

# ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ З'ЄДНАНЬ РЕЙОК МАРКИ R260MN ПРИ КОНТАКТНО-СТИКОВОМУ ЗВАРЮВАННІ

В.І. Швець, О.В. Дідковський, І.В. Зяхор, Є.В. Антіпін, Л.М. Капітанчук

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича 11. E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

Досліджено властивості та особливості мікроструктури з'єднань рейкової сталі марки R260MN з підвищеним вмістом марганцю, отриманих контактним зварюванням пульсуючим оплавленням. Показано утворення в з'єднанні мартенсит-аустенітних структур внаслідок неоднорідності розподілу аустенітстабілізуючого марганцю. Кількість і розміри ізольованих мартенсит-аустенітних структур незначна і критично не впливає на результати випробувань з'єднань. Контроль ліквідаційної неоднорідності марганцю досягається за допомогою удосконалення металургійного процесу. Бібліогр. 11, табл. 1, рис. 10.

*Ключові слова:* контактне-стикове зварювання, рейки марки R260MN, розподіл твердості, мартенсит-аустенітні структури, ліквідаційна неоднорідність

**Вступ.** Зростання швидкості та вантажопідйомності потягів потребує вдосконалення експлуатаційних характеристик рейок. Можливості термообробки перлітних рейкових сталей обмежені. Одним із шляхів вирішення цієї проблеми є вдосконалення хімічного складу рейкової сталі за допомогою зміни співвідношення базових елементів (вуглець, марганець, кремній) та додаткового легування. У перлітній рейковій сталі марки M76 вміст вуглецю передбачається в кількості 0,69...0,82 %, марганцю 0,75...1,05 %, кремнію 0,18...0,4 % (таблиця). Вуглець, марганець та кремній підвищують стійкість переохолодженого аустеніту. Перлітне перетворення відбувається в області нижчих температур з утворенням пластинчастих структур з високою дисперсністю і, відповідно, міцністю. Мікролегування ванадієм, титаном і ніобієм забезпечує дисперсійне зміцнення перліту з одночасним зменшенням міжпластинчастої відстані та подрібненням мікроструктури [1, 2]. У рейкових сталях марок E76Ф, K76Ф, M76Ф та E76Т, K76Т помітно підвищуються експлуатаційні характеристики. Відомі перлітні рейкові сталі марок M76ХСФ та E76ХСФ, у яких в якості легуючих елементів використано ванадій і хром. Легування хромом підвищує твердість рейок, що збільшує їх зносостійкість.

У ході робіт з удосконалення рейкових сталей розглянуто можливості збільшення вмісту вуглецю понад евтектоїдного (>0,82 %). Вміст вуглецю в таких рейках марки AREAL 136HE-370 виробництва японської корпорації Nippon Steel & Sumitomo metal group складає 0,99...1,0 %. У роботі [3] нами показано, що при контактному стиковому зварюванні оплавленням (КСЗО) рейок

завтектоїдного складу має місце перерозподіл вуглецю в мікроструктурі з'єднань. Розпад доевтектоїдної карбідної фази супроводжується утворенням включень вуглецю. Останнє викликає зниження вмісту вуглецю в матриці та формування структури з'єднання подібно до такої перлітних рейок доевтектоїдного складу. Необхідно відзначити, що на ділянці великого зерна в з'єднанні твердість порівняно з основним металом незначно знижується та становить  $HV\ 3900$  МПа. Причиною цього є відсутність доевтектоїдної карбідної фази на межах первинних аустенітних зерен.

Одним з напрямків поліпшення зносостійкості перлітних поверхнево гартованих рейок стало збільшення вмісту марганцю, що підвищує прожарювання. До таких відносяться рейки марки R260MN, верхня межа вмісту марганцю яких складає 1,34 мас. % (таблиця).

У ІЕЗ ім. Є.О. Патона розроблено та успішно використовується технологія контактного стикового зварювання високоміцних рейок R260 та R350HT з використанням пульсуючого оплавлення, яка забезпечує отримання стабільних показників механічних властивостей на рівні основного металу. Відповідно до термодинамічних кривих розпаду аустеніту в термомеханічних умовах КСЗО названих рейкових сталей утворення мартенситу в з'єднаннях не відбувається [4]. Мікроструктурою з'єднань є перліт, який відрізняється на різних ділянках ЗТВ ступенем дисперсності. Властивості з'єднань відповідають вимогам європейських стандартів [5, 6].

Використовуючи попередні розробки після оптимізації режиму проведено зварювання партії рейок марки R260MN(60E1) виробництва ме-

Швець В.І. – <http://orcid.org/0000-0003-4653-7453>, Дідковський О.В. – <http://orcid.org/0000-0001-5268-5599>,

Зяхор І.В. – <http://orcid.org/0000-0001-7780-0688>, Антіпін Є.В. – <http://orcid.org/0000-0003-3297-5382>,

Капітанчук Л.М. – <http://orcid.org/0000-0002-8624-2590>

© В.І. Швець, О.В. Дідковський, І.В. Зяхор, Є.В. Антіпін, Л.М. Капітанчук, 2023

талургійної компанії ArcelorMittal. Дослідження зварних з'єднань на втому, статичний вигин, розподіл твердості проведено в центрі експертиз рейок SNCS (Франція) визнало, що параметри та результати випробувань відповідають вимогам європейського стандарту [7]. Водночас в мікроструктурі з'єднань деяких партій рейок виявлено незначну кількість структурних складових, твердість яких становить  $\sim 776\text{--}900\text{ HV }0,1$ , що не відповідає вимогам європейського стандарту.

