the microstructural and mechanical properties of R260 quality rail steel after heat treatment. *Український журнал будівництва та архітектури.* 2021. № 6. DOI:https://doi: 10.30838/J.BPSACEA.2312.281221.83.818

169. Гуляев А. П. Металловедение : учебник для ВУЗов (5-е изд., перераб.). Москва : Металлургия, 1978. 646 с.

170. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов : учебник (изд. 3-е, испр. и доп.). Москва : Металлургия, 1978. 392 с.

171. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. Новосибирск: Наука, 1993. 280 с.

172. Штайгер М. Г. Особенности структурообразования металла рельсового стыка в условиях термомеханического воздействия в процессе сварки : дис. … канд. техн. наук : 05.16.09. Екатеринбург, 2021. 248 с.

173. Дайнеко Л.Н., Москаленко А.А., Перчун Г.И. Использование аппаратно-программного обеспечения для оптимизации новых и существующих технологий и оборудования для термического упрочнения рельсов. *Металознавство та термічна обробка металів.* 2019. №1. С. 36 – 43. DOI: 10.30838/J.PMHTM.2413.260319.36.299

174. Чечерин В.Т. Эксперементальная техника в физическом металловедении. Киев: "Техника", 1968, 280с.

175. Уэндлендт У. 2-е изд-е. перевод с английского. Под ред. Степанова В.А., Берштейна В.А. Термические методы анализа. М.: Мир, 1976. 526с.

176. Матьякубов Б., Эргашев М. Измерительный комплекс для изучения физических переходов в металлах // Тексты докладов конференции «Научприбор-88» Киев,1988, С37-38.

177. Тушинский Л. И., Батаев А. А., Тихомирова Л. Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. Новосибирск: Наука, 1993. 280 с.

178. Счастливцев В. М., Мирзаев Д. А., Яковлева И. Л. Перлит в углеродистых сталях. Екатеринбург: УрО РАН, 2006. 312 с.

179. Ибатуллин Б.Л. Металлы теплоэнергетических установок. Казань: Таткнигоиздат, 1995. 190 с.

180. MIPAR - Image Analysis Software | Scientific Image Analysis. URL:https://www.mipar.us (дата звернення 01.03.2022).

181. 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.

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

183. 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.

184. 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.

185. 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 род-

ственные технологии» 22-24 мая 2013 г. ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, 2013 г. с. 54

186. 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

187. 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

188. Пантелеймонов Е.А., Губатюк Р.С., Рымар С.В., Прокофьев А.С. Термическая обработка сварных стыков железнодожных рельсов // Міжнародна конференція «Зварювання та споріднені технології – сьогодення 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.

189. ТУ 27.1-40081293-002:2016. Рейки нові зварені для залізниць. Технічні умови. [Чинный від 2015-10-21]. Вид офіц. «Дніпропетровське нКтБ Кг» філії «нДКтІ» пат «Укрзалізниця»

Додаток А

Характеристика способів нагріву під час процесу термічної обробки

До найбільш витратних процесів в технологічному ланцюжку виготовлення металовиробів відповідального призначення відноситься теплова (термічна) обробка, пов'язана з неодноразовим високотемпературним нагрівом металу і охолодженням для забезпечення його необхідного структурного стану.

Нагрівання металу – основний технологічний процес, який безпосередньо впливає на якість оброблюваного виробу і його техніко-економічні показники. Цей процес є найбільш енергоємним (близько 80% всіх енерговитрат) і трудомістким. Все більшу увагу звертають на нові методи нагрівання з меншими викидами чадних газів і зневуглецюванням. Питанням вибору методів нагріву приділяється особлива увага [31 – 39].На практиці застосовуються такі основні способи нагрівання.

