

**Сергій Леонідович Шваб¹, Михайло Михайлович Ворон²,
Андрій Миколайович Тимошенко³, Анастасія Юрївна Семенко⁴,
Юлія Петрівна Скоробагатько⁵, Олексій Миколайович Смірнов⁶**

¹кандидат технічних наук, старший дослідник, старший науковий співробітник,
Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України (Київ, Україна)

E-mail: serg.schwab@gmail.com. **ORCID:** <https://orcid.org/0000-0002-4627-9786>

²кандидат технічних наук, старший дослідник, старший науковий співробітник
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України (Київ, Україна)

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» (Київ, Україна)

E-mail: mihail.voron@gmail.com. **ORCID:** <https://orcid.org/0000-0002-0804-9496>

³кандидат технічних наук, старший дослідник, старший науковий співробітник
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України (Київ, Україна)

E-mail: marschal@i.ua. **ORCID:** <https://orcid.org/0000-0003-4038-1744>

⁴кандидат технічних наук, старший дослідник, старший науковий співробітник
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України (Київ, Україна)

E-mail: semenko.au@gmail.com. **ORCID:** <https://orcid.org/0000-0002-0448-1636>

⁵кандидат технічних наук, старший дослідник, старший науковий співробітник
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України (Київ, Україна)

E-mail: yulka.ukr@gmail.com. **ORCID:** <https://orcid.org/0000-0002-1724-9895>

⁶доктор технічних наук, професор, завідувач відділу
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України (Київ, Україна)

E-mail: stalevoz@i.ua. **ORCID:** <https://orcid.org/0000-0001-5247-3908>

ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРО- ТА ФАЗОУТВОРЕНЬ У ЗВАРНИХ З'ЄДНАННЯХ ВИСОКОМАРГАНЦЕВОЇ СТАЛІ Fe-28Mn-11Al-1.2C, ОТРИМАНИХ ЗА ДОПОМОГОЮ ПРИСАДНОГО ДРОТУ Св-08Г2С-О

З метою визначення можливості застосування промислових рішень для зварювання сталей системи Fe-Mn-Al-C, було проведено зварювання пластин товщиною 8 мм високомарганцевої легкої сталі Fe-28Mn-11Al-1.2C присадним дротом марки Св-08Г2С-О з попереднім підігрівом. Були вивчені особливості формування мікроструктури отриманого з'єднання. У результаті експериментальних досліджень показано, що в зоні металу шва формуються дві зони, які відрізняються за хімічним складом. Аналіз мікротвердості в різних зонах зварного з'єднання показав, що ця характеристика має найнижчі значення в зоні зварного шва та в зоні сплавлення, де вони мають близькі значення на рівні 300-360 HV, зона перегріву характеризується поступовим підвищенням мікротвердості з 320 до 486 HV.

Ключові слова: високомарганцеві сталі; TWIP; зварювання; мікроструктура; мікротвердість.

Рис.: 7. Бібл.: 15.

Вступ. Високомарганцеві сталі з високим вмістом алюмінію належать до числа одних із найбільш інноваційних матеріалів сучасності завдяки поєднанню високої питомої міцності та пластичності. Їхні механічні характеристики значно перевищують показники більшості конструкційних сталей та можуть змінюватись у широких межах завдяки поєднанню термічної та деформаційної обробки. Такі матеріали є важливими для екологічної парадигми в сучасних технологіях, адже дозволяють суттєво знизити масу машин і механізмів, і як наслідок – зменшити споживання ними палива або електроенергії. Це досягається за рахунок нижчої на 5-20 % густини, порівняно зі звичайними сталями [1-4].

Механічні властивості високомарганцевих сталей із високим вмістом алюмінію залежать від хімічного складу та співвідношення легуючих елементів, що визначає їхні структурно-фазові характеристики й механічні властивості. Вони можуть бути феритними, аустенітними та дуплексними, залежно від кількості марганцю (частіше 15-30 % мас.) та алюмінію (частіше 7-12 % мас.) [5-7]. Марганець та вуглець є стабілізаторами аустеніту, в той час як алюміній та більшість корисних мікродобавок, таких як ванадій, молібден, титан та кремній є стабілізаторами фериту. Вміст алюмінію вище 7 % мас. визначає можливість формування к-карбідів та значною мірою визначає фазовий склад і механізми зміцнення у високомарганцевих сталях [5; 8; 9]. Вміст вуглецю для них зазви-

чай становить 0,6-1,2 % мас. [10]. Власне, вміст марганцю збільшується прямопропорційно вмісту алюмінію. Таким чином, найбільш перспективними та досліджуваними високомісними високомарганцевими сталями з низькою густиною є ті, що мають хімічний склад у таких межах (% мас.): Fe-(25-30)Mn-(7-12)Al-(0,6-1,2)C з можливим додаванням мікролегуєчих і модифікуючих добавок [3; 10]. Також дані аустенітні сталі системи Fe-Mn-Al з високим вмістом марганцю і з гарним поєднанням міцності та пластичності мають назву TWIP (Twinning-Induced Plasticity) сталі.