Метою даної роботи було виявлення особливостей мікроструктурного стану зони термічного впливу з'єднань рейок марки R260MN(60E1).

**Методика та обладнання.** Розглянуто з'єднання рейок марки R260MN(60E1) з вмістом марганцю 1,45 мас. % (таблиця). З'єднання отримано на машині для контактного стикового зварювання K1000 з використанням пульсуючого оплавлення. Після оптимізації режиму рекомендовані параметри мають знаходитись у межах: час зварювання – 70...90 с, зварювальний струм – 360...390 А, припуск на оплавлення – 10...14 мм, величина осадки – 11...14 мм.

Макроструктуру з'єднань виявляли відповідно до вимог ГОСТ Р51685–2013 на повнопрофільному темплеті, вирізаному у поперечному напрямку. Травлення шліфованих зразків здійснювалось водним розчином хлорного заліза.

Металографічні дослідження проводили на оптичному мікроскопі NEOPHOT 32, оснащеному цифровим фотоапаратом. Мікроструктуру виявляли травленням попередньо полірованих зразків у 4 %-у спиртовому розчині  $\text{HNO}_3$ . Для аналізу мікроструктури та визначення хімічного складу структурних складових використовували ОЖЕ-мікрозонд JAMP 9500F фірми JEOL (Японія) та рентгенівський енергодисперсійний спектрометр JNCA Penta FET x3 фірми Oxford Instrument. Енергія первинного електронного пучка становила 10 keV при струмі 0,5 nA для методів PEM та PCMA. Перед дослідженнями поверхня зразків піддавалася очищенню безпосередньо в камері аналізу приладу шляхом травлення іонами аргону  $\text{Ar}^+$  з енергією 1 keV протягом 10 хв. Швидкість

травлення по контрольному зразку-свідку  $\text{SiO}_2$  становила 4 нм/хв. Вакуум у камері аналізу знаходився в межах  $5 \cdot 10^{-8} \dots 1 \cdot 10^{-5}$  Па.

Твердість за Віккерсом вимірювали на твердомірі NOVOTEST TC-GPB з навантаженням 292,4 Н (30 кг). Розподіл твердості у з'єднанні досліджували на відстані 5 мм від поверхні катання рейки.

**Результати досліджень та обговорення.** Металографічні дослідження макроструктури з'єднання показали (рис. 1), що зона термічного впливу є симетричною щодо лінії зварного шва. Ширина її склала 30...40 мм і знаходиться в межах, що допускаються європейським стандартом [7] – 20...45 мм. Макроструктура зони термічного впливу є типовою для подібних з'єднань перлітних рейкових сталей і складається із зони шва, до якої примикає зона великого зерна, потім розташовані зони дрібного зерна, неповної перекристалізації та відпуску. Дефекти у структурі відсутні.

Відповідно до кривої розподілу (рис. 2), твердість у з'єднанні зростає в зоні великого зерна та знижується в зоні відпуску. Рівень відхилення

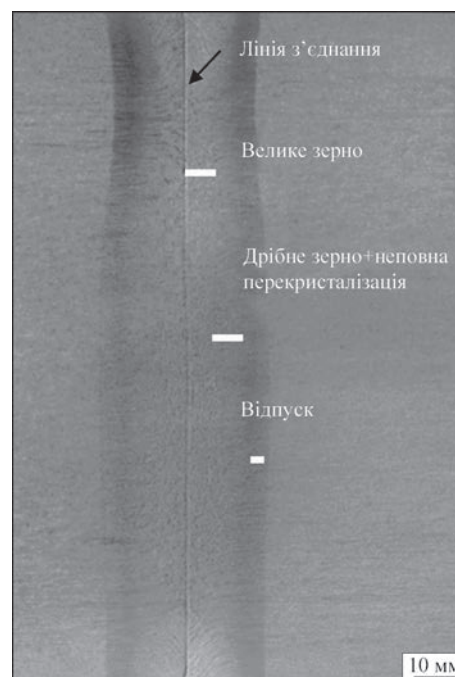


Рис. 1. Макроструктура з'єднання рейок марки R260MN

#### Хімічний склад рейкових сталей (мас. %)

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Al	Ni	Ti	V
M76	0,71...0,82	0,75...1,05	0,25...0,45	$\leq 0,035$	$\leq 0,04$					
AREAL 136 HE-X (NipponSteel, Японія)	0,99...1,00	0,69...0,71	0,50...0,52	$\leq 0,030$		0,21...0,22	$\leq 0,005$			0,04
R260	0,60...0,82	0,65...1,25	0,13...0,60	$< 0,03$	$< 0,03$	$< 0,15$	$< 0,004$	$< 0,1$	$< 0,025$	$< 0,03$
R260MN нормативи виробника ArcelorMittal, Іспанія	0,66	1,34	0,27	0,018	0,008	0,03	0,001	0,22	0,22	0,04
R260MN(60E1) рельс, що досліджувався	0,75	1,45	0,28	0,017		0,35		0,03		

