

ФІЗИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ МЕТАЛУ ШВА ПІД ЧАС ТЕРМІЧНОГО ОБРОБЛЕННЯ ЗВАРНИХ СТИКІВ РЕЙОК ТРАМВАЙНИХ КОЛІЙ

І.В. Кривцун, Р.С. Губатюк, О.С. Прокоф'єв, С.В. Римар, Є.О. Пантелеймонов, В.А. Костін, С.Г. Григоренко, В.В. Жуков, І.О. Гончаров, Г.В. Кузьменко

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11

РЕФЕРАТ

Представлено результати фізичного моделювання на модельних зразках структуроутворення металу шва під час термічного оброблення зварних стиків рейок трамвайних колій. Модельні зразки у вигляді стрижнів вирізані із реальних зварних стиків головки рейок типу Р65 із сталі марки К76Ф. Стики виконані автоматичним дуговим зварюванням ванним способом плавким мундштуком присадним порошковим зварювальним дротом марки АНПМ-3. Вперше побудовані частини термодинамічних діаграм розпаду переохолодженого аустеніту за безперервного охолодження металу зварного шва, виконаного дуговим зварюванням, і його зони сплавлення з основним металом рейки, що дозволило визначати зміни структури металу і його твердість за різних швидкостей охолодження. Фізичне моделювання на модельних зразках дозволило визначити параметри термічного оброблення зварних з'єднань рейок, за яких покращуються властивості металу, підвищується його твердість і знімаються залишкові напруження. Термічне оброблення буде позитивно впливати на підвищення експлуатаційних властивостей та збільшення надійності й ресурсу працездатності зварних стиків рейок, що важливо під час будівництва і ремонту трамвайних колій. Бібліогр. 33, табл. 1, рис. 8.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: зварні стики, рейки трамвайних колій, термічне оброблення, фізичне моделювання, термодинамічні діаграми, підвищення надійності

ВСТУП

Науково-дослідна робота, виконана в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, є розвитком теоретичних й експериментальних досліджень в області технології індукційного термічного оброблення зварних стиків рейок [1–5] і спрямована на підвищення експлуатаційних властивостей трамвайних рейкових шляхів за рахунок покращення структурної однорідності та формування необхідного складу мікроструктури металу зварного шва, виконаного дуговим зварюванням, зняття залишкових напружень, вирівнювання твердості.

Для здійснення електродугового зварювання рейок, зазвичай, використовують наступні способи зварювання: штучними покритими електродами; в середовищі захисних газів; під флюсом; порошковими дротами; електрошлаковим зварюванням тощо [6]. Самий простий, але найменш досконалий й мало продуктивний є спосіб ручного дугового зварювання штучними електродами, якість зварного з'єднання за якого цілком залежить від кваліфікації зварювальника [7]. Він застосовується в основному для зварювання ванним способом кранових і трамвайних рейок [8].

З метою покращення якості зварювання і підвищення продуктивності застосовується напівавтоматичне зварювання ванним способом з попереднім підігрівом рейок для запобігання виникнення холодних тріщин, яким можна зварювати залізничні колії, зокрема і метрополітену [8].

Дослідження, здійснені в ІЕЗ ім. Є.О. Патона [9] показують, що за електродугового зварювання рейок без застосування їх попереднього підігріву до температури вище 250 °С в металі зони термічного впливу зароджуються холодні тріщини.

Відомий спосіб зварювання закритою дугою високовуглецевими електродами високоміцних рейкових сталей із застосуванням попереднього підігріву і післязварювального термічного оброблення [10]. Є поєднання способів автоматичного зварювання у захисному газі плавким електродом підшови залізничної рейки та електрошлакового зварювання у вузький зазор її шийки та головки [10].

В Японії, завдяки удосконаленню технології та зварювальних матеріалів й застосування термічного оброблення, вдалося суттєво покращити якість зварних з'єднань і успішно застосовувати електродугове зварювання в будівництві швидкісних залізничних ліній [11]. Процес зварювання рейок включає накладання кореневого валика з наскрізним проплавленням, багатопрхідне зварювання підшови, безперервне зварювання від шийки до головки та багатопрхідне зварювання головки рейок [7]. Для зварювання стандартних

рейок із вуглецевої сталі використовується зварювальний дріт класу 800...1100 МПа з низьким вмістом вуглецю, який дає зварний шов з бейнітною структурою. Для високоміцних рейок використовується високовуглецевий зварювальний дріт для отримання перлітної структури металу шва з покращеною зносостійкістю та стійкістю до стирання металу шва [7, 11]. Ширина шва забезпечується на рівні 20 мм, а ширина зони термічного впливу — 100 мм. Твердість металу шва близька до твердості основного матеріалу рейки *HV390*, але присутні зони зниженої твердості по бокам шва. За допомогою термічного оброблення зварного стику вдається зменшити градієнт твердості і змістити зони пониженої твердості до 60 мм від центра шва [11].

В ІЕЗ розроблено технологію автоматичного електродугового зварювання ванним способом з використанням плавкого мундштука (АДЗПМ) [12, 13] на основі застосування самозахисного порошкового дроту, що подається через плоский мундштук, який плавиться. Цей спосіб дозволяє виконувати зварювання в номінальній зазор між стикуми рейок 12...16 мм з можливістю вести зварювання і в зазор 8...22 мм [13]. Автоматизація і механізація цього процесу у 2...3 рази збільшила продуктивність робіт із забезпеченням стабільної якості зварювання і прийнятних механічних характеристик з'єднань [12, 13]. Отримано твердість металу шва зварного з'єднання рейок Р65 по Бринеллю *HV 2600...3200* МПа з межею міцності 800...900 МПа [12]. Руйнівне навантаження під час випробування з'єднання на статичний згин зі стрілою прогину 16...22 мм становило 1500...1650 кН. Створене універсальне обладнання є мобільним. Технологія дозволяє зварювати рейкові колії промислових підприємств, трамвайних та підкранових шляхів, а у перспективі — виконувати оперативні ремонтні роботи на залізницях [7]. Технологія забезпечує прийнятну якість зварних з'єднань рейок і не застосовує на зараз післязварювальне термічне оброблення.

В даній роботі проводяться дослідження з можливості застосування термічного оброблення в способі АДЗПМ для ще більшого покращення якості зварних стиків рейок трамвайних колій.

АДЗПМ [12, 13] формує відносно широкий зварний шов з неоднорідним складом металу, який утворюється в результаті взаємодії металу присадного дроту з металом рейки. Після здійснення зварювання ширина шва рейок по їх висоті на різних її ділянках може коливатися в діапазоні 15...40 мм, а ширина зони термічного впливу — в діапазоні 20...75 мм (менші величини спостерігаються в го-

ловці рейки, середні — в її шийці, більші — в підшві). Для термозміцнених рейок центру зварного шва притаманне зниження твердості металу, а в навколошовній зоні її підвищення на 10 %. У не термозміцнених рейок цей відсоток менший. Відносно велика ширина шва зі зниженою твердістю в зоні контакту колесо–рейка може призвести до утворення сідловин, а підвищена твердість навколошовної зони — до тріщин та викришувань металу. Результатом цього стає пониження робочої здатності зварних стиків під час експлуатації рейкових колій. Зварному з'єднанню властиві також внутрішні залишкові напруження. Сучасні вимоги до надійності колій вимагають покращення якості зварних стиків рейок та зменшення дії названих негативних післязварювальних факторів. Правильно підібрані режими термічного оброблення покращують механічні властивості зварних стиків і вирівнюють твердість металу [14, 15]. Для послаблення впливу осередків внутрішніх залишкових напружень, що виникають в процесі зварювання, й покращення структури металу зон зварних з'єднань рейок, що мають складний профіль, найбільш оптимальною на сучасному етапі розвитку техніки є технологія їх індукційного термічного оброблення струмами високої частоти, яка забезпечує високу швидкість локального нагрівання металу зварних стиків [16–20].

