

# ОСОБЛИВОСТІ МІКРОСТРУКТУРИ З'ЄДНАНЬ ЗАЕВТЕКТОЇДНОЇ РЕЙКОВОЇ СТАЛІ МАРКИ AREAL-136HE-X ПРИ КОНТАКТНО-СТИКОВОМУ ЗВАРЮВАННІ

В.І. Швець<sup>1</sup>, О.В. Дідковський<sup>1</sup>, Є.В. Антіпін<sup>1</sup>, І.В. Зяхор<sup>1</sup>, Л.М. Капітанчук<sup>1</sup>, Wang Qichen<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>CIMC Offshore Engineering Institute Company Limited Yantai, Shandong, P.R. China. E-mail: qichen.wang@cimc-affles.com

Досліджено мікроструктуру та властивості з'єднань рейок із заевтектоїдної сталі марки AREAL 136HE-X, отриманих технологією контактної стикової зварювання. Встановлено, що в термодформаційних умовах зварювання перерозподіл вуглецю супроводжується утворенням в мікроструктурі часток з виділеннями вуглецю і зниженням вмісту вуглецю в матриці. Кількість часток збільшується у напрямку стику, найбільша концентрація спостерігається у приконтактному шарі. Згідно з розподілом твердості в зоні великого зерна, на відміну від з'єднань доевтектоїдних рейок, твердість у порівнянні з основним металом незначно знижується –  $HV$  3900 МПа і  $HV$  4000 МПа відповідно. Причина цього полягає у відсутності в мікроструктурі вільних карбідів. Особливості мікроструктури не впливають істотно на результати випробувань на статичний вигин і відповідають вимогам вітчизняного та європейського стандартів. Бібліогр. 13, табл. 2, рис. 9.

*Ключові слова:* контактної-стикової зварювання, заевтектоїдні рейкові сталі, перерозподіл вуглецю, розподіл твердості, статичний вигин

**Вступ.** Складні умови експлуатації рухомого складу залізничного транспорту вимагають вдосконалення міцнісних характеристик як самих рейок, так і їх з'єднань. Це стало причиною появи численних розробок, мета яких полягала в отриманні рейкових сталей, стійких до збільшеного осьового навантаження на колію і циклічних навантажень, зумовлених зростанням швидкості руху. Можливості термічної обробки доевтектоїдних рейкових сталей вичерпані. Одним із шляхів підвищення якості рейок розглядається використання заевтектоїдних сталей з вмістом вуглецю більше 0,8 %. Передбачається підвищення зносостійкості за рахунок карбідної структурної складової на межах первинних аустенітних зерен.

При спорудженні залізничних колій найбільш поширеним технологічним процесом з'єднання рейок є контактне стикове зварювання (КСЗ) [1]. КСЗ рейок повністю автоматизоване і використовується в усьому світі як спосіб, який забезпечує високу якість та продуктивність процесу. Збільшення вмісту вуглецю в складі рейкової сталі вимагало вдосконалення технології КСЗ. Відомі роботи [2, 3] з розробки способів та оптимізації режимів КСЗ заевтектоїдних рейок, що проводилися компанією Nippon Steel & Sumitomo Metal (Японія). Вибір нею режимів здійснювався з урахуванням зіставлення розподілу твердості з характером абразивного зносу металу в межах з'єднання.

В Україні КСЗ рейок виконується з застосуванням стаціонарних та мобільних машин конструкції ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. Для зварюван-

ня рейок із заевтектоїдним вмістом вуглецю використовують сертифіковані програми пульсуючого оплавлення, згідно з якими регулювання енерговкладання здійснюється за рахунок зміни тривалості оплавлення та значення зварювального струму [4, 5].

Заевтектоїдні сталі містять вуглець у кількості від 0,8 до 2,14 %. Їх структура являє собою сорбіт загартування з виділеннями карбідів на межах первинних аустенітних зерен, присутність яких в структурі збільшує твердість та зносостійкість [6]. Підвищення вмісту вуглецю в рейкових сталях обмежується можливістю утворення небезпечної карбідної сітки.

В рівноважних умовах вуглець в сталі може знаходитися в твердому розчині на основі  $\alpha$ - та  $\gamma$ -заліза, у складі карбідів, на скупченнях дислокацій, на міжфазних і внутрішньофазних межах. В силу високої дифузійної рухливості при високих температурах, в процесі термічної та термомеханічної обробки можливий перерозподіл вуглецю. Питання термодинаміки і механізму розпаду цементиту та прискореного перенесення вуглецю до дефектів структури під час пластичної деформації розглянуто в монографії [7]. Перерозподіл вуглецю між структурними складовими сталі, а також вихід на дефекти структури в умовах високих температур і пластичної деформації розглянуто в роботі [8]. Дослідження еволюції структури показало, що в мартенситній сталі має місце збільшення кількості вуглецю на дефектах структури при зменшенні водночас в  $\alpha$ -залізі. В сталі з бейнітною структурою кількість вуглецю зро-

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

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

© В.І. Швець, О.В. Дідковський, Є.В. Антіпін, І.В. Зяхор, Л.М. Капітанчук, 2022

стає в  $\alpha$ -залізі, водночас зменшується в  $\gamma$ -залізі і в частках цементиту, що знаходяться в обсязі пластин бейніту, крім того, має місце перенесення вуглецю в дефекти кристалічної структури. Відомо [9], що експлуатація залізничних рейок супроводжується суттєвим перерозподілом вуглецю у тонкому поверхневому шарі. Якщо у вихідному стані основний вміст вуглецю зосереджено у складі цементиту  $Fe_3C$ , то після тривалої експлуатації рейок підвищений вміст вуглецю визначено на дислокаціях, межах зерен та субзерен.

В термомеханічних умовах КСЗ існують передумови для перерозподілу вуглецю. Мета роботи полягала у визначенні особливостей мікроструктури з'єднань заєвтектоїдних рейкових сталей з підвищеним вмістом вуглецю при КСЗ.