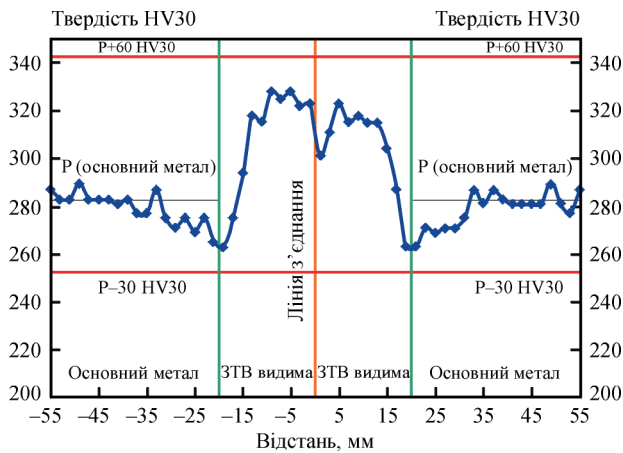


Рис. 2. Розподіл твердості у з'єднанні рейок марки R260MN від твердості основного металу відповідає вимогам європейського стандарту: максимальна твердість не повинна перевищувати твердість основного металу на 60 *HV* 30, мінімальна не повинна бути нижчою за твердість основного металу на 30 *HV* 30 [7]. Дослідження мікроструктури з'єднання показало, що основний метал є сорбітом загартування з деякою кількістю доєвтектоїдного фериту на межах первинних аустенітних зерен (рис. 3). Забрудненість неметалевими включеннями є незначною та відповідає балу № 3-4 згідно з ГОСТ 1778-70. Неметалеві включення представлені сульфідами глобулярної або витягнутої вздовж напрямку прокату формою з краплями оксидів та карбонітридів. Трапляються поодинокі глобулярні включення оксидів.

У зоні термічного впливу мікроструктура переважно являє собою пластинчастий перліт різного ступеня дисперсності (рис. 4). Розмір міжпластинчастої відстані в перліті впливає на показники твердості: зменшення міжпластинчастої відстані веде до збільшення твердості. Виняток становить зона відпуску. Мікроструктура зони відпуску є зернистим сорбітом, що утворився в результаті коагуляції карбідних пластин. По лінії з'єднання в смузі завширшки ~200 мкм зерна первинного аустеніту окантовані виділеннями доєвтектоїдного фериту. Розмір первинних аустенітних зерен відповідає балу 3-4 за шкалою ASTM.

Характерною особливістю мікроструктури з'єднання є формування в зоні термічного впливу ділянок світлого кольору, що добре виділяються на тлі перліту. Розмір їх варіюється від десятків до сотень мікрон. Ці структурні складові спостерігаються вздовж смуг прокату (рис. 5, б) та у вигляді об'ємних утворень довільної форми (рис. 5, в) на відстані 1...5 мм від лінії з'єднання. Дослідження на електронному мікроскопі виявили подібні структурні складові також на межах первинних аустенітних зерен (рис. 5, з). Наявність голчастих і лінзоподібних включень в межах цих структур з твердістю 901-928 *HV* 0,1 і 762-776 *HV* 0,1 відповідно дало підставу стверджувати, що ці структурні складові являють собою залишковий аустеніт з продуктами розпаду, зокрема голчастим мартенситом, так звані мартенсит-аустенітні структури.

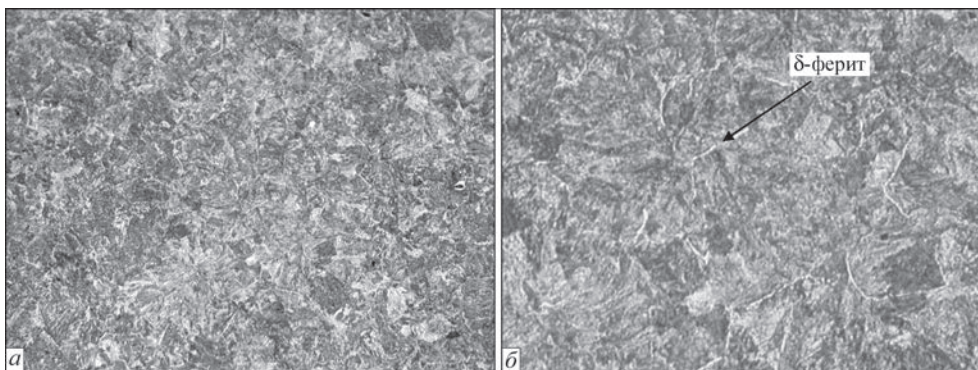


Рис. 3. Мікроструктура основного металу рейки марки R260MN(60E1): а –  $\times 100$ ; б –  $\times 1000$

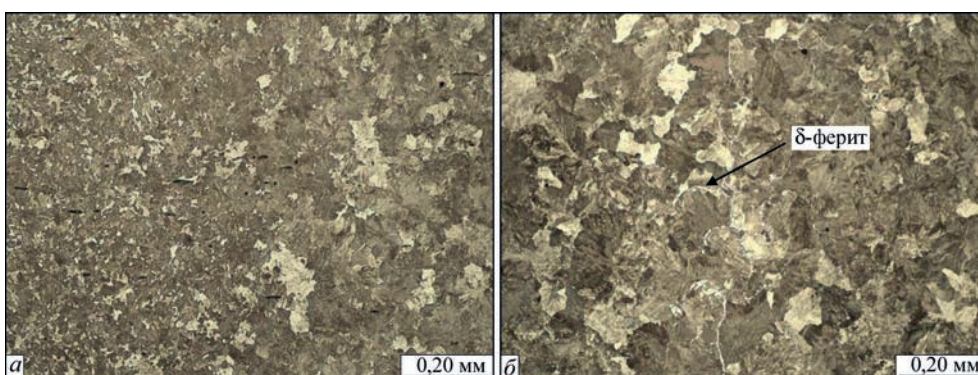


Рис. 4. Мікроструктура з'єднання рейок марки R260MN: а – перехідна зона основний метал-ЗТВ; б – лінія з'єднання,  $\times 100$