Газополум'яний спосіб нагрівання відноситься до радіаційного методу і полягає у підводі тепла, яке виділяється при згоранні газової суміші. В якості газів застосовують ацетилен, пропан-бутанові суміші, природний газ, до яких додають кисень або повітря. До переваг газополум'яної ТО зазвичай відносять невисоку вартість обладнання, універсальність, низькі початкові капітальні витрати, мобільність, компактне обладнання, можливість обробки у важкодоступних місцях та в місцях з відсутністю електроенергії [94, 95].

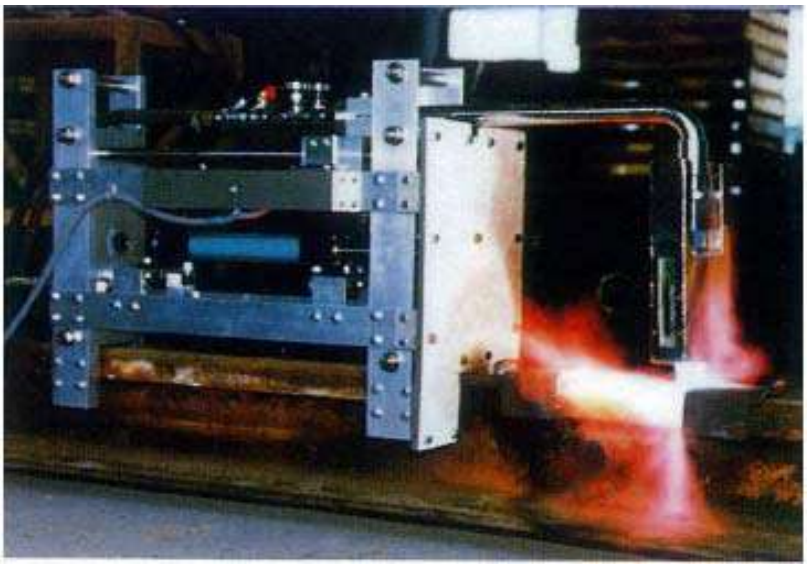
Факел газового і особливо ацетиленового полум'я, спалюваного в струмені кисню, має температуру 2000…3000 °С, тому особливість газополум'яної ТО полягає в точному дозуванні складу спалюваної суміші, місцем розміщення полум'я відносно металу, що нагрівається, тривалістю нагрівання. З огляду на складну форму поперечного перерізу рейки на практиці використовують пальники різної складної конструкції, яка повторює профіль рейки, для нагріву усього її перетину (рис. А 1,а), або використовують окремі пальники для нагрівання її елементів (рис. А 1,б). Використання пальників різної конструкції, також дає певну можливість для регулювання складу та швидкості течії застосованої горючої суміші, що в результаті дає можливість регулювання та досяг-

нення необхідних характеристик полум'я, які потрібні для виконання процесу ТО зварних стиків залізничних рейок [96, 97].

Застосування газополуменевих видів нагрівання при ТО пов'язані з неминучими ускладненнями. Поверхневому нагріванню притаманні низькі швидкості наростання температури у глиб виробу, що сповільнює процес ТО в технологічному циклі виробництва. В зв'язку з одностороннім підведенням тепла перепад температури по глибині металу в залежності від умов може бути достатньо значним і перевищувати 1 °С/мм. Температура на поверхні рейки може піднятися до температури фазових перетворень, а її глибинні шари залишатися відносно холодними, що може викликати, внаслідок значної нерівномірності нагріву, додаткові залишкові напруження або навіть пластичні деформації її окремих частин та елементів й викликати їх пошкодження. В процесі нагріву відбувається взаємодія полум'я з металом, що призводить до окислення його поверхні та згорання поверхневого слою. Відкрите полум'я підвищує пожежонебезпеку процесу та значно погіршує умови праці в цеху внаслідок виділення продуктів згоряння (чадних газів). Процес газополум'яної ТО важко піддається автоматизації і керуванню, що небажано з огляду підвищеної небезпеки процесу, оскільки ускладнений об'єктивний контроль температури. Також до недоліків даного способу можна віднести досить широку зону термічного впливу, що розширює зони знеміцнення на поверхні кочення рейки [96 – 98].