Актуальними і необхідними є теоретичні та практичні дослідження, спрямовані на вивчення формування структури металу в зварних з'єднаннях стиків рейок після їх термічного оброблення і встановлення обґрунтованих режимів оброблення, які позитивно впливають на кінетику структурних перетворень металу [21–24]. Для цього, у визначеному температурному діапазоні аустенітного перетворення металу, за різних швидкостей охолодження, необхідно побудувати частини термокінетичних діаграм сплаву металу присадного дроту з рейковим металом.

Об'єктом дослідження є структуроутворення металу шва під час термічного оброблення зварних стиків рейок трамвайних колій, виконаних дуговим зварюванням.

Метою роботи є визначення необхідних режимів термічного оброблення зварних стиків рейок, виконаних способом АДЗПМ. Для цього необхідно вирішити такі завдання: встановити кінетику фазових перетворень під час охолодження металу зварного з'єднання із визначенням впливу швидкостей охолодження на формування кінцевої мікроструктури в металі зварного з'єднання. Подібні дослідження способу АДЗПМ і зазначеного сплаву металу зварного шва проведені вперше і

ґрунтуються на досвіді робіт [1–5, 25], здійснених в ІЕЗ для створення технології термічного оброблення зварних стиків рейок, виконаних способом контактної-стиків зварювання.

Зазвичай, на даний час в Україні для трамвайних колій застосовують трамвайні жолобчасті рейки різних марок, які використовуються на кривих ділянках та в межах проїзної частини дороги, і залізничні рейки типу Р65, які укладаються на прямих ділянках поза межами проїзної частини дороги та на швидкісних ділянках трамвайного шляху. Ці рейки виконані із споріднених високовуглецевих рейкових сталей відповідно марок М76 і К76Ф. В якості зварювального матеріалу для виконання АДЗПМ використовується дріт марки АНПМ-3.

Робота спрямована на створення підґрунтя для розроблення технології та індукційного обладнання термічного оброблення зварних стиків рейок, виконаних дуговим зварюванням.

МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

включають: металографічні методи вивчення кристалічної структури металу з використанням світлової мікроскопії; дилатометричні дослідження з побудовою частин термодинамічних діаграм розпаду переохолодженого аустеніту; дюрOMETРИЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ з вимірюванням твердості металу зварних швів; методи термоелектрометрії і пірометрії; методи фізичного моделювання термооброблення металу зварних швів на малих модельних зразках [26], вирізаних із реальних зварних стиків рейок.

Основні результати досліджень можуть бути застосовані в комунально-транспортних підприємствах для будівництва і ремонту трамвайних рейкових шляхів.

ДИЛАТОМЕТРИЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ

З метою оцінки впливу термічного циклу індукційного термічного оброблення на формування кінцевої структури металу зони термічного впливу зварних з'єднань рейкової сталі К76Ф, виконаних способом АДЗПМ, були проведені дослідження модельних зразків на установці для імітації процесів зварювання та термомеханічної обробки Gleeble 3800 [27]. Для цього із реального зварного

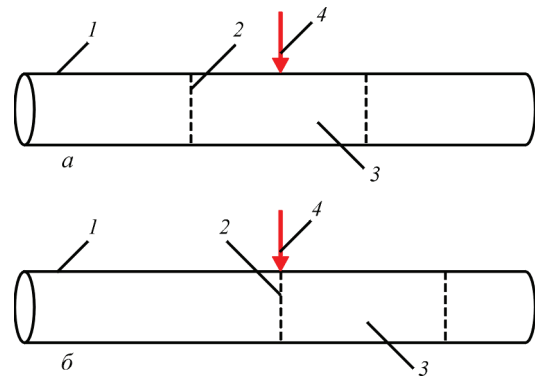


Рис. 1. Схема двох типів зразків для проведення дилатометричного дослідження: а — зварний метал у центрі зразку (I тип); б — зона сплавлення у центрі зразку (II тип); 1 — циліндричний металевий зразок; 2 — лінія сплавлення; 3 — зона зварного з'єднання; 4 — місця прилягання щупів дилатометра

з'єднання рейки виготовлені два типи модельних зразків I і II діаметром 6 мм та довжиною 86 мм. Зразки були відшліфовані і хімічно протравлені в 4 % спиртовому розчині азотної кислоти (ніталь) для виявлення металу шва і зон його сплавлення з основним металом рейки. У зразках I типу їх центральна частина (область дослідження) співпадала наплавленим металом зварного шва, у II типі центральна частина (область дослідження) співпадала з зоною сплавлення наплавленого та основного металу рейки (рис. 1). Сам метал шва являє собою сплав металу присадного дроту АНПМ-3 і основного металу рейки.

В табл. 1 наведено хімічний склад застосованих у дослідженнях високовуглецевої рейкової сталі К76Ф рейки типу Р65 та металу шва, виконаного з використанням зварювального порошкового дроту марки АНПМ-3.

Для дослідження кінетики розпаду аустеніту нагрівання модельних зразків здійснювалося в вакуумі ($5,0 \cdot 10^{-4}$ мбар) прохідним струмом за рахунок Джоулевого тепла. Зразок розташовувався горизонтально і зміна геометричних розмірів зразка визначалася за допомогою високоточного датчика вимірювання лінійного збільшення LVDT (лінійний диференціальний трансформатор зі змінним коефіцієнтом передачі). Розміри контактної поверхні зонду датчика із зразком становили 0,5...1,0 мм. Прискорене остигання зразка відбувалося за допомогою охолоджувальних мідних затискачів за рахунок теплопровідності. Термічний цикл зада-

Хімічний склад високовуглецевої рейкової сталі К76Ф і металу шва, виконаного способом АДЗПМ з використанням зварювального дроту АНПМ-3, мас. %

Матеріал	Fe	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	V	Mo	Al
Сталь К76Ф	97,737	0,80	0,32	0,96	0,010	0,010	0,03	0,04	0,033	0,051	0,008	0,001
Метал АНПМ-3	94,937	0,30	0,40	1,20	0,015	0,015	0,50	1,40	0,033	0,100	0,350	0,750

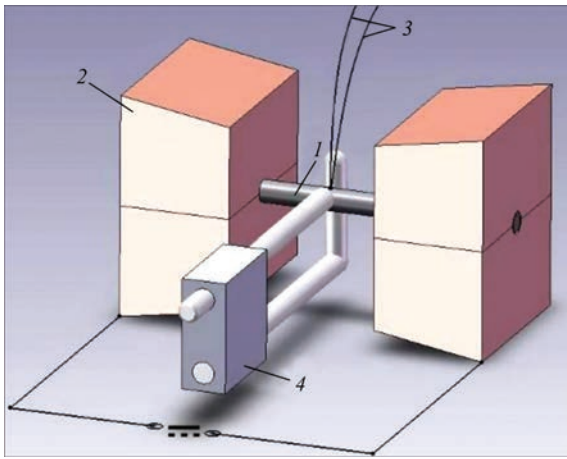


Рис. 2. Схема приладу імітації [1] термодеформаційного стану металевих матеріалів Gleeble 3800: 1 — металевий зразок; 2 — мідні затискачі, що охолоджуються; 3 — термопара; 4 — дилатометр

вався програмою, яка заснована на контролі температури зразка в часі за допомогою привареної до нього термопари (сплав Pt–Pt/Rh 10 %) діаметром 0,9 мм. Затискачі вільно переміщувалися один відносно одного по повздовжній осі, що дозволяло уникнути виникнення термічних напружень (рис. 2).