**Методика та обладнання.** Проведено зварювання заєвтектоїдних рейок марки AREAL 136HE-X виробництва корпорації Nippon Steel (Японія) на машині для контактної стикової 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. Марочний склад та результати спектрального аналізу поставленої партії рейок наведено в табл. 1.

Макроструктуру з'єднань виявляли відповідно до вимог ГОСТ P51685-2013 на повнопрофільному темплеті, вирізаному у поперечному напрямку. Травлення шліфованих зразків здійснювалось водним розчином хлорного заліза. Мікроструктуру виявляли травленням попередньо полірованих зразків у 4%-му спиртовому розчині  $HNO_3$ . Металографічні дослідження проводили на оптичному мікроскопі НЕОРНОТ 32, оснащеному цифровим фотоапаратом. Для аналізу мікроструктури та визначення хімічного складу структурних складових використовували Оже-мікрозонд JAMP 9500F фірми «JEOL» (Японія) із встановленим на ньому рентгенівським енергодисперсійним спектрометром JNCA Penta FET x3 фірми «Oxford Instrument». Енергія первинного електронного пучка становила 10 кеВ при струмі 0,5 нА для методів РЕМ та РСМА та струмі 10 нА для методу Оже-електронної спектроскопії. Спектри Оже реєструвалися з енергетичною роздільною здатністю  $\Delta E/E = 0,6\%$ . Перед дослідженнями поверхня зразків піддавалася очищенню безпосередньо в камері аналізу приладу шляхом трав-

лення іонами аргону  $Ar^+$  з енергією 1 кеВ протягом 10 хв. Швидкість травлення по контрольному зразку-свідку  $SiO_2$  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 показали, що макроструктура з'єднання подібна до такої доєвтектоїдних рейок і складається із зони шва, до якої примикає зона великого зерна, потім слідує зона дрібного зерна, неповної перекристалізації та відпуску (рис. 1). Ширина зони термічного впливу досліджуваного з'єднання складала 30 мм. Аналіз розподілу твердості показав (рис. 2), що в зоні великого зерна, на відміну від з'єднань доєвтектоїдних рейок, твердість у порівнянні з основним

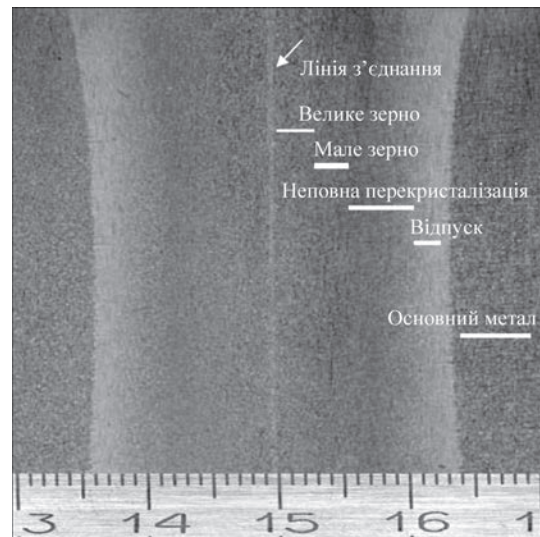


Рис. 1. Макроструктура з'єднання рейок сталі марки AREAL 136HE-X ( $\times 25$ )

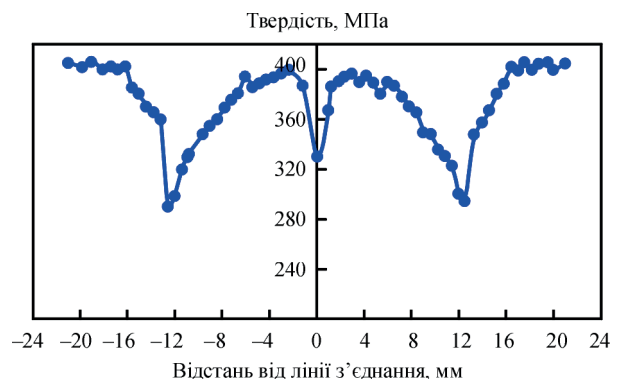


Рис. 2. Розподіл твердості по Віккерсу в з'єднанні заєвтектоїдної рейкової сталі марки AREAL-136HE-X. Навантаження 30 кг

Таблиця 1. Хімічний склад рейкової сталі AREAL 136 HE-X (мас. %)

Елемент	C	Mn	Si	V	Ti	Cr	P	Al	S
Згідно сертифікату	0,99...1,00	0,69...0,71	0,50...0,52	-	-	0,21...0,22	-	0,005	0,02
Згідно з результатами спектрального аналізу	0,97	0,69	0,49	0,01	0,008	0,21	0,012	$\leq 0,01$	0,008

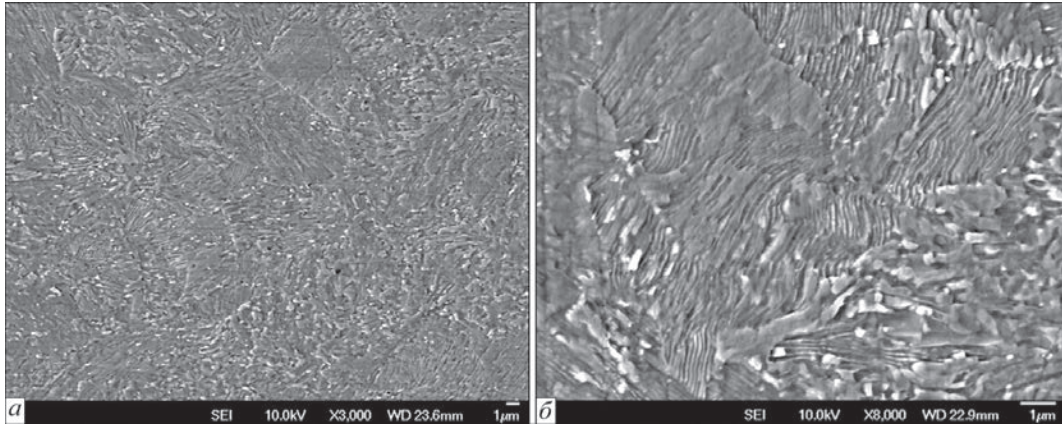


Рис. 3. Мікроструктура заєвтектоїдної сталі марки AREAL 136HE-X: а –  $\times 3000$ ; б –  $\times 8000$

металом незначно знижується –  $HV\ 3900$  МПа та  $HV\ 4000$  МПа відповідно.