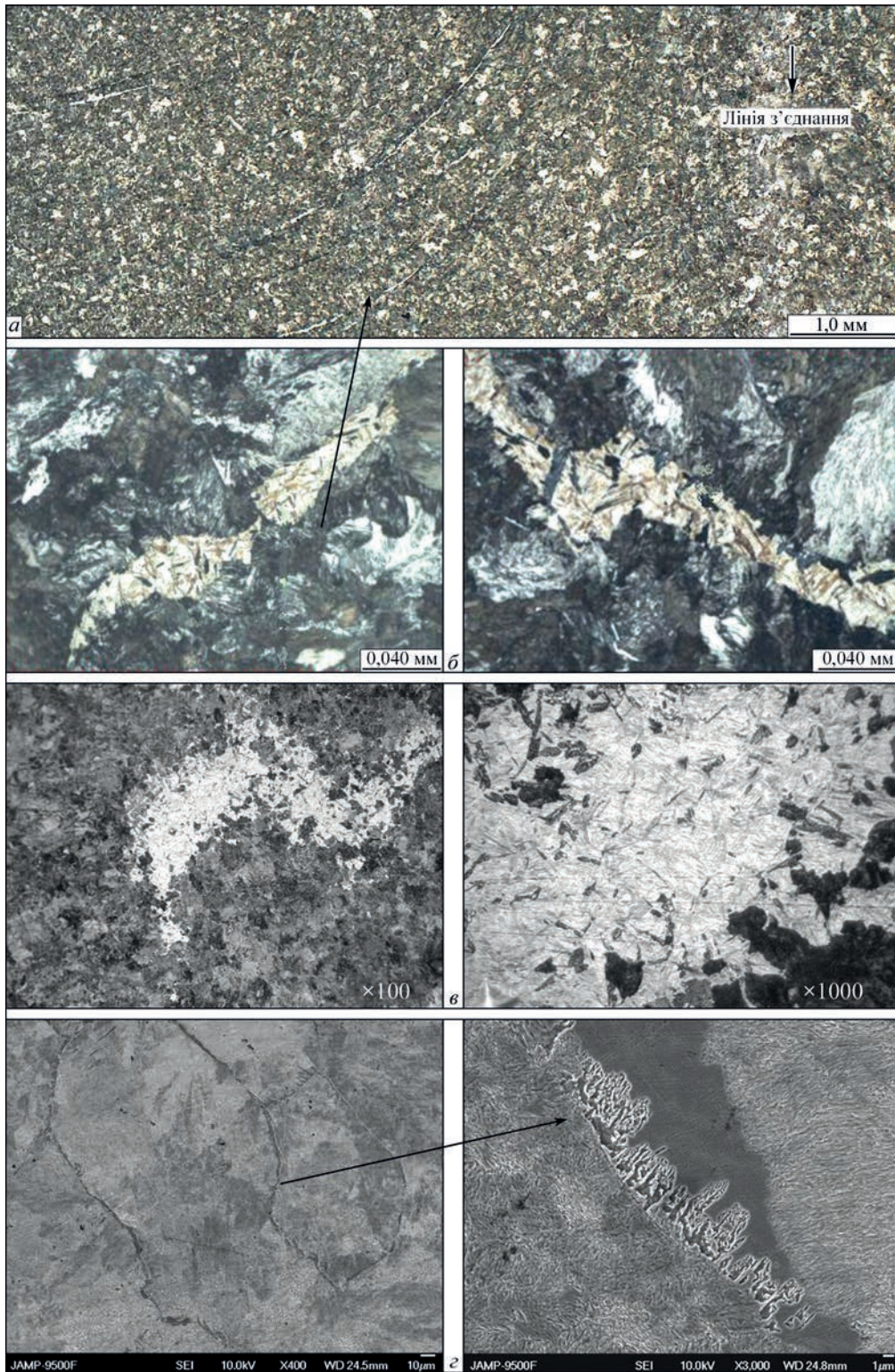


Рис. 5. Мартенсит-аустенітна структура в з'єднанні рейок марки R260MN: *a* – загальний вигляд; *б* – смуги прокату; *в* – об'ємні утворення; *г* – межі первинних аустенітних зерен

При дослідженні мікроструктури на растровому електронному мікроскопі розглянуто ділянку, представлену на рис. 6, *a*. Встановлено, що лінійно-подібні включення в залишковому аустеніті є бейнітом (рис. 7). Бейніт утворюється як в об'ємі залишкового аустеніту (рис. 7, *a*), так і на його межі з матрицею (рис. 7, *б*). Особливості морфології бейніту та розподіл вуглецю між феритом, кар-