Дослідження зварних з'єднань на модельних зразках відбувалося за різними термічними циклами процесу. Термічні цикли включали в себе етап нагрівання, етап ізотермічної витримки в аустенітній області за температури нормалізації та етап охолодження. Температура нормалізації була однаковою для всіх режимів термічного оброблення зразків та становила 900 °С. Середня швидкість нагрівання зразків до заданої температури становила 8 °С/с. Після нагрівання металу шва до його перетворення в аустенітній області зразки витримували протягом 70 с і охолоджували у відповідності із заданими режимами термічних циклів. Для вивчення термодинаміки перетворен-

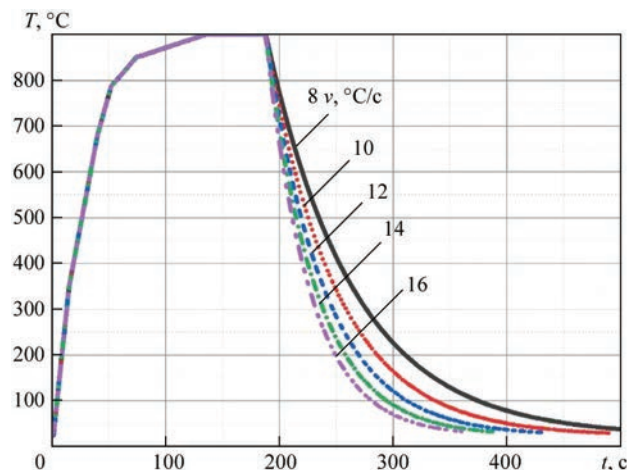


Рис. 3. Термічні цикли у часі (t) під час дилатометричного дослідження

ня переохолодженого аустеніту металу зварного шва було обрано п'ять термічних циклів, які відрізнялися швидкістю охолодження v в інтервалі температур 800...500 °С і становили відповідно 8, 10, 12, 14 і 16 °С/с для кожного типу модельних зразків (рис. 3).

Характер охолодження зразків нелінійний та був заданий законом Ньютона–Ріхмана, що відповідає природному охолодженню металу [1, 28]:

$$T(t) = T_{o,s} + (T_{\max} - T_{o,s})e^{-rt},$$

де T — температура зразка в момент часу t ; $T_{o,s}$ — температура оточуючого середовища; T_{\max} — максимальна температура нагріву, яка є початковою температурою охолодження; e — основа натурального логарифму; r — константа, що пов'язана з теплоємністю матеріалу (позитивна величина).

Підготовка зразків I і II типів з різним розташуванням зони зварного шва відносно його центру (рис. 1) обумовлена задачею дослідження характеру розпаду аустеніту як в металі зварного шва (рис. 1, а), так і в металі зони сплавлення (рис. 1, б). Через складну геометрію зони сплавлення і те, що виміряна ширина лінії сплавлення становить 0,4...0,5 мм та є меншою за розмір контактної поверхні зонду датчика із зразком, в області вимірювання дилатометру потрапляв метал як самої лінії сплавлення, так і метал, що межує з нею — литий метал шва і основний метал рейки.

Отримані частини термодинамічних діаграм розпаду переохолодженого аустеніту для металу зварного шва (I типу зразків) та для металу зони сплавлення (II типу зразків) мають схожий характер (рис. 4).

На основі частини термодинамічної діаграми для металу зварного з'єднання сталі К76Ф виконаного дротом АНПМ-3, встановлено, що під час нагрівання зразків зі швидкістю 8 °С/с поліморфне $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення для I типу зразків починається за температури 715,2 °С (A_{c1}), закінчується за температури 884,6 °С (A_{c3}), а для II типу зразків — 733,0 °С (A_{c1}) і 870,4 °С (A_{c3}) відповідно.

Для металу шва (I типу зразків) початок високотемпературного (перлітного) перетворення лежить в інтервалі температур 600...630 °С і зростає зі спаданням швидкостей охолодження — 16...8 °С/с. Кінець даного перетворення завершується за температури 405 °С. У випадку металу зони сплавлення (II типу зразків) спостерігається деяке підвищення температури початку високотемпературного перетворення у порівнянні з металом зварного шва та складає 616...657 °С для швидкостей охолодження відповідно 16...8 °С/с, а завершується за температур 545...553 °С для зазначених швидкостей.

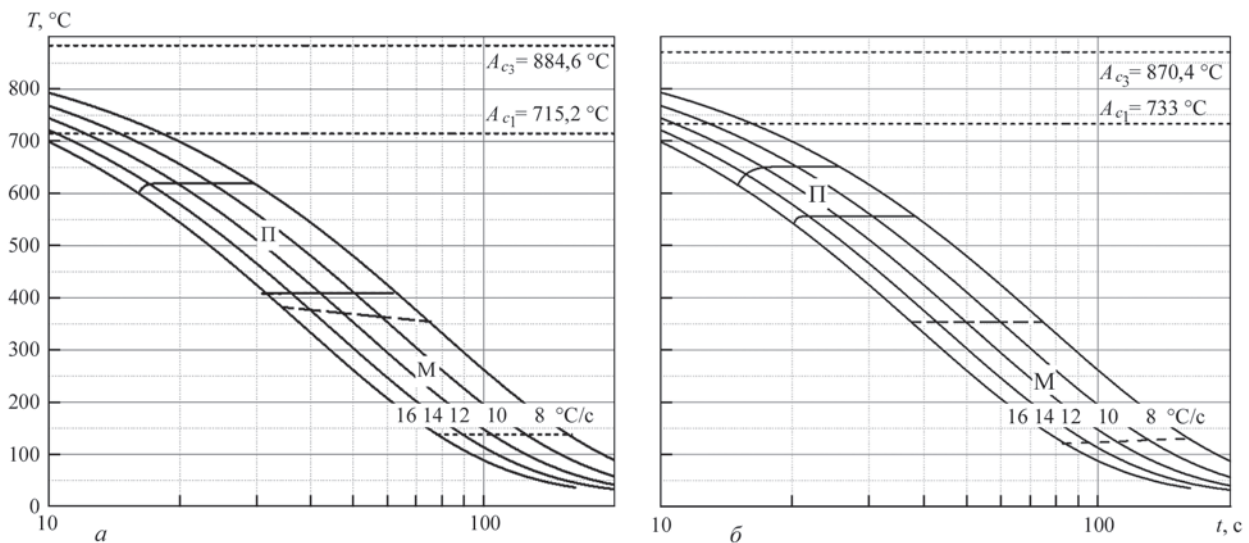


Рис. 4. Частина термокінетичних діаграм розпаду переохолодженого аустеніту за безперервного охолодження металу зварного з'єднання сталі К76Ф, виконаного способом АДЗПМ дротом АНПМ-3: а — I тип модельних зразків (метал шва); б — II тип модельних зразків (метал зони сплавлення)

Різниця температур початку та закінчення високотемпературного перетворення мають значні відмінності для I і II типу зразків відповідно 195...225 °C і 71...104 °C й для I типу зразків зона високотемпературного перетворення значно протяжніше за таку ж зону для II типу зразків.