Дослідження мікроструктури показало, що основний метал являє собою сорбіт гартування (рис. 3). Розмір колоній сорбіту близько  $10\ \mu\text{m}$ . Міжпластинчата відстань у сорбіті оцінює  $0,14\ \mu\text{m}$ . Необхідно відзначити, що пластини цементиту в сорбіті деформовані та подрібнені.

При аналізі мікроструктури встановлено, що в основному металі вздовж границь зерен спостерігається структурна складова з вмістом вуглецю  $44,5\ \text{ат.}\ \%$ , решта залізо. Товщина її становить десяти частки мікрона (рис. 4). Утворення суцільної карбідної сітки не спостерігається. Зустрічаються

хаотично розподілені в матриці частки, у складі яких зафіксовано  $68,4\ \text{ат.}\ \%$  вуглецю.

Враховуючи можливу похибку при Оже-спектральному методі аналізу можна припустити, що на межах зерен спостерігається доевтектоїдна карбідна фаза, в структурі сталі присутні частки з виділеннями вуглецю. Необхідно відзначити, що співвідношення вуглецю і заліза в карбідній фазі не відповідає стехіометричному в цементиті:  $75\ \text{ат.}\ \%$  залізо –  $25\ \text{ат.}\ \%$  вуглець.

Забрудненість неметалічними включеннями незначна. Це насамперед безсистемно розташовані в матриці продукти розкислення – оксиди алюмінію з домішками кальцію, кремнію, маг-

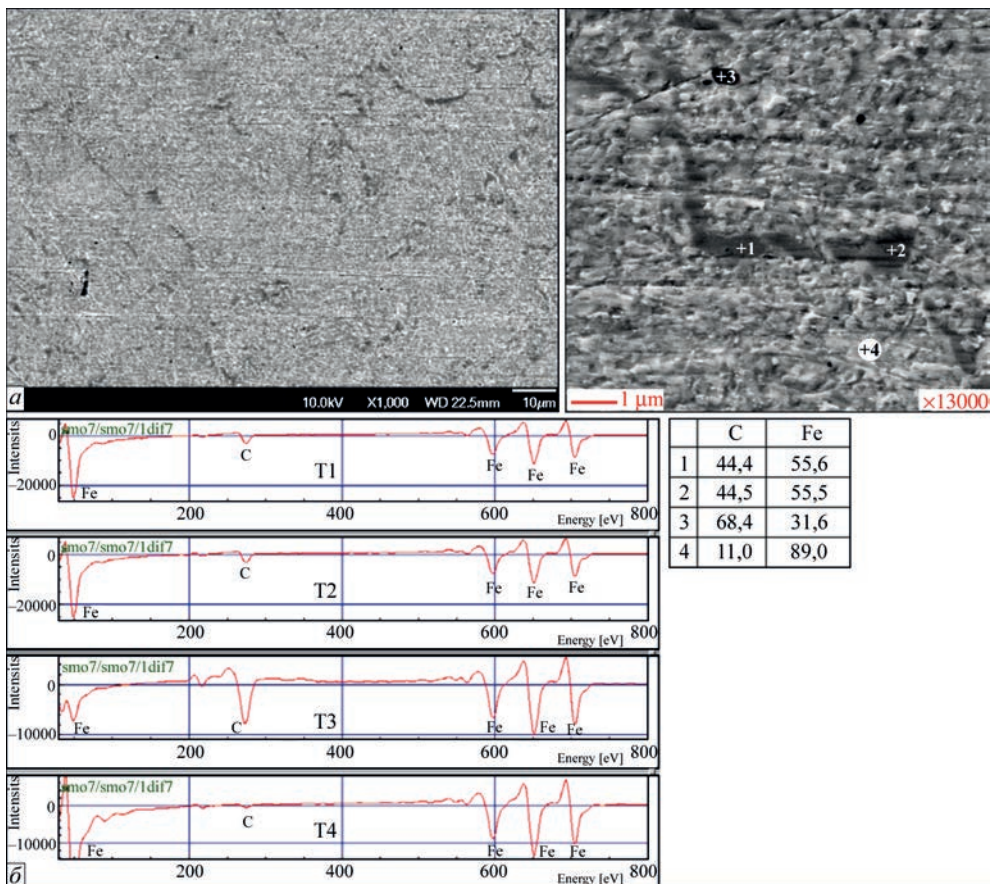


Рис. 4. Виділення карбідної фази на межах зерен заєвтектоїдної рейкової сталі марки AREAL 136 HE-X: а – мікроструктура; б – Оже-спектри і результати Оже-спектрального аналізу (ат. %)