бідами та сусіднім залишковим аустенітом представлені на рис. 7, *б*. Аналіз параметрів структури показав, що міжпластинчаста відстань у перліті матриці змінюється в межах 0,102...0,123 мкм (рис. 6, *в*). Це співмірно з параметрами структури рядових з'єднань рейок – 0,8...0,12 мкм [8]. Необхідно відзначити, що в мікроструктурі зустрічаються ділянки з вищим ступенем дисперсності

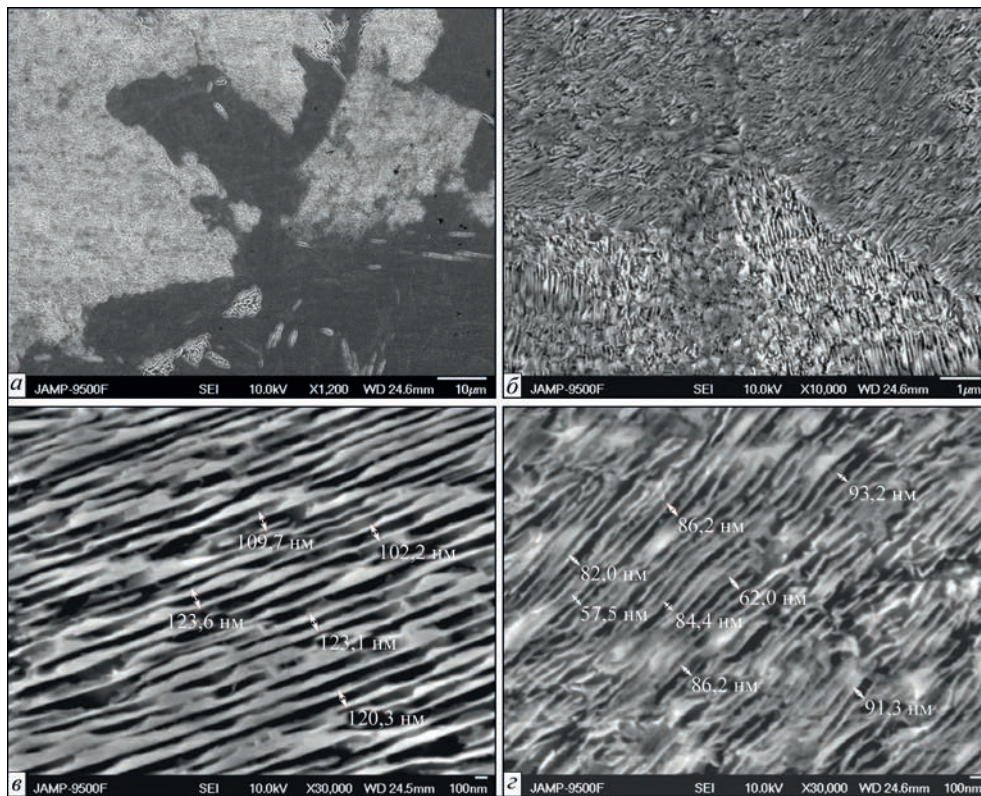


Рис. 6. Перліт в мікроструктурі з'єднань рейок марки R260MN: *a* – ділянка аналізу; *b* – матриця; *c, d* – результати вимірювання міжпластинчастої відстані

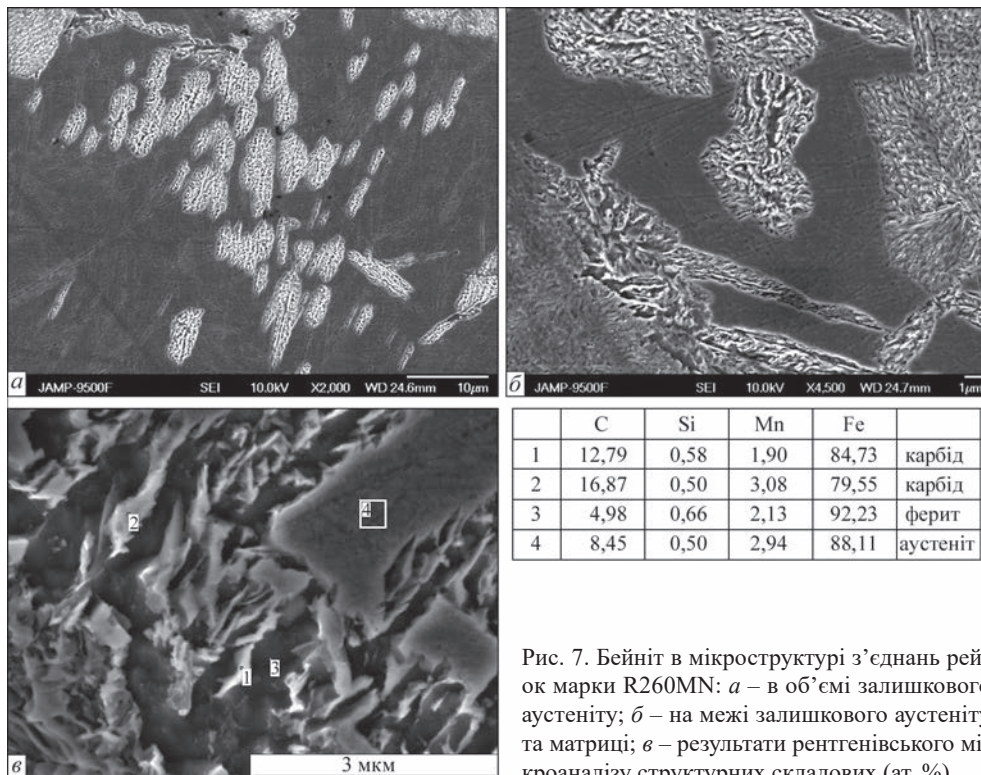


Рис. 7. Бейніт в мікроструктурі з'єднань рейок марки R260MN: *a* – в об'ємі залишкового аустеніту; *b* – на межі залишкового аустеніту та матриці; *c* – результати рентгенівського мікроаналізу структурних складових (ат. %)

перліту, зокрема на межі з залишковим аустенітом – 0,057...0,093 мкм (рис. 6, *d*).