Початок низькотемпературного (мартенситного) перетворення I типу зразків лежить в діапазоні температур 369...351 °C і зменшується зі спаданням швидкостей охолодження — 16...8 °C/c. Завершується низькотемпературне перетворення за температури 145 °C. Для II типу зразків температура початку низькотемпературного перетворення дорівнює 346 °C, а температура кінця цього перетворення лежить в діапазоні 122...140 °C і зростає зі спаданням швидкості охолодження відповідно 16...8 °C/c. Різниця температур початку та закінчення низькотемпературного перетворення для зазначених швидкостей охолодження однакові для I і II типу зразків — 224...206 °C.

Такі відмінності у характері перетворення для розглянутих частин термокінетичних діаграм вірогідно пов'язані з різним хімічним складом за вмістом вуглецю й легуючих елементів металу шва та зони сплавлення.

Збільшення об'єму металу на ділянці високотемпературного (перлітного) перетворення для обох типів зразків незначне у порівнянні із його збільшенням на ділянці низькотемпературного (мартенситного) перетворення та складає 1...5 % від останнього.

Під час проведення дилатометричних випробувань температура аустенізації (нормалізації) була обрана 900 °C. Однак визначено, що поліморфне перетворення для модельних зразків I типу закін-

чується за температури 884,6 °C (A_{c3}). Вочевидь, що дана температура аустенізації може бути не достатня для повного розчинення первинної структури металу та протікання в повній мірі дифузійних процесів. Отже температуру аустенізації для I типу зразків рекомендується збільшити приблизно на 30...50 °C, щоб гарантовано забезпечити перехід металу в аустенітну область. Відмінності у температурі аустенізації зразків I і II типів можуть також призвести до деякої зміни характеру температурних перетворень.

За термічного оброблення швів рейок індуктором, який охоплює рейку, область металу під центром індуктора (в осьовому напрямку рейки), що відповідає I типу зразків, буде мати вищу температуру, ніж область металу у країв індуктора — в зоні сплавлення металу шва з основним металом рейки, що відповідає II типу зразків. Таким чином, умова забезпечення підвищеної температури для металу зварного шва і зменшеної температури у зоні сплавлення металу шва з основним металом рейки може бути виконана за рахунок особливостей конструкції індуктора (його ширини) і розподілення температурного поля під ним.

МІКРОСТРУКТУРНІ ДОСЛІДЖЕННЯ І ДОСЛІДЖЕННЯ РІВНЯ ТВЕРДОСТІ

Виконано дослідження мікроструктури основного металу термозміцненої залізничної рейки типу Р65 із сталі марки К76Ф і металу зварного шва за кратності збільшення $\times 250$. Основний метал має перлітну дрібнодисперсну структуру (сорбіто-троститного типу типу) різного ступеня дисперсності (рис. 5, а) з балом зерна № 7–9 і з мікротвердістю $HV 0,1-2800...3200$ МПа в тілі

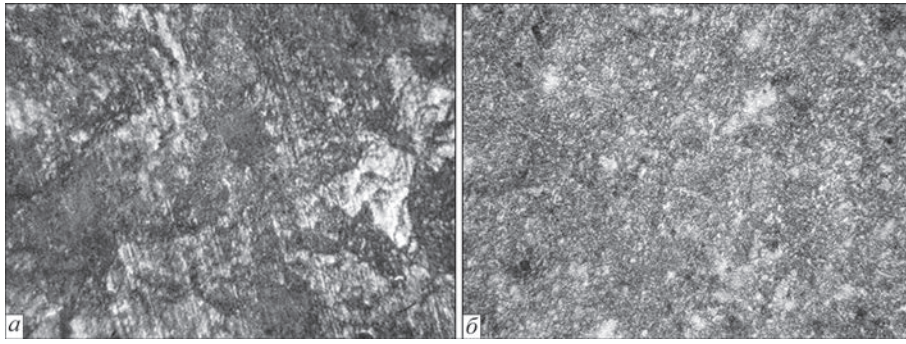


Рис. 5. Мікроструктура: *a* — основного металу головки залізничної рейки; *б* — металу зварного шва ($\times 250$)

головки рейки і до $HV\ 0,1-3510$ МПа на її поверхні кочення. Інтегральна твердість основного металу $HRC\ 35...37$ в головці рейки на глибині 5 мм від поверхні кочення і $HRC\ 32...33$ на глибині 20 мм. Локальна твердість металу вимірювалась за Віккерсом за навантаження 0,1 кгс, а інтегральна твердість — за Роквеллом твердоміром ТК-2М за навантаження 150 кгс.

Метал зварного шва (рис. 5, б) має литу феритно-перлітну структуру з вкрапленнями мартенситу. Інтегральна твердість в зварному шві в головці рейки на глибині 5 мм від поверхні кочення становила $HRC\ 29$, а на глибині 20 мм — $HRC\ 31$. Тобто спостерігається знижена твердість в зварному шві в головці рейки відносно основного металу рейки. Це є передумовою можливої появи сідловин на поверхні кочення в зоні зварного шва в процесі довготривалої та інтенсивної експлуатації колій.

Проведено також металографічні дослідження металу модельних зразків після дилатометричних випробувань. Визначено структурно-фазовий склад металу зварного з'єднання. Дослідження мікроструктури зразків виконувалось в центральній частині шва (I тип зразків) та в області лінії сплавлення (II тип зразків) за кратності збільшення $\times 200$ і $\times 500$.

Мікроструктура (рис. 6) досліджених зразків I типу № 1–4 зі швидкістю охолодження $8...14$ °C/c являє собою перлітну структуру з мікротвердістю в межах $HV\ 0,1-3230...3840$ МПа. Відмінності є у зразка № 5 зі швидкістю охолодження 16 °C/c, у якому спостерігається збільшення об'ємної долі дрібноголчастого мартенситу з мікротвердістю в межах $HV\ 0,1-4160...4510$ МПа.

Дослідження мікроструктури зразків II типу № 6–10 виконувалось в зоні лінії сплавлення наплавленого металу шва та основного металу рейки на двох ділянках: перша зміщена на 0,5 мм в бік металу шва (рис. 7), друга — на таку ж відстань в бік основного металу рейки (рис. 8).

Малий розмір відбитка інтензора твердоміра ($\sim 24...28$ мкм) дозволив провести локальне вимірю-

вання мікротвердісті безпосередньо в межах вузької зони сплавлення з дотриманням необхідного кроку в межах трьох діагоналей між відбитками.

Мікроструктура досліджених зразків II типу № 6–10 першої ділянки (рис. 7) зі швидкістю охолодження $8...16$ °C/c являє собою змішану феритно-перлітну структуру з незначною часткою мартенситу, переважно відпущеного типу. Мікротвердість темної феритно-перлітної фази лежить в межах $HV\ 0,1-2570...2900$ МПа, а світлої мартенситної фази $HV\ 0,1-4060...4260$ МПа. Загальна мікротвердість даної ділянки знаходиться в межах $HV\ 0,1-3680...3880$ МПа. Зі збільшенням швидкості охолодження помітна тенденція збільшення мікротвердісті металу цієї ділянки.

Мікроструктура зразків II типу № 6–10 другої ділянки (рис. 8) переважно являє собою перлітну структуру різного ступеню дисперсності з місцями виділення вільного фериту по границям колишніх аустенітних зерен. Загальна мікротвердість цієї ділянки знаходиться в межах $HV\ 0,1-3130...3480$ МПа. Зі збільшенням швидкості охолодження також помітна тенденція збільшення мікротвердісті даної ділянки.