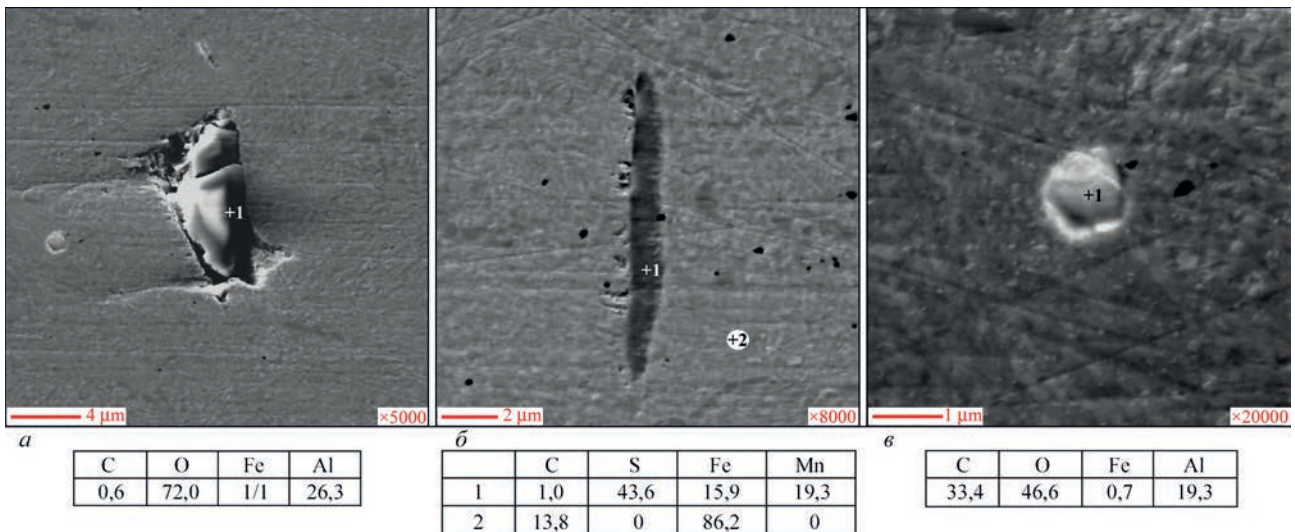


Рис. 5. Неметалеві включення заевтектоїдної сталі марки AREAL 136HE-X та результати Оже-спектрального аналізу (ат. %): а – оксид алюмінію; б – сульфід; в – карбооксид алюмінію

Таблиця 2. Склад неметалічних включень в сталі AREAL 136HE-X (ат. %)

Номер п/п	C	O	Mg	Al	Si	Ca	Mn	Fe
1	0,44	63,30	2,16	25,82	3,46	3,30	0,68	0,84
2	1,09	61,36	3,05	24,98	3,64	2,66	1,35	1,86
3	1,14	61,31	1,65	27,57	1,55	0,97	0,98	4,83
4	1,57	60,75	2,64	23,57	4,09	2,97	1,07	3,34
5	1,54	62,41	0,82	27,45	2,32	1,55	0,17	3,74
6	1,35	57,03	0,67	25,00	2,12	2,00	0,73	11,08

нію (табл. 2, рис. 5, а). Зустрічаються витягнуті вздовж напрямку прокату сульфіди довжиною до 10 мкм (рис. 5, б) і дисперсні розміром менше 1 мкм карбооксиди алюмінію, не зазначені раніше у структурі рейкових сталей (рис. 5, в).

Дослідження металу зони термічного впливу показало, що мікроструктура являє собою пластинчатий перліт різного ступеня дисперсності (рис. 6, а). Винятком є зона відпуску, де відбувається коагуляція сорбітного цементиту, наслідком чого є зниження твердості на цій ділянці (рис. 6, б). На ділянці перекристалізації по межах первинних аустенітних зерен зустрічаються виділення доевтектоїдного фериту товщиною менше 1 мкм (рис. 6, в). Наявність доевтектоїдного фериту є, вочевидь, наслідком зменшення вмісту вуглецю в аустеніті, що формується в процесі зварювання, нижче евтектоїдного.

По лінії з'єднання в результаті збіднення приконттактного шару вуглецем при оплавленні торців рейок під час зварювання формується смуга з доевтектоїдним феритом на межах первинних аустенітних зерен (рис. 7). Ширина смуги близько 300 мкм. Розмір зерен первинного аустеніту за шкалою ASTM відповідає балу 2-3. Міжпластинчатая відстань в сорбіті оцінює становить близько 0,17 мкм, що значно більше порівняно з такою на ділянці великого зерна – 0,10 мкм (рис. 6, з). Розмір міжпластинчатої відстані є основним чинником, що обумовлює рівень твердості

сталі. Відповідно до цього по лінії з'єднання спостерігається значне зниження твердості.

Незважаючи на існуючі передумови, карбіди на межах первинних аустенітних зерен у з'єднанні не виявлені, збільшилася кількість і розміри хаотично розподілених глобулярних часток, що подібні до часток з виділеннями вуглецю в основному металі (рис. 8, а). Згідно з результатами Оже-спектрального аналізу досліджувані частки містили 84,2...92,8 ат. % С, решта залізо (рис. 8, б). Кількість їх збільшується у напрямку стику, найбільша концентрація спостерігається у приконттактному шарі.

Міжпластинчатая відстань в сорбіті визначає твердість сталі – зменшення її веде до збільшення твердості. В основному металі і на ділянці великого зерна міжпластинчатая відстань складає 0,14 та 0,10 мкм відповідно. Проте твердість на ділянці великого зерна менша за таку основного металу – 3900 та 4000 МПа відповідно. Очевидно, це пов'язано з наявністю в основному металі карбідної фази на межах первинних аустенітних зерен і відсутністю її в структурі з'єднання.