Виробництво описаного типу матеріалів є відповідальною та непростою задачею через їхню високу схильність до утворення дефектів та ліквацій. Це також зумовлює складність їх обробки та особливо зварювання [11]. Для зварювання високомарганцевих сталей із різним вмістом алюмінію застосовують декілька методів і технологічних підходів, серед яких найбільш популярними є лазерне та електродугове зварювання [12]. Враховуючи високі значення коефіцієнта температурного розширення та складність і багатостадійність фазових перетворень у сталях системи Fe-Mn-Al-C з високим вмістом марганцю та алюмінію, важливе значення при їх зварюванні має швидкість охолодження зварного з'єднання [13].

Вибір присадних матеріалів для зварювання таких сталей є також актуальною задачею. Найкращі властивості зварних з'єднань вдається одержати при використанні присадних матеріалів, подібних за хімічним складом до основного металу, але одержання таких дротів та їх застосування є складним і вартісним завданням [14].

Таким чином, зварювання високомарганцевих сталей, особливо з високим вмістом алюмінію, є важливою та непростою задачею, для якої досі залишаються невирішеними питання оптимізації багатьох технологічних параметрів і зниження загальної вартості процесу [15].

Для поглиблення аналізу описаних проблем та пошуку можливих методів їх вирішення, було проведено дослідження зі зварювання високомарганцевої легкої сталі Fe-28Mn-11Al-1.2C присадним дротом марки Св-08Г2С-О.

Хімічний склад сталі було обрано з урахуванням підвищення складності роботи з матеріалом. Вказаний вміст марганцю та алюмінію міг спричинити підвищення тріщеноутворення, стати причиною виникнення шкідливих неоднорідних ліквацій а також сприяти утворенню шкідливих фаз у зоні сплавлення. Високий вміст вуглецю міг спричинити утворення відманштеттової структури та карбідів, що залежно від розмірів та розподілу останніх могло суттєво знизити однорідність та надійність зварного з'єднання.

Використання як присадного дроту матеріалу з хімічним складом, який є максимально близьким до зварюваного металу, є непростою задачею через високу технологічну складність виготовлення відповідного дроту. Застосування поширеного й відносно дешевого присадного матеріалу для зварювання сталей із високим вмістом марганцю та алюмінію може мати достатній ефект, але потребує досліджень.

Основною метою на цьому етапі є вивчення закономірностей формування мікроструктури зварного з'єднання з експериментальної високомарганцевої сталі Fe-28Mn-11Al-1.2C, отриманого за допомогою зварювання плавленням з присадним низьколегованим дротом.

Методи досліджень. Для одержання зварного з'єднання використовувались пластини, вирізані з вилівка сталі Fe-28Mn-11Al-1.2C товщиною 8 мм. Відповідно до ISO 9692-1 (Welding and allied processes — Types of joint preparation) для цієї товщини зразків була зроблена V-подібна розробка крайок з кутом розкриття 60° та притупленням в 1 мм. Як присадний матеріал використовувався дріт марки Св-08Г2С-О діаметром 1,6 мм. Зварювання відбувалося способом MAG в суміші захисних газів Ar+CO₂. Як джерело живлення використовувався зварювальний апарат OTC DAIHEN WELBEE P500L, оснащений механізмом подачі дроту.

Для збереження геометрії зварного з'єднання, мінімізації короблень та деформації, пластини фіксувались спеціальною оснасткою, розміщеною в теплоізолюваному модулі з можливістю контрольованого індукційного підігріву металу до 400 °C та подальшого контрольованого охолодження заготовок. Нагрів та витримка пластин тривали 1 та 2 години відповідно. Процес зварювання відбувався в два проходи на такому режимі: струм 200 А, напрузі 26 В, швидкість подачі дроту 3 м/хв, швидкість зварювання 22-25 м/год, витрати захисного газу 15 л/хв. Охолодження зразка тривало 4 години, що відповідало швидкості охолодження 1,5 °C/хв. Зовнішній вигляд зварного з'єднання показано на рис. 1.