Таким чином, термічне оброблення металу зварного шва сприяє підвищенню його твердості тим сильніше, чим більше швидкість охолодження.

Дослідження структури металу шва та області сплавлення показали, що застосування швидкостей охолодження в межах $8...14$ °C/c призводить до формування гартівних структур в металі шва, а саме ділянок відпущеного мартенситу, а за 16 °C/c — ділянок дрібноголчастого мартенситу. Можна прогнозувати, що подальше зростання швидкості охолодження буде сприяти збільшенню об'ємної долі дрібноголчастої мартенситної складової в металі шва. Зниження швидкості охолодження нижче 8 °C/c може призвести до структурних змін в області лінії сплавлення та основному металі рейки, а саме до збільшення об'ємної долі вільного фериту, зміни морфології перлітної складової, коагуляції

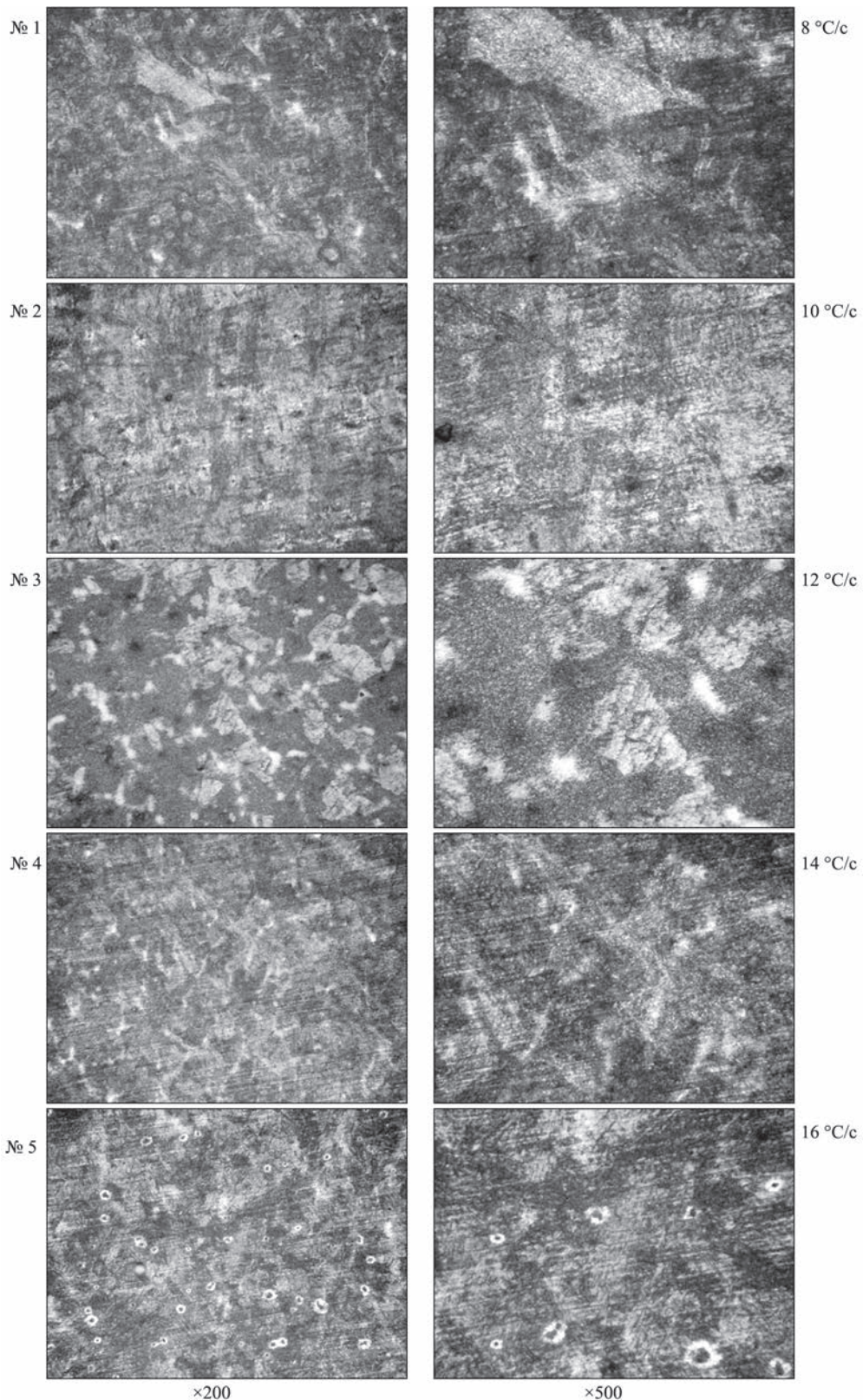


Рис. 6. Мікроструктура центральної зони зварного з'єднання модельних зразків I типу № 1–5 в залежності від швидкості охолодження під час їх термічного оброблення ($\times 200$ і $\times 500$)

карбідів, що призведе до суттєвого зниження інтегральної твердості металу в даній області.

Формування ділянок гартівних мартенситних структур і наявність в них частки відпущеного мартенситу у металі зварного з'єднання після

термічного оброблення зумовлене особливостями термодинамічних умов охолодження з аустенітної області. Спостерігаються доволі високі температури початку низькотемпературного мартенситного перетворення (M_s — Martensitic Start) для ме-