Фрактографічними дослідженнями встановлено, що на поверхні зламу з'єднання вуглець присутній перш за все навколо неметалічних включень (рис. 9, а, б). Необхідно відзначити наявність утворень системи С-N-O, що примикають до вуглецю і містять

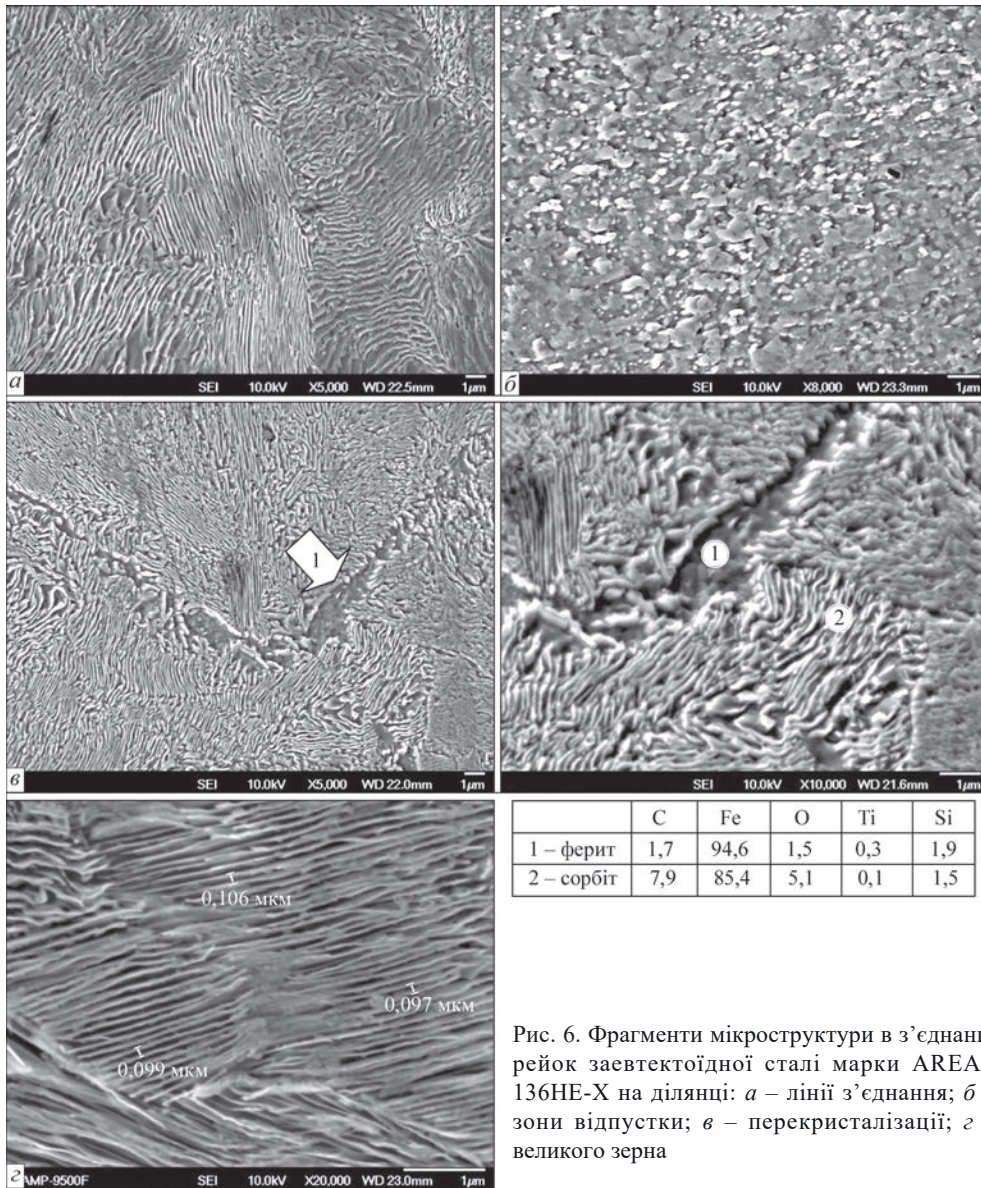


Рис. 6. Фрагменти мікроструктури в з'єднанні рейок заєвтектоїдної сталі марки AREAL 136HE-X на ділянці: а – лінії з'єднання; б – зони відпустки; в – перекристалізації; г – великого зерна



Рис. 7. Лінія з'єднання рейок з заєвтектоїдної сталі марки AREAL 136HE-X: а, б – мікроструктура (×100, ×3000); в – результати Оже-спектрального аналізу (ат. %)

54,91...61,36 ат. % вуглецю; 14,65 ат. % азоту; 8,39 ат. % кисню (рис. 9, в).

Вважається, що вуглець в структурі вуглецевих сталей і чавунів присутній у складі хімічних сполук (карбідів), твердого розчину заліза, а також у вигляді основної алотропної модифікації – графіту. Однак в дослідженнях низки ав-

торів на основі експериментальних даних показано, що у сплавах системи Fe-C вуглець може знаходитися у станах, які не відповідають згаданим вище варіантам [10]. Зокрема, у зварних з'єднаннях виявлені фулерени – молекулярна форма вуглецю [11]. Отримані результати фрактографічних досліджень дають підстави припустити існу-