а

Рисунок А. 1 − Газополуменевий процес ТО зварних стиків залізничних рейок: а – нагрів всього перетину рейки, б – нагрів однієї частини рейки – головки [96, 97].



б

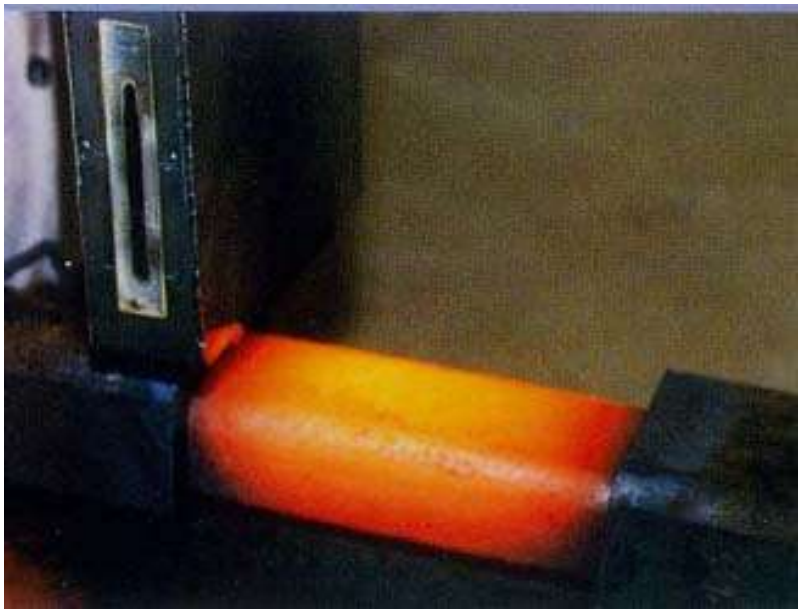


Рисунок А. 1, аркуш 2

Індукційний спосіб нагріву полягає в нагріванні струмопровідних тіл в результаті збудження електричного струму (струмів Фуко) в металі виробу змінним електромагнітним полем. Джерелом електромагнітного поля в установках індукційного нагріву служить індуктор, який найчастіше має вигляд соленоїда (циліндричної котушки із суцільного або трубчастого мідного провідника) або іншої складної форми в залежності від оброблюваної деталі. Важливим електричним параметром індукційної системи є частота живлячого струму індуктора, що забезпечує необхідний розподіл джерел теплоти в поперечному перетині виробу. Прийнято класифікувати частоту струму для індукційного нагріву наступним чином [98 – 100]:– установки зниженої частоти для нагріву великогабаритних заготовок (менше 50 або 60 Гц);

– установки промислової частоти (50 або 60 Гц);

– установки підвищеної середньої частоти (до 30 кГц);

– установки високої частоти (більше 30 кГц).

При індукційному способі нагріву відбувається генерування теплової енергії безпосередньо в товщі металу у напрямку від поверхні, при чому тим глибше, чим менше частота магнітного поля. Завдяки явищу поверхневого ефекту найбільша концентрація енергії виникає в поверхневому шарі металу у поверхні, що дозволяє реалізувати процес його нагріву з високою швидкістю і, за необхідністю, із значним градієнтом перепаду температурного поля в поперечному перерізі виробу. За допомогою індукційного нагріву, в залежності від конструкції індуктору (рис. А. 2) та електричних параметрів, можливе проведення локальних видів нагріву окремих частин або поверхонь рейки з контрольованою товщиною прогрітого шару для здійснення об’ємної, або поверхневої ТО. За допомогою індукційного нагріву можливо контролювати зміну температури металу і здійснювати необхідний цикл нагріву та охолодження у відповідності з заданими технологічними параметрами процесу.