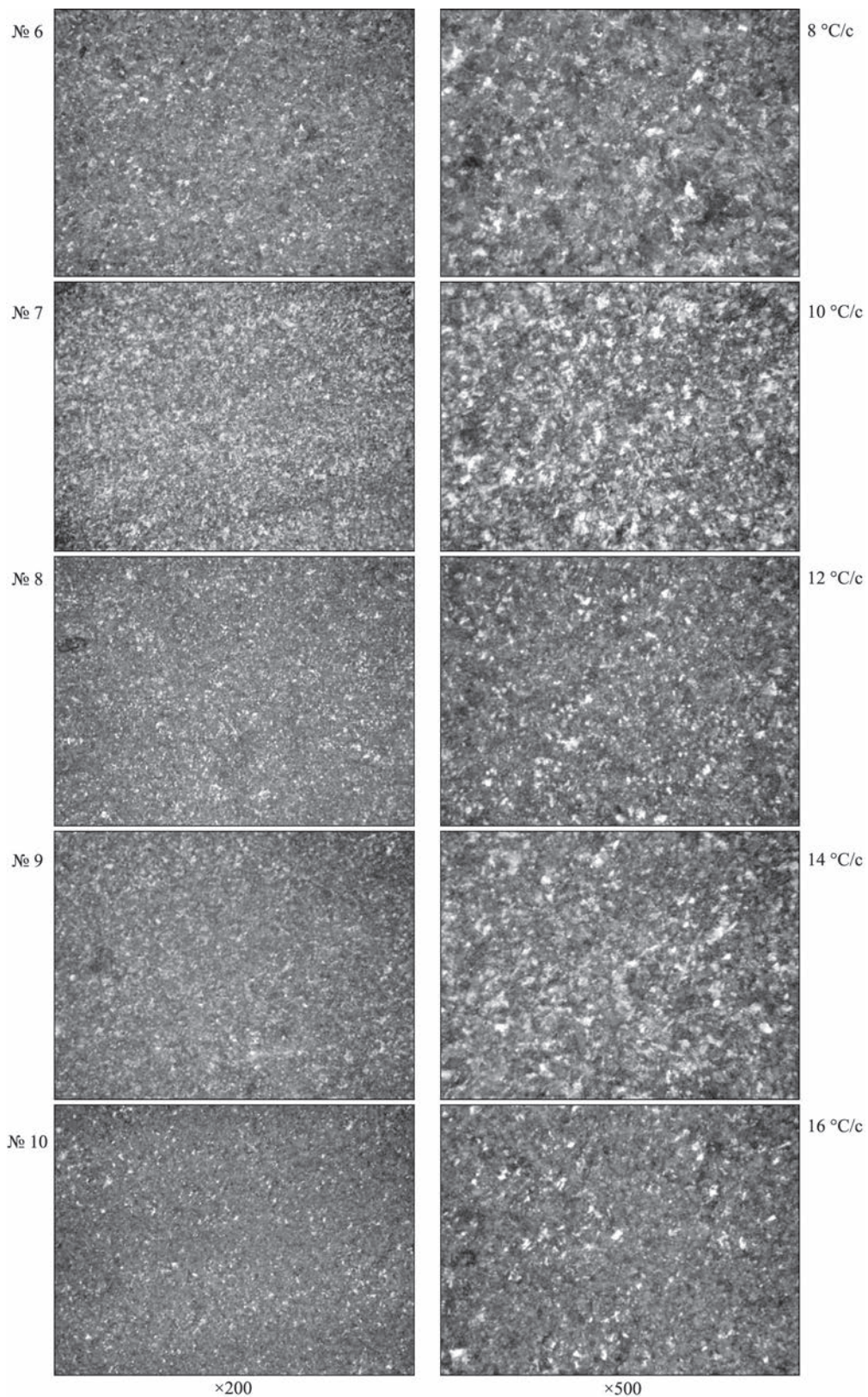


Рис. 7. Мікροструктура зони сплавлення металу шва та основного металу рейки модельних зразків II типу № 6–10 першої області (область зміщена в бік металу шва) в залежності від швидкості охолодження під час їх термічного оброблення ($\times 200$ і $\times 500$)

талу шва (зразки I типу) — $369\text{...}351$ °C і металу зони сплавлення (зразки II типу) — 346 °C. Завершується низькотемпературне перетворення (Mf — Martensitic Finish) для зразків I і II відповідно за

температурами 145 °C і $122\text{...}140$ °C (рис. 4). Підвищений час перебування металу в інтервалі мартенситного перетворення Ms–Mf, що зумовлене суттєвою різницею температур його початку та за-

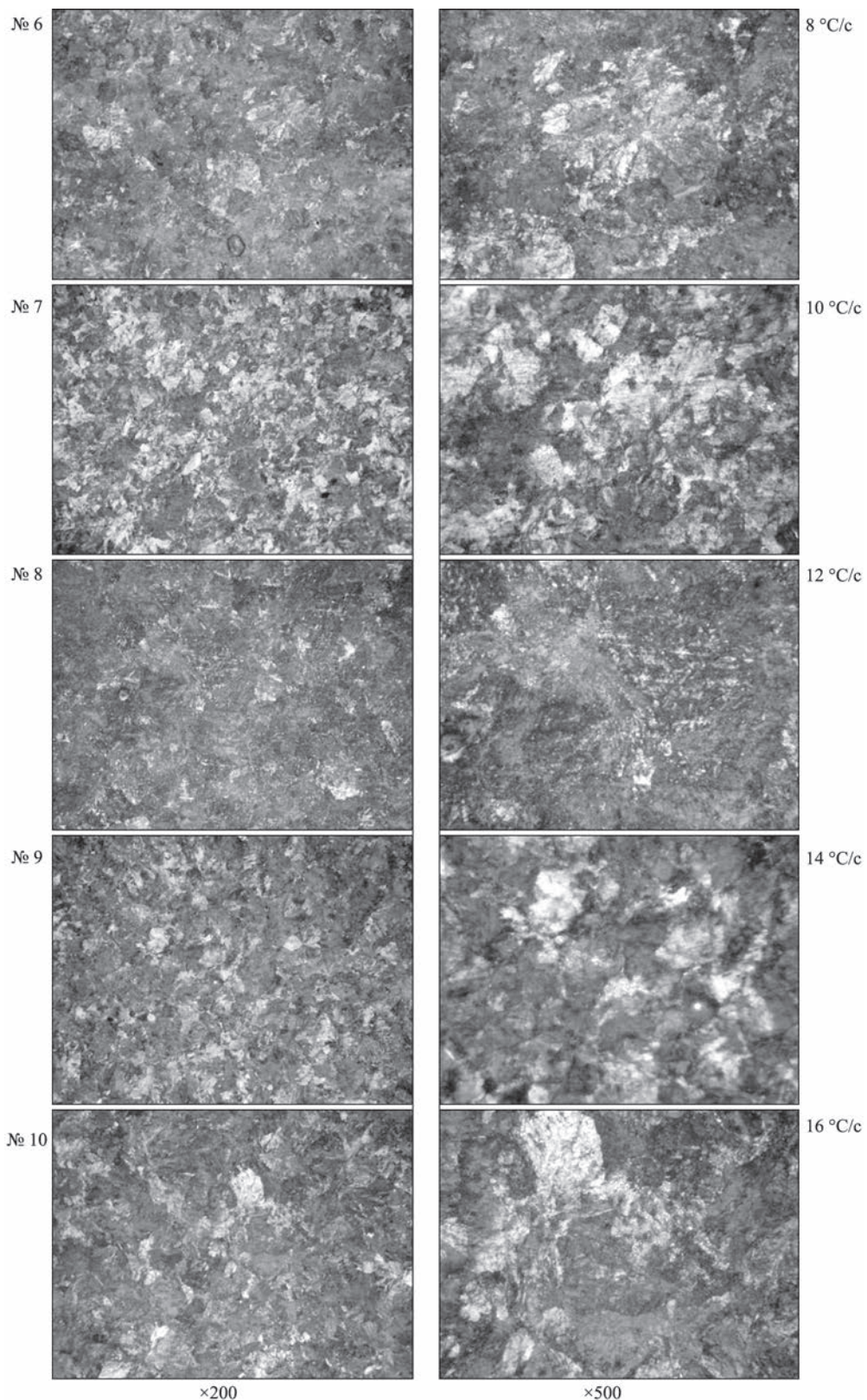


Рис. 8. Мікроструктура зони сплавлення металу шва та основного металу рейки модельних зразків II типу № 6–10 другої області (область зміщена в бік основного металу рейки) в залежності від швидкості охолодження під час їх термічного оброблення ($\times 200$ і $\times 500$)

кінчення $224 \dots 206$ °C за відносно низьких швидкостей охолодження $14 \dots 8$ °C/s, є достатнім для реалізації локальних дифузійних процесів перерозподілу вуглецю та випадіння з перенасиченого

твердого розчину певної кількості дрібнодисперсних карбідних частинок у мартенситній матриці.

За наявності високих температур початку мартенситного перетворення M_s в сталях реалізується явище самовідпуску (Auto- або Self-Tempering),

яке полягає у частковій релаксації та відпуску утвореного мартенситу без здійснення окремої стадії повторного нагрівання [29, 30]. Такий ефект гартування–відпуску є характерним для умов формування мартенситу за підвищених температур [31–33]. Зростання інтенсивності самовідпуску може забезпечувати підвищення пластичності матеріалу за порівняно незначного зниження рівня міцності, що є типовим для мартенситу.