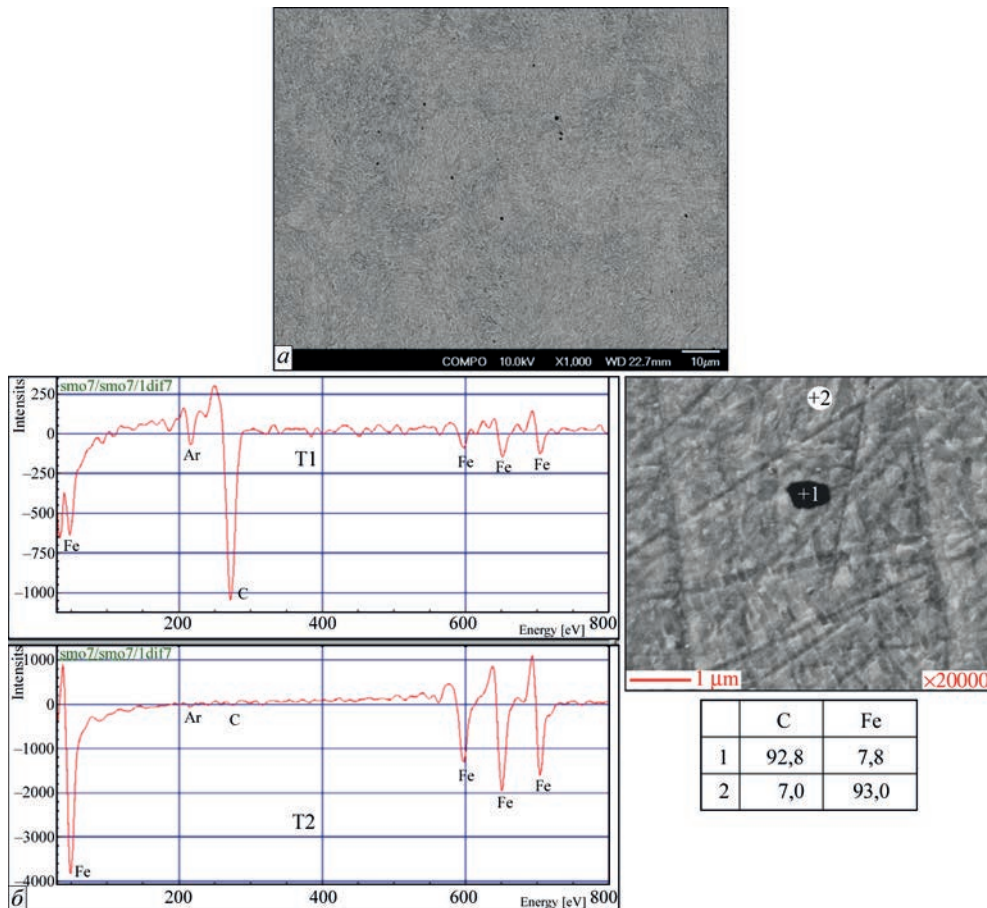


Рис. 8. Включення вуглецю в з'єднанні рейок заевтектоїдної сталі марки AREAL 136HE-X: *a* – розташування в мікроструктурі; *б* – Оже-спектри і результати Оже-спектрального аналізу (ат. %)

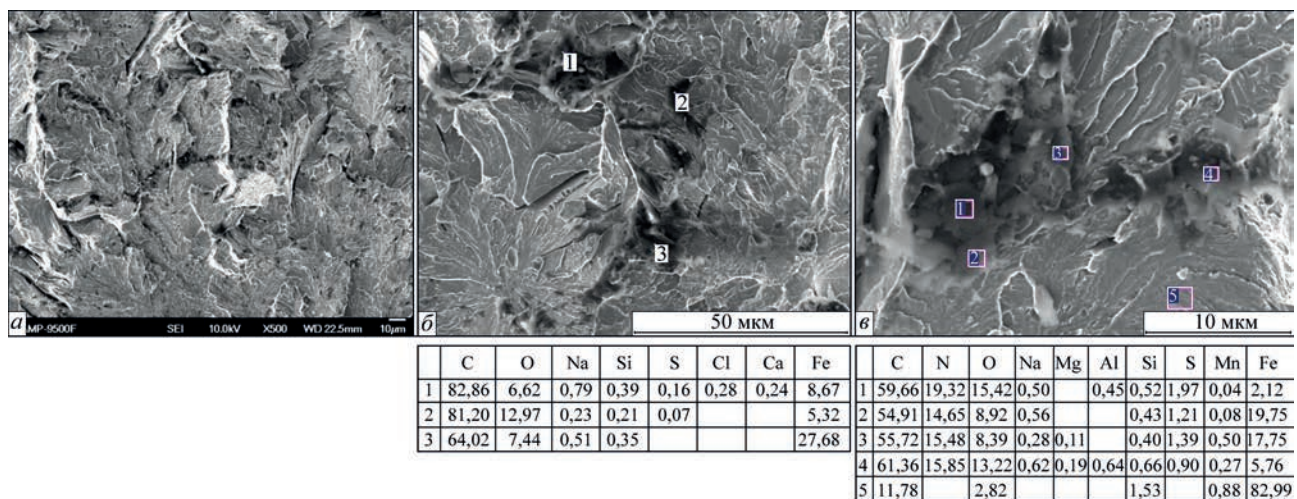


Рис. 9. Включення вуглецю на поверхні зламу з'єднання заевтектоїдної рейкової сталі AREAL 136HE-X: *a* – мікроструктура поверхні зламу; *б* – включення вуглецю та результати рентгенівського мікроаналізу (ат. %); *в* – включення системи C-N-O та результати рентгенівського мікроаналізу (ат. %)

вання в структурі з'єднань рейок модифікацій вуглецю відмінних від графіту.

Включення вуглецю можна розглядати як порушення суцільності металу. Враховуючи їх незначну кількість, розміри та глобулярну форму істотного зниження міцнісних характеристик не передбачається.

Проведено випробування на статичний вигин при розтягуванні підшви з навантажен-

ням 1740...2400 кН. Стріла прогину становила 26...43 мм. Результати випробувань, а також розмір зони термічного впливу відповідають вимогам вітчизняного [12] та європейського [13] стандартів.

## Висновки

1. Мікроструктура з'єднання заевтектоїдної рейкової сталі марки AREAL-136HE-X, отриманого контактним стиковим зварюванням, являє

собою пластинчатий перліт різного ступеня дисперсності. Винятком є зона відпуску, де відбувається коагуляція сорбітного цементиту. По лінії з'єднання в результаті збіднення приконтактного шару вуглецем при оплавленні торців рейок під час зварювання формується смуга з доєвтектоїдним феритом на межах первинних аустенітних зерен. Доєвтектоїдний ферит в незначній кількості спостерігається також в зоні перекристалізації. Карбіди на межах первинних аустенітних зерен у з'єднанні не виявлені. В той же час в мікроструктурі спостерігаються глобулярні частки з високим вмістом вуглецю.