Відомо, що за інших рівних умов на характер розпаду аустеніту при охолодженні впливає хімічний склад [9]. Відсутність системності утворення ділянок залишкового аустеніту дає підстави припустити хімічну неоднорідність металу з'єднання.

При порівняльному аналізі хімічного складу матриці та залишкового аустеніту відзначено підвищений вміст в останньому марганцю: 2,63...2,34 та 1,62...0,76 ат. % (рис. 8, *a*) та 2,25...2,22 та 1,42...1,49 ат. % (рис. 8, *b*) відповідно. Це узгоджується з тим, що марганець є аустенітостабілізуючим елементом. Неоднорідність розподілу

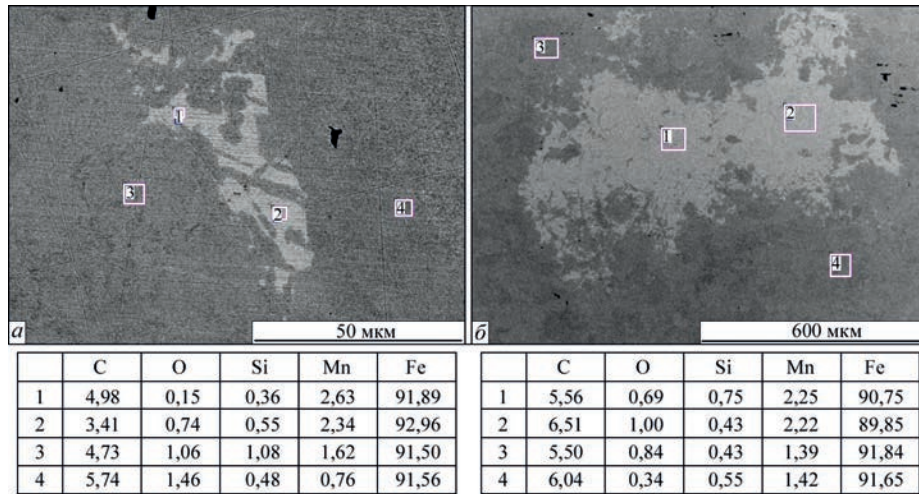


Рис. 8. Результати рентгенівського мікроаналізу хімічної неоднорідності на ділянці з мартенсит-аустенітними структурами (ат. %)

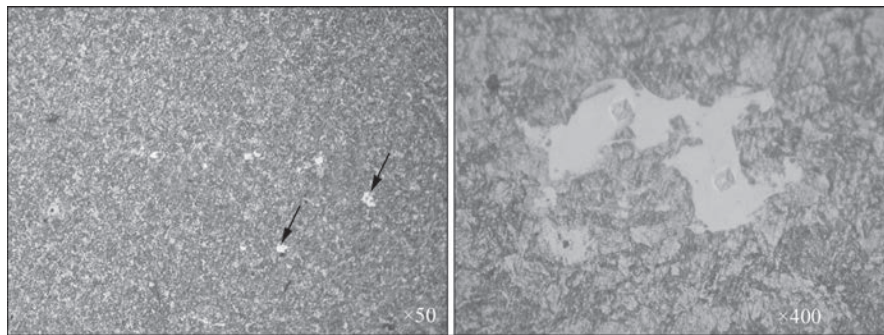


Рис. 9. Мікроструктура основного металу після термообробки по режиму:  $T = 850\text{ }^{\circ}\text{C}$ , витримка 4 хв, охолодження в повітрі