У досліджуваних зразках відбувається бездифузійне зародження та ріст мартенситу. Мартенситна структура певний час перебуває в температурному інтервалі 350...300 °С. За цих умов стає можливим обмежений дифузійний перерозподіл вуглецю в межах мартенситної структури, переважно вздовж дислокацій, меж голок і пакетів, що призводить до часткового зниження перенасиченості твердого розчину та виділення дрібнодисперсних перехідних карбідних фаз. Наслідком цього є зменшення тетрагональності кристалічної ґратки мартенситу та часткове зняття внутрішніх напружень. Таким чином, у металі шва формується мартенсит, що зазнав самовідпуску на початкових стадіях, який за своїм фазовим станом і дефектною будовою відповідає відпущеному мартенситу низькотемпературного типу, сформованому в умовах безперервного охолодження після аустенізації, і принципово відрізняється від мартенситу, відпущеного за класичними високотемпературними режимами.

Наявність долі гартівних, переважно самовідпущених мартенситних структур у металі шва, не є завадою в зварних стиках трамвайних колій з відносно низькими навантаженнями на них і невеликими швидкостями рухомого складу, на відміну від сучасних високошвидкісних залізничних колій, де наявність мартенситної складової в металі шва не допускається.

Здійснені дослідження показали, що проведення термічного оброблення металу зварного з'єднання рейок зі сталі К76Ф, виконаного способом АДЗПМ зварювальним дротом АНПМ-3, з температурою аустенізації 930...950 °С і витримкою за цієї температури продовж 70 с, забезпечує перехід металу шва в аустенітну область з отриманням в процесі його охолодження зі швидкістю в межах 8...14 °С/с перлітної складової з окремими ділянками відпущеного мартенситу, що сприяє покращенню структури металу зварного з'єднання.

Здійснення індукційного термічного оброблення може підвищити надійність зварних стиків рейок трамвайних колій, виконаних дуговим зварюванням, що важливо для будівництва і ремонту трамвайних шляхів.

Подальші дослідження повинні бути спрямовані на механічні випробування термічно оброблених зварних з'єднань реальних рейок.

ВИСНОВКИ

1. Вперше побудовані частини термокінетичних діаграм розпаду переохолодженого аустеніту за безперервного охолодження металу зварного шва, виконаного способом АДЗПМ дротом АНПМ-3, і зони його сплавлення зі сталлю К76Ф. Це дозволило встановити кінетику фазових перетворень під час охолодження металу зварного з'єднання із визначенням впливу швидкостей охолодження на формування кінцевої мікроструктури в металі з'єднання.

2. Встановлені режими термічного оброблення зварних стиків термозміцнених рейок типу Р65 із сталі К76Ф трамвайних колій зварених способом АДЗПМ дротом марки АНПМ-3. Для проведення термічного оброблення необхідно досягнення температури аустенізації металу шва 930...950 °С за швидкості нагрівання 8 °С/с з витримкою за цієї температури протягом 70 с для отримання однорідної аустенітної структури та наступного прискореного охолодження в межах 8...14 °С/с. В результаті в зварному стикі формується перлітна структура металу з окремими ділянками відпущеного мартенситу.

3. Результати фізичного моделювання на модельних зразках структуроутворення металу шва під час термічного оброблення зварних стиків рейок трамвайних колій показали, що процес термічного оброблення зварного з'єднання рейок підвищує показники якості металу з'єднання, покращує його структурну однорідність, підвищує твердість і знімає залишкові напруження. Це може сприяти збільшенню ресурсу працездатності зварних стиків трамвайних рейкових колій.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ/REFERENCES

- Krivtsun, I., Hubatiuk, R., Rymar, S. et al. (2025) Physical simulation of structural transformations in the welded joint of high-carbon rail steel. *Materials Research Express*, 12(7), 1–18. DOI: <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ade039>
- Krivtsun, I., Rymar, S., Hubatiuk, R. et al. (2024) Physical modelling of high-frequency induction heat treatment of welded joints of railway rails using inverter frequency converters. In: *Proc. of the IEEE 7th Inter. Conf. on Smart Technologies in Power Engineering and Electronics (STEE-2004), Kyiv, Ukraine, 24–26 September, 2024*. National Technical University of Ukraine “Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute”. DOI: <https://doi.org/10.1109/STEE63556.2024.10747962>
- Gubatyuk, R.S., Rymar, S.V., Kostin, V.A. et al. (2021) The simulation of the process of heat treatment of welded joints of high-strength railway rails. In: *Proc. of the III Inter. Conf. on Advanced Technologies in Materials Science, Mechanical and Automation Engineering (MIP: III Engineering-III-2021)*,