В теперішній час індукційний нагрів широко застосовується в промисловості для великого спектру технологічних операцій. Індукційний нагрів має істотні позитивні властивості, а саме [101, 102]:

– безконтактна передача енергії, яка генерується безпосередню у виробі;

– малий час нагріву в зв’язку із створенням високої щільності внутрішніх джерел теплоти струмопровідного матеріалу;

– локальний нагрів в межах певної зони виробу;

– зміна глибини нагріву;

– нагрів в атмосфері захисних газів, в непровідній рідині, в вакуумі, а також через стінки захисної камери з матеріалів, що слабо поглинають електромагнітне поле;

– керування температурним полем в процесі нагріву та охолодження;

– менше окислення та зменшення зневуглецювання металу з огляду на менший час нагріву та відсутність контакту виробу з полум'ям;

– процес індукційного нагріву піддається автоматизації, контролю та регулюванню.

Втім, можливості індукційного нагріву в реаліях виробництва зустрічаються з неминучими практичними труднощами. Необхідно враховувати магнітні властивості металу, а при нагріванні вище точки Кюрі їх втрату. Протягом нагріву необхідно контролювати швидкості підйому температури, досягнення необхідної кінцевої температури і її допустиме відхилення від номінального значення, час витримки для проходження необхідних дифузних процесів та інші параметри. Об'єм і конфігурація деталі, що нагрівається, визначають довжину активної частини індуктора, час нагріву, оптимальну частоту та потужність. Площі нагріву визначають втрати теплоти з її поверхні, тобто тепловий коефіцієнт корисної дії (ККД), що суттєво відчутно при нагріванні виробів великих розмірів [103].

До недолік індукційного способу нагріву можна віднести значні початкові капітальні витрати, складність обладнання його значна громіздкість, виникнення змінних електромагнітних полів великої напруженості які несприятливо впливають на організм людини.

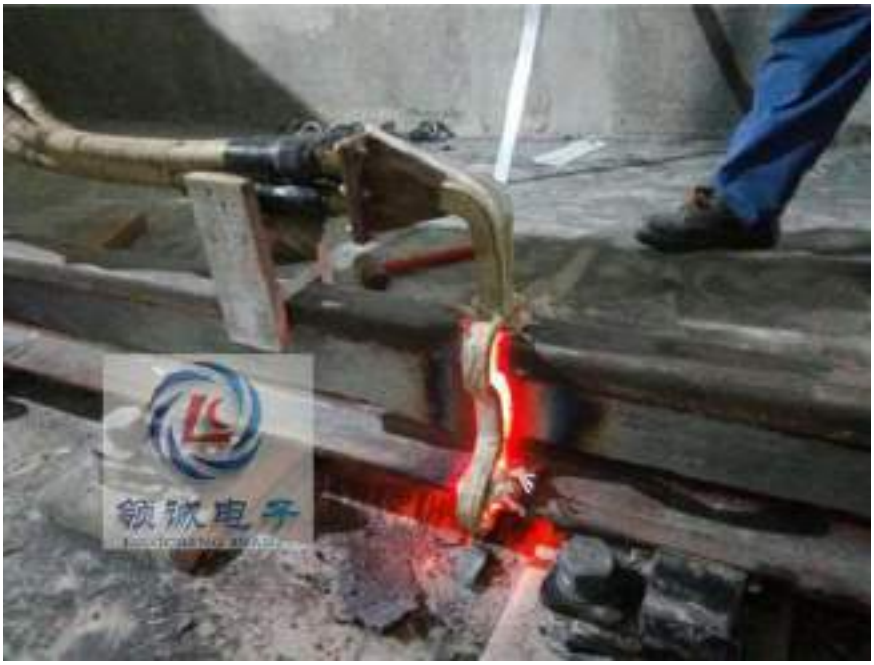


Рисунок 2. А − Конструкції індукторів з різними по розміру зонами нагріву в процесі ТО зварних стиків залізничних рейок [104, 105].