2. Результати дослідження мікроструктури свідчать, що в термодформаційних умовах КСЗ має місце перерозподіл вуглецю, наслідком якого є перенесення його до дефектів структури. Вміст вуглецю в матриці при цьому знижується і перекристалізація в металі ЗТВ проходить подібно до доєвтектоїдних рейкових сталей.

3. Дослідження розподілу твердості показало, що в зоні великого зерна, на відміну від з'єднань доєвтектоїдних рейок, твердість у порівнянні з основним металом знижується – HV 3900 МПа та HV 4000 МПа відповідно. Причиною цього є відсутність в мікроструктурі зони великого зерна, карбідної фази на межах первинних аустенітних зерен, на відміну від основного металу.

4. Результати випробувань з'єднань заєвтектоїдної рейкової сталі марки AREAL-136HE-X на статичний вигин відповідають вимогам вітчизняного та європейського стандартів. Використання КСЗ для отримання якісних з'єднань рейок заєвтектоїдного складу визнано перспективним.

## Список літератури

1. Кучук-Яценко С.И. (1992) *Контактная стыковая сварка оплавлением*. Киев, Наукова думка.
2. Fujll Mitsuru, Nakanowatari Hiroaki, Narial Kiyoshi (2015) *Rail Flash-Butt Welding*. Jfe Technical Report № 20 March. <https://WWW.jfe-steel.co.jp>
3. Сайта Кендзи, Фукути Хироси, Цуцуми Ясунобу (2014) *Способ стыковой сварки оплавлением рельсовой стали. Нипонстил Энд Сумитомо Металл Корпорейшн № 216.012 A172/20.02.2014*. <https://edrid.ru/en/rid/216/012/a172.html>
4. Kuchuk-Yatsenko, S.I. (2018) Technologies and equipment for flash-butt welding of rails: 60 years of continuous innovations. *The Paton Welding J.*, **11-12**, 29–44. DOI: doi:10.15407/as2018.11-12.03
5. Кучук-Яценко С.И., Дідковський О.В., Богорський М.В. та ін. (2002) *Спосіб контактної зварювання оплавленням*. Україна Пат. 46820 6B23K11/04, С2, РФ Пат. № 2222415 від 2003, США Пат. US № 6.294.752 від 2001, Великобританія Пат. GB235725.9A від 20.06.01, КНР Пат. ZL00101672/5 від 2004.
6. Гуляев А.П. *Металознавство. Підручник для вузів*. Москва, Металургія, 1977.
7. Гаврилюк В.Г. (1987) *Розподіл вуглецю в сталі*. Київ, Наукова думка.
8. Aksenova, K.V., Gromov, V.E., Ivanov, Yu.F. et al. (2017) Carbon redistribution under deformation of steels with bainite and martensite structures. *Izvestiya. Ferrous Met-*

*allurgy*, 60(7), 544–548. (In Russ.) DOI: <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-7-544-548>

9. Юрьев А.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Ф. и др. (2017) Перераспределение углерода в структуре рельсовой стали после длительной эксплуатации. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*, **4**, 22, УДК 669.539.382.17 <https://cyberleninka.ru/article/n/pereraspredelenie-ugleroda-v-strukture-relsovoy-stali-po>
10. Белоус М.В., Новожилов В.Б., Шаталова Л.А., Шейко Ю.П. (1995) Распределение углерода по состояниям в отпущенной стали. *ФММ*, **79**, **4**, 128–137.
11. Закиричная М.М., Кузев И.Р., Ткаченко О.И. (1999) Распределение фуллеренов по зонам сварного соединения. *Сварочное производство*, **11**. <http://library.nuft.edu.ua/ebook/file>
12. *Рейки нові зварені для залізниць*. ТУ У 27.1-40081293-002:2016. – Дніпропетровське НКТБ КГ філії «НДКТИ» АТ «Укрзалізниця».
13. DIN EN 14587-2:2009 (E). *Railway applications - Track - Flash butt welding of rails - Part 2: New R220, R260, R260Mn and R350HT grade rails by mobile welding machines at sites other than a fixed plant* URL: <https://www.en-standard.eu/din-en14587-2-railway-applications-track-flash-butt-welding-of-rails-part-2-new-r220-r260-r260mn-and-r350ht-grade-rails-by-mobile-welding-machines-at-sites-other-than-a-fixed-plant>