- 2402(1), 070026. 070026-1–070026-7. American Institute of Physics, USA. DOI: <https://doi.org/10.1063/5.0071364>
4. Hubatyuk, R.S., Rymar, S.V., Prokofiev, O.S. et al. (2021) Modeling of the process of induction heat treatment of welded joints from rail high-strength steels. *The Paton Welding J.*, **9**, 27–38. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2021.09.05>
 5. Hubatyuk, R.S., Rymar, S.V., Prokofiev, O.S. et al. (2021) Simulation of electromagnetic and thermal fields in the process of induction heating on small specimens with the presence of welded joint of high-strength railway rails. *The Paton Welding J.*, **1**, 40–44. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2021.01.08>
 6. Gubatyuk, R.S. (2019) Heat treatment of welded joints of high-strength railway rails (Review). *The Paton Welding J.*, **2**, 41–48. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2019.02.07>
 7. Ziakhor, I.V., Antipin, E.V., Didkovsky, O.V. et al. (2023) Modern technologies of welding railway rails (Review). *Avtomatychne Zvaryuvannya*, **5**, 5–17 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2023.05.01>
 8. Dahl, B., Mogart, B., Greford, B., Ulander, B. (1995) *Repair of rails on-site by welding*. ESAB Group, Goteborg, Sweden.
 9. Poznyakov, V.D., Kiriakov, V.M., Gajvoronsky, A.A. et al. (2010) Properties of welded joints of rail steel in electric arc welding. *The Paton Welding J.*, **8**, 16–20.
 10. Okumura, M., Karimine, K., Uchino, K., Yourioka, N. (1995) Development of field fusion welding technology for rail-road-rails. *Nippon Steel Technical Report*, **65**, 41–49.
 11. Saita, K., Karimine, K., Ueda, M. et al. (2013) Trends in rail welding technologies and our future approach. *Nippon Steel and Sumitomo Metal Technical Report*, **105**, 84–92.
 12. Kuzmenko, G.V., Kuzmenko, V.G., Galinich, V.I., Taganovsky, V.M. (2012) New technology of electric arc bath welding of rails on tram and crane tracks. *The Paton Welding J.*, **5**, 33–36.
 13. Bajic, D., Kuzmenko, G.V., Samardzic, I. (2013) Welding of rails with new technology of arc welding. *Metallurgiya*, **52**(3), 399–402.
 14. Golovin, G.F., Zimin, N.V. (1979) *Technology of heat treatment of metals using induction heating*. Leningrad, Mashinostroyeniye.
 15. Nesterov, D.K., Sapozhkov, V.E., Levchenko, N.F. et al. (1990) Heat treatment of rail steel using induction heating. *Metallovedeniye i Termicheskaya Obrabotka Metallov*, **8**, 30–34.
 16. Lai, Z.Y., Lei, X.W., Zhang, Z.M. et al. (2023) Improvements in welding continuous cooling transformation diagram of high-strength low-alloy steel weld. *Materials Science and Technology*, **39**(17), 2690–2698. DOI: <https://doi.org/10.1080/02670836.2023.2215644>
 17. Minamoto, S., Tsukamoto, S., Kasuya, T. et al. (2022) Prediction of continuous cooling transformation diagram for weld heat affected zone by machine learning. *Science and Technology of Advanced Material*, **2**, 402–415. DOI: <https://doi.org/10.1080/27660400.2022.2123262>
 18. Yu, S., Wang, Y., Zhang, Z. (2025) Monitoring process parameters and predicting rail steel welded joint microstructure and mechanical property of three-wire fusion nozzle electroslag welding. *Welding in the World*, **69**, 1229–1240. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40194-025-01962-2>
 19. Ma, R., Liu, X., Lv, Q., Wang, X. (2022) Effect of laser shock peening on fatigue properties of U75VG rail flash-butt welding joints. *Optics and Laser Technology*, **149**, 107889. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2022.107889>
 20. Pismenny A.S. (2005) *Induction heating for welding and related technologies*. Ed. by B.E. Paton. Kyiv, PWI.
 21. Xie, H., Leng, W., Li, M. et al. (2024) Preparation and wear properties of high-silicon high-vanadium wear-resistant alloy with nano-pearlite matrix and carbides composite structure. *J. of Materials Research and Technology*, **28**, 199–215. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.11.279>
 22. Masoumi, M., Tressia, G., Centeno, D.M.A., Goldenstein, H. (2021) Improving the mechanical properties and wear resistance of a commercial pearlitic rail steel using a two-step heat treatment. *Metallurgical and Materials Transact. A*, **52**, 4888–4906. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-021-06432-0>
 23. Aglan, H., Ahmed, S., Prayakarao, K., Fateh, M. (2013) Effect of preheating temperature on the mechanical and fracture properties of welded pearlitic rail steels. *Engineering*, **11**(5), 837–843. DOI: <https://doi.org/10.4236/eng.2013.511101>
 24. Babachenko, O.I., Kononenko, H.A., Podolskiy, R.V. (2020) Justification of the choice of thermo-kinetic parameters of the cooled K76F steel to increase hardness across the rail head section. *Metals Science and Heat Treatment of Metals*, **4**, 30–37. DOI: <https://doi.org/10.30838/J.PM-HTML.2413.241120.30.688>
 25. Grigorenko, G., Kostin, V., Zhukov, V., Zuber, T. (2016) Peculiarities of structural transformations in HAZ metal of rail steel M76 joint produced by flash-butt welding. *J. of Physical Science and Application*, **5**(6), 54–65. DOI: <https://doi.org/10.17265/2159-5348/2016.05.009>
 26. Savitsky, M.M., Gubatyuk, R.S., Rymar, S.V. et al. (2006) *Method of physical modulation of the process of high-frequency heat treatment of a metal sample*. UA Pat., No. a201902347. Kyiv, PWI. Publ. 19.05.2021.
 27. Grigorenko, G.M., Kostin, V.A. (2013) Modern possibilities of modeling austenite transformations in welds in low-alloy steels. *Sovremennaya Elektrometallurgiya*, **1**, 33–39 [in Russian].
 28. Konstantinov, S.M. (2005) *Heat transfer: A textbook for students of higher technical schools of the Ministry of Education and Science of Ukraine, National Technical University of Ukraine “Kyiv Polytechnic Institute”*. Kyiv, Politekhnik.
 29. Bhadeshia, H.K.D.H., Honeycombe, R.W.K. (2017) *Steels: Microstructure and properties*. 4th Ed. Amsterdam, Oxford, Elsevier Butterworth-Heinemann.
 30. Krauss, G. (2015) *Steels: Processing, structure, and performance*. 2nd Ed. ASM International, Materials Park, Ohio, 704. DOI: <https://doi.org/10.31399/asm.tb.spsp.2.9781627082655>
 31. Matsuda, H., Mizuno, R., Funakawa, Y. et al. (2013) Effects of auto-tempering behaviour of martensite on mechanical properties of ultra high strength steel sheets. *J. of Alloys and Compounds*, **577**(1), S661–S667. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.04.108>
 32. Ramesh Babu, S. (2021). *The onset of martensite and auto-tempering in low-alloy martensitic steels*: Academic Dissertation of the Doctoral Training Committee of Technology and Natural Sciences of the University of Oulu, Finland. DOI: <https://doi.org/10.13140/RG.2.2.20200.80644>
 33. Rupinen, M.C., Peterson, N.E., Clarke, A.J., Speer, J.G. (2024) Quantitative modeling of autotempering effects in martensitic steels, *Scripta Materialia*, **243**, 115998. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2024.116001>

PHYSICAL MODELING OF STRUCTURE FORMATION OF THE WELD METAL DURING HEAT TREATMENT OF WELDED JOINTS OF TRAM RAILS

I.V. Krivtsun, R.S. Hubatyuk, O.S. Prokofiev, S.V. Rymar, E.O. Panteleimonov, V.A. Kostin, S.H. Hryhorenko, V.V. Zhukov, I.O. Honcharov, G.V. Kuzmenko

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine

The results of physical modeling on model samples of structure formation of the weld metal during heat treatment of welded joints of tram rails are presented. Model samples in the form of rods were cut out of real welded joints of the head of rails of P65 type made of steel of K76F grade. The joints were made by automatic arc welding by the consumable guide using flux-cored filler welding wire of ANPM-3 grade. Parts of thermokinetic diagrams of the decomposition of supercooled austenite during continuous cooling of the metal of the weld made by arc welding and its zone of fusion with the base metal of the rail were constructed for the first time, which allowed us to determine changes in the metal structure and its hardness at different cooling rates. Physical modeling on model samples allowed establishing the parameters of heat treatment of welded rail joints, which improve the properties of the metal, increase its hardness and remove residual stresses. Heat treatment will have a positive effect on improving the operational properties and increasing the reliability and service life of welded rail joints, which is important during construction and repair of tram tracks.. 33 Ref., 1 Tabl., 8 Fig.

KEYWORDS: welded joints of tram rails, heat treatment, physical modeling, thermokinetic diagrams, reliability increase

ORCID

I.V. Кривцун — <https://orcid.org/0000-0001-9818-3383>, Р.С. Губатюк — <https://orcid.org/0000-0002-0851-743X>,
О.С. Прокоф'єв — <https://orcid.org/0000-0003-4643-6611>, С.В. Рymar — <https://orcid.org/0000-0003-0490-4608>,
Є.О. Пантелеймонов — <https://orcid.org/0000-0002-5569-9141>, В.А. Костін — <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>,
С.Г. Григоренко — <https://orcid.org/0000-0003-1625-7010>, В.В. Жуков — <https://orcid.org/0000-0002-3358-8491>,
І.О. Гончаров — <https://orcid.org/0000-0003-2915-0435>, Г.В. Кузьменко — <https://orcid.org/0000-0001-6764-5389>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

С.В. Рymar

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: elmag@paton.kiev.ua

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

I.V. Krivtsun, R.S. Hubatyuk, O.S. Prokofiev, S.V. Rymar, E.O. Panteleimonov, V.A. Kostin, S.G. Grigorenko, V.V. Zhukov, I.O. Honcharov, G.V. Kuzmenko (2026) Фізичне моделювання структуроутворення металу шва під час термічного оброблення зварних стиків рейок трамвайних колій. *Сучасна електрометалургія*, **02**, 27–38.

DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2026.02.04>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem>

Отримано 24.12.2025

Отримано у переглянутому вигляді 30.03.2026

Затверджено до друку 20.05.2026

Оприлюднено 27.05.2026