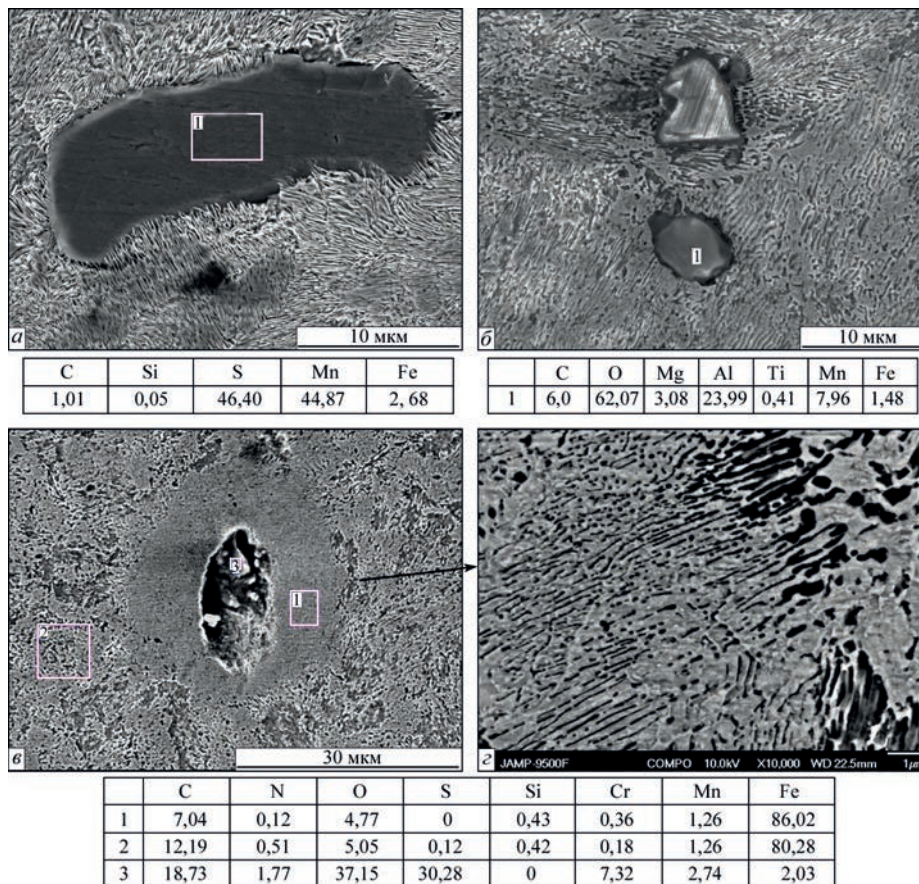


Рис. 10. Неметалеві включення в сталі марки R260MN та результати рентгенівського мікроаналізу хімічного складу структур (ат. %): а – сульфід марганцю; б – комплексні оксиди; в – комплексні неметалеві включення з вмістом хрому; г – перехідна зона

виникає у зв'язку зі схильністю марганцю до дендритної та зональної ліквідації при кристалізації виливків сталі [10]. Вихідна неоднорідність певною мірою зберігається після прокатки та термічної обробки, хоча й перетворюється. У металі вона спостерігається поряд з окремими об'ємами, збагачені марганцем смуги прокату.

Вивчено вплив термообробки на можливу трансформацію мартенсит-аустенітних структур. Використані наступні режими термообробки зразків:  $T = 850\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $t = 4\text{ хв}$ ;  $T = 920\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $t = 4\text{ хв}$ ; охолодження в повітрі. Порівняльний аналіз мікроструктур показав, що нормалізація не усуває мартенсит-аустенітні структури. Більш того, мартенсит-аустенітні структури проявились в основному металі (рис. 9). Очевидно, наведені режими не впливають на неоднорідність розподілу марганцю. Усунення неоднорідності потребує гомогенізаційного відпуску, що мало ймовірно в умовах виробництва рейок.

Відомо [11], що ступінь ліквідаційної неоднорідності переважно залежить від швидкості охолодження виливків при виробництві сталі. Ймовірно для усунення неоднорідного розподілу марганцю необхідно контролювання та удосконалення металургійного процесу.

Представляє інтерес неоднорідність мікроструктури з'єднання, що зумовлена неметалеви ми включеннями. Так, якщо сульфіди марганцю та оксиди не впливають на структуроутворення (рис. 10, а, б), то навколо комплексних неметалевих включень, до складу яких входять оксікарбіди хрому, спостерігається ареал зі зниженим вмістом вуглецю (рис. 10, в). Лінійний розмір ареалу відповідає розміру неметалевих включень і становить  $\sim 100\text{ мкм}$ . Зниження вмісту вуглецю зміщує перетворення аустеніту в область вищих температур. Це знаходить свій відбиток у мікроструктурі (рис. 10, г).

## Висновки

1. Формування з'єднань рейок марки R260MN з підвищеним порівняно з рейками марки R260 вмістом марганцю при КСЗО є задовільним і подібно такому у типових перлітних рейках.

2. У з'єднаннях рейок марки R260MN можливе утворення мартенсит-аустенітних структур вздовж смуг прокату, по межах первинних аустенітних зерен, а також у вигляді об'ємних утворень довільної форми на відстані 1...5 мм від лінії з'єднання. Поява мартенсит-аустенітних структур зумовлена неоднорідністю розподілу в металі рейок аустенітстабілізуючого марганцю, схильного до дендритної та зональної ліквідації при кристалізації виливків сталі. Наявність мартенсит-аустенітних структурних складових не

відповідає вимогам європейського стандарту до мікроструктури.

3. Нормалізація не усуває неоднорідності розподілу марганцю в з'єднаннях рейок марки R260MN. Запобігання неоднорідності розподілу марганцю і утворенню мартенсит-аустенітних структурних складових у мікроструктурі потребує контролю та вдосконалення металургійного процесу при виробництві сталі.