## References

1. Kuchuk-Yatsenko, S.I. (1992) *Flash-butt welding*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
2. Fujll Mitsuru, Nakanowatari Hiroaki, Narial Kiyoshi (2015) *Rail Flash-Butt Welding*. Jfe Technical Report No. 20, March. <https://WWW.jfe-steel.co.jp>
3. S. Kendji, F. Hiroshi, T. Yasunobu (2014) Method of flash-butt welding of rail steel. *Nippon Steel and Sumitomo Metal Corp. No. 216.012 A172/20.02.2014*. <https://edrid.ru/en/rid/216/012/a172.html>
4. Kuchuk-Yatsenko, S.I. (2018) Technologies and equipment for flash-butt welding of rails: 60 years of continuous innovations. *The Paton Welding J.*, **11-12**, 29–44. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2018.12.03>.
5. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Didkovsky, O.V., Bogorsky, M.V. et al. (2002) *Flash-butt welding*. Ukraine Pat. 46820 6B23K11/04, C2, Russia Pat. 2222415 of 2003, US Pat. 6.294.752 of 2001, Great-Britain Pat. GB235725.9A of 20.06.01, China Pat. ZL00101672/5, of 2004.
6. Gulyaev, A.P. (1977) *Metals science: Manual for Higher Education Inst.*, Moscow, Metallurgiya [in Russian].
7. Gavrylyuk, V.G. (1987) *Distribution of carbon in steel*. Kyiv, Naukova Dumka [in Ukrainian].
8. Aksenova, K.V., Gromov, V.E., Ivanov, Yu.F. et al. (2017) Carbon redistribution under deformation of steels with bainite and martensite structures. *Izv. Vuzov, Chyorn. Metallurgiya*, 60(7), 544–548 [in Russian]. DOI: <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-7-544-548>.
9. Yuriev, A.A., Ivanov, Yu.F., Gromov, V.F. et al. (2017) Redistribution of carbon in structure of rail steel after long operation. *Vestnik SibGIU*, **4**, 22, UDK 669.539.382.17 [in Russian] <https://cyberleninka.ru/article/n/pereraspredelenie-ugleroda-v-strukture-relsovoy-stali-po>
10. Belous M.V., Novozhilov, V.B., Shatalova, L.A., Shejko, Yu.P. (1995) *Distribution of carbon by state in tempered steel*, 79(4), 128–137 [in Russian].
11. Zakirpichnaya, M.M., Kuzeev, I.R., Tkachenko, O.I. (1999) Distribution of fullerenes by zones of welded joint. *Svarochn. Proizvodstvo*, **11** [in Russian]. <http://library.nuft.edu.ua/ebook/file>
12. TU U 27.1-40081293-002:2016. *New welded rails for railways*. Dnipro, NDKTI Ukrzaliznytsia [in Ukrainian].
13. DIN EN 14587-2:2009 (E). *Railway applications - Track - Flash butt welding of rails - Pt 2: New R220, R260, R260Mn and R350HT grade rails by mobile welding machines at sites other than a fixed plant* URL: <https://www.en-standard.eu/din-en14587-2-railway-applications-track-flash-butt-welding-of-rails-part-2-new-r220-r260-r260mn-and-r350ht-grade-rails-by-mobile-welding-machines-at-sites-other-than-a-fixed-plant>

## FEATURES OF MICROSTRUCTURE OF BUTT JOINTS OF HYPEREUTECTOID AREAL-136HE-X RAIL STEEL IN FLASH-BUTT WELDING

V.I. Shvets<sup>1</sup>, O.V. Didkovsky<sup>1</sup>, Ye.V. Antipin<sup>1</sup>, I.V. Zyakhor<sup>1</sup>, L.M. Kapitanchuk<sup>1</sup>, Wang Qichen<sup>2</sup>

<sup>1</sup>E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.  
E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>CIMC Offshore Engineering Institute Company Limited Yantai, Shandong, P.R. China. E-mail: qichen.wang@cimc-raffles.com

The microstructure and properties of butt-joints of rails from hypereutectoid Areal 136HE-X steel produced by the flash-butt welding technology were investigated. It was found that under thermal and deformation conditions of welding, carbon redistribution is accompanied by the formation of particles in the microstructure with carbon precipitation and a decrease in carbon content in the matrix. A number of particles grow in the direction of the butt and their highest concentration is observed in the near-contact layer. According to the distribution of hardness in the zone of a coarse grain, in contrast to the butts of hypoeutectoid rails, as compared to the base metal, the hardness is slightly reduced – HV 3900 MPa and HV 4000 MPa, respectively. This is caused by the absence of free carbides in the microstructure. The features of microstructure do not significantly affect the results of tests on static bending and meet the requirements of domestic and European standards. 13 Ref., 2 Tabl., 9 Fig.

*Keywords: flash-butt welding, hypereutectoid rail steels, carbon redistribution, hardness distribution, static bending*

Надійшла до редакції 27.01.2022

### ХІ МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ

#### Математичне моделювання та інформаційні технології в зварюванні та споріднених процесах

12–16 вересня 2022 р., Одеса, готель «Аркадія»  
Голова програмного комітету академік І.В. Кривцун



Національна академія наук України  
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України  
Міжнародна Асоціація «Зварювання»

Для участі в конференції необхідно заповнити реєстраційну картку і разом з тезами доповіді направити її в Оргкомітет до 19 серпня 2022 р. До початку конференції будуть видані тези доповідей.

Збірники праць десяти попередніх конференцій «Математичне моделювання та інформаційні технології в зварюванні та споріднених процесах» знаходяться у відкритому доступі на сайті: <https://patonpublishinghouse.com/ukr/proceedings/mmw>

#### Контрольні дати

Надання заявок на участь та тез доповідей до 19.08.2022 р.  
Розсилка другого інформаційного повідомлення та підтвердження участі до 05.09.2022 р.  
Оплата реєстраційного внеску до 12.09.2022 р.

#### Оргкомітет

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України  
вул. Казимира Малевича 11,  
м. Київ, 03150, Україна  
тел./факс: (38044) 200-82-77, 205-22-26  
E-mail: journal@paton.kiev.ua  
<http://pwi-scientists.com/ukr/mmi2022>



Національна академія наук України  
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона  
Українське товариство неруйнівного контролю та технічної діагностики  
Міжнародна Асоціація «Зварювання»

### ІІІ МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ

## НЕРУЙНІВНИЙ КОНТРОЛЬ та МОНІТОРИНГ ТЕХНІЧНОГО СТАНУ

12–16 вересня 2022

Одеса, Аркадія, готель «Аркадія»

#### Контрольні дати

Надання заявок на участь та тез доповідей до 19.08.2022 р.  
Розсилка другого інформаційного повідомлення та підтвердження участі до 05.09.2022 р.  
Оплата реєстраційного внеску до 12.09.2022 р.

#### ОРГАНІЗАТОР КОНФЕРЕНЦІЇ

Міжнародна Асоціація «Зварювання»  
вул. Казимира Малевича 11, м. Київ, 03150  
тел. +38 (044) 200-82-77, (050) 352-73-50  
journal@paton.kiev.ua  
posypaiko.yurii@gmail.com  
<http://pwi-scientists.com/ukr/nktd2022>