Рисунок 2. А, аркуш 2

Рисунок 2. А, аркуш 3

Додаток Б

УКРАЇНА
Товариство з обмеженою відповідальністю "КП ЕНРІ"
"Колективне Підприємство Енерго Наладка Ремонт Інжиніринг"
код ЄДРПОУ 25410578, 03022, м. Київ, вул. Амурська, 4,
тел. (044)522-80-48 e-mail: enri@ukr.net, веб сайт: www.kpenri.com.ua

ЗАТВЕРДЖУЮ
директор ТОВ «КП ЕНРІ»
Георгій КРИВЕНКО
«10» листопада 2022 р.

АКТ

апробації результатів робіт по розробці індукційного обладнання, що містяться в дисертаційній роботі на здобуття вченого ступеня кандидата технічних наук Р.С. Губатюка

В «КП ЕНРІ» було апробовано дослідне індукційне обладнання розраховане, спроектоване і виготовлене м.н.с. Губатюком Р.С. в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України. Встановлено що:

– високочастотне джерело живлення і робочі інструменти до нього – одно- і тривитковий індуктори для виконання технологічного процесу індукційного нагрівання сталевих феромагнітних стрижнів і труб круглого поперечного перерізу діаметром від 6 до 12 мм до температури 900 – 1000 ^{0}C;

– ширина зони нагрівання при одновитковому індукторі склала приблизно 5 мм, при тривитковому індукторі – 35 мм.

Індукційне обладнання задовольняє зазначеним вимогам, щодо нагрівання стрижнів і труб круглого поперечного перерізу до вказаної вище температури та забезпечує розрахункові технічні параметри, що є необхідною умовою для проведення термічної обробки зварних поперечних швів у цих виробах.

Начальник ЕТЛ ТОВ «КП ЕНРІ» Андрій ХОДАКОВСЬКИЙ

Додаток В

«Затверджую»
Заст. директора Інституту
електрозварювання ім. Є.О.Патона
академік НАН України
_____ Сергій АХОНІН
«___» _____ 2022 р.

«Затверджую»
Начальник КРЗП
Філії «Центр будівництва
та ремонту колії» АТ «Укрзалізниця»
_____ Василь ШОМА
«___» _____ 2022 р.

АКТ

технологічних випробувань

Ми, що нижче підписалися, від «КРЗП» ДТГО «ПЗЗ» головний інженер Бабчук С. Ю., від ІЕЗ ім. Є.О. Патона н.с. Дідковський О.В, м.н.с. Антіпін Є.В., м.н.с. Губатюк Р.С. склали цей акт про те, що в період з 11.10.2022 по 13.10.2022 було проведено зварювання рейок типу Р65 зі сталі марки К76Ф партії з 10 штук на стаціонарній рейкозварювальній машині типу К-1000 №58 з подальшою індукційною термічною обробкою 5 зварних з'єднань за рахунок струму підвищеної частоти з застосуванням дослідного роз'ємного розщепленого індуктору.

Технологія індукційної термічної обробки забезпечує рівномірне температурне поле в зоні зварного з'єднання, що забезпечує протікання структурно фазових перетворень в металі шву та дозволяє підвищити однорідність зварного з'єднання з основним металом рейки.

Зварні з'єднання залізничних рейок були випробовуванні на статичний механічний згин. Отримані механічні властивості зварних з'єднань після термічної обробки показали наступні результати на рівні:

– зусилля навантаження 200 …. 220 т;

– стріла прогину 45 … 49 мм.

Дані результати перевищує показники випробувань без термічної обробки на 20% … 25% та відповідає вимогам Українського стандарту ТУ У 27.1-40081293-002:2016.

«ВИКОНАВЕЦЬ»
від ІЕЗ ім. Є.О. Патона
_____ ГУБАТЮК Руслан

«ЗАМОВНИК»
гол. інженер КРЗП
_____ БАБЧУК Сергій