## Список літератури

1. Шапошников Н.Г., Конов А.А., Могутнов Б.М. и др. (2004) Условия эффективного воздействия нитридных и карбонитридных фаз на измельчение структуры конструкционных перлитных сталей. *Сталь*, 7, 84–87.
2. Шипицын С.Я. (2014) Высокоуглеродистые стали с дисперсионным нитридным упрочнением для транспортного и других видов машиностроения. *Металл и литье Украины*, 9(256), 16–21.
3. Shvets, V.I., Didkovsky, O.V., Antipin, Ye.V. et al. (2022) Features of microstructure of butt joints of hypereutectoid Areal-136HE-X rail steel in flash-butt welding. *The Paton Welding J.*, 3, 34–40. DOI: <https://doi.org/10.37434/trwj2022.03.04>
4. Попов А.А., Попова А.Е. (1961) *Изотермические и термомикнетические диаграммы распада переохлажденного аустенита*. Москва, МАШГИЗ.
5. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Didkovsky, O.V., Antipin, Ye.V. et al. (2016) Flash-butt welding of high-strength rails. *Mining–Informatics. Automation and Electrical Engineering*, 4(528), 40–48.
6. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Didkovsky, O.V., Antipin, Ye.V., Shvets, V.I., Wojtas, P., Kozlowski, A. (2017) Real-time operational control in information management system for flash-butt welding rails. *Mining–Informatics. Automation and Electrical Engineering*, 1(529), 36–42. DOI: <http://dx.doi.org/10.7494/miag.2017.1.529.35>
7. EN 14587-2007 Flash butt welding of rails. Part 1 New R220.
8. Шур Е.А. (2012) *Повреждения рельсов*. Москва, Интекст.
9. Садовский В.Д., Фокина Е.А. (1986) *Остаточный аустенит в закаленной стали*. Москва, Наука.
10. Голиков И.Н., Масленков С.Б. (1977) *Дендритная ликвация в сталях и сплавах*. Москва, Металлургия.
11. Бабаченко О.І., Дьоміна К.Г., Кононенко Г.А. та ін. (2021) Вплив швидкості охолодження безперервнолитої заготовки, що твердне, на параметри дендритної структури вуглецевої сталі з 0,54 % С. *Металлофіз. новітні технології*, 43, 11, 1537–1551 (Україна). DOI: <https://10.15407/mfint.43.11.1537>

## References

1. Shaposhnikov, N.G., Konov, A.A., Mogutnov, B.M. et al. (2004) Conditions of effective actions of nitride and carbonitride phases on structure refinement of structural pearlitic steels. *Stal*, 7, 84–87 [in Russian].
2. Shipitsyn, S.Ya. (2014) High-carbon steels with dispersion nitride hardening for transport and other types of mechanical engineering. *Metall i Litio Ukrainy*, 9(256), 16–21 [in Russian].
3. Shvets, V.I., Didkovsky, O.V., Antipin, Ye.V. et al. (2022) Features of microstructure of butt joints of hypereutectoid Areal-136HE-X rail steel in flash-butt welding. *The Paton Welding J.*, 3, 34–40. DOI: <https://doi.org/10.37434/trwj2022.03.04>

4. Popov, A.A., Popova, A.E. (1961) *Isothermal and thermokinetic diagrams of overcooled austenite decay*. Moscow, Mashgiz [in Russian].
5. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Didkovsky, O.V., Antipin, Ye.V. et al. (2016) Flash-butt welding of high-strength rails. Mining–Informatics. *Automation and Electrical Engineering*, 4(528), 40–48.
6. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Didkovsky, O.V., Antipin, Ye.V., Shvets, V.I., Wojtas, P., Kozłowski, A. (2017) Real-time operational control in information management system for flash-butt welding rails. Mining–Informatics. *Automation and Electrical Engineering*, 1(529), 36–42. DOI: <http://dx.doi.org/10.7494/miag.2017.1.529.35>
7. EN 14587-2007 Flash butt welding of rails. Pt 1 New R220.
8. Shur, E.A. (2012) *Damages of rails*. Moscow, Intekst [in Russian].
9. Sadovsky, V.D., Fokina, E.A. (1986) *Residual austenite in hardened steel*. Moscow, Nauka [in Russian].
10. Golikov, I.N., Maslenkov, S.B. (1977) *Dendritic segregation in steels and alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
11. Babachenko, O.O., Dyomina, K.G., Kononenko, G.A. et al. (2021) Influence of cooling rate of continuous casting billet being solidified on parameters of dendritic structure of carbon steel with 0.54% C. *Metalofiz. Novitni Tehnol.*, 43(11), 1537–1551 [in Ukrainian]. DOI: <https://10.15407/mfint.43.11.1537>

## STUDY OF THE STRUCTURE OF JOINTS OF RAILS OF R260MN GRADE IN FLASH-BUTT WELDING

V.I. Shvets, O.V. Didkovsky, I.V. Zyakhor, E.V. Antipin, L.M. Kapitanchuk

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

E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

The properties and features of the microstructure of joints of the rail steel of R260MN grade with an elevated content of manganese produced by flash-butt welding with pulsating flashing were investigated. The formation of martensite-austenitic structures due to non-uniform distribution of austenitic stabilizing manganese is shown. The number and sizes of isolated martensite-austenitic structures is insignificant and does not critically affect the test results. The control of the segregation heterogeneity of manganese is achieved by improving the metallurgical process. 11 Ref., 1 Tabl., 10 Fig.

*Keywords:* flash-butt welding, rails of R260MN grade, hardness distribution, martensite-austenitic structures, segregation heterogeneity

Надійшла до редакції 27.12.2022

WORLD TRADE FAIR FOR WELDING-ENGINEERING —  
JOINING, CUTTING, SURFACING



# LET'S JOIN THE WORLD!

11. – 15. September, 2023

REGISTER NOW!

www.schweissen-schneiden.com