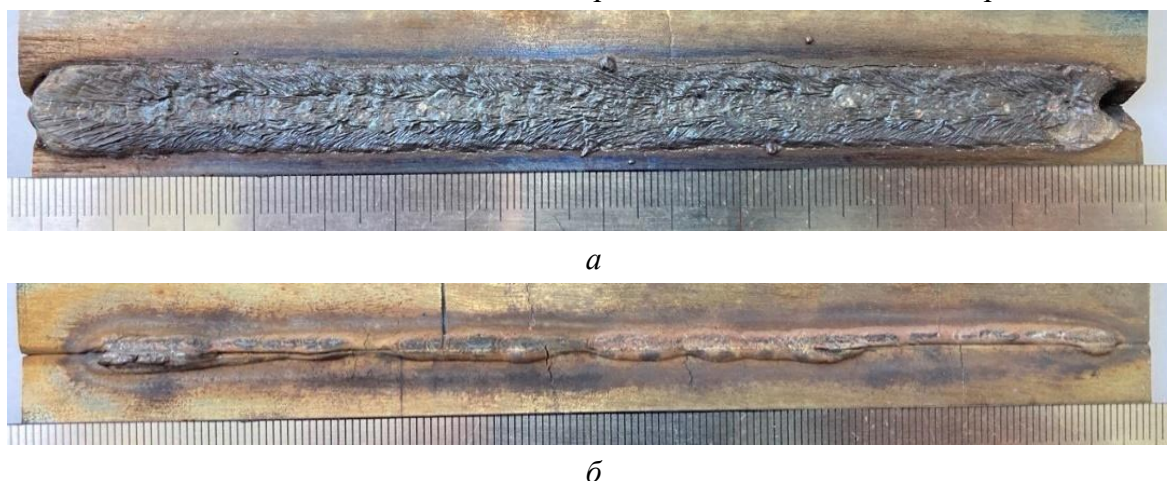


Рис. 1. Зовнішній вигляд зварного з'єднання (а) та зворотного формування шва (б) у стані повного охолодження

Як видно з рис. 1, при зварюванні пластин утворилися дефекти у вигляді тріщин. Їх формування в центральній частині може бути частково пов'язане зі стовпчастою макро-структурою литого металу. Іншим фактором утворення тріщин є збільшення напружень, які можуть виникати через термічний вплив та через фазові перетворення, до яких він призводить. На це вказує більша локалізація тріщин саме в центральній частині з'єднання зі сторони кореня шва – в місці, де найдовше зберігається висока температура.

Одержане зварне з'єднання піддавали візуальному аналізу та подальшій механічній обробці з метою одержання поперечного макрошліфа (рис. 2), який виготовляли за стандартними методиками. Його травлення проводили в спиртовому розчині 3 % HNO₃ + 5 % HCl.

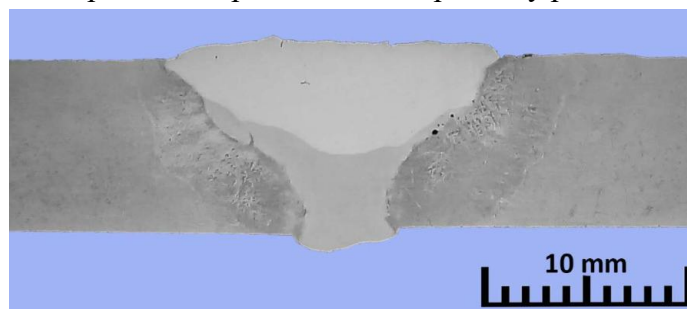


Рис. 2. Макрошліф зварного з'єднання

Для дослідження мікроструктури зварного з'єднання (рис. 3) використовували оптичний металографічний мікроскоп Euromex iScore та скануючий електронний Tescan Vega 3, оснащений EDX-детектором Bruker, що дозволяло визначати локальний хімічний склад та розподіл хімічних елементів досліджуваних областей зварного з'єднання. Для мікро-дюрометричних досліджень використовували мікротвердомір LHVS-1000Z з автоматичною туреллю, який забезпечує можливість вимірювання мікротвердості за методом Віккерса з навантаженням від 10 г до 1000 г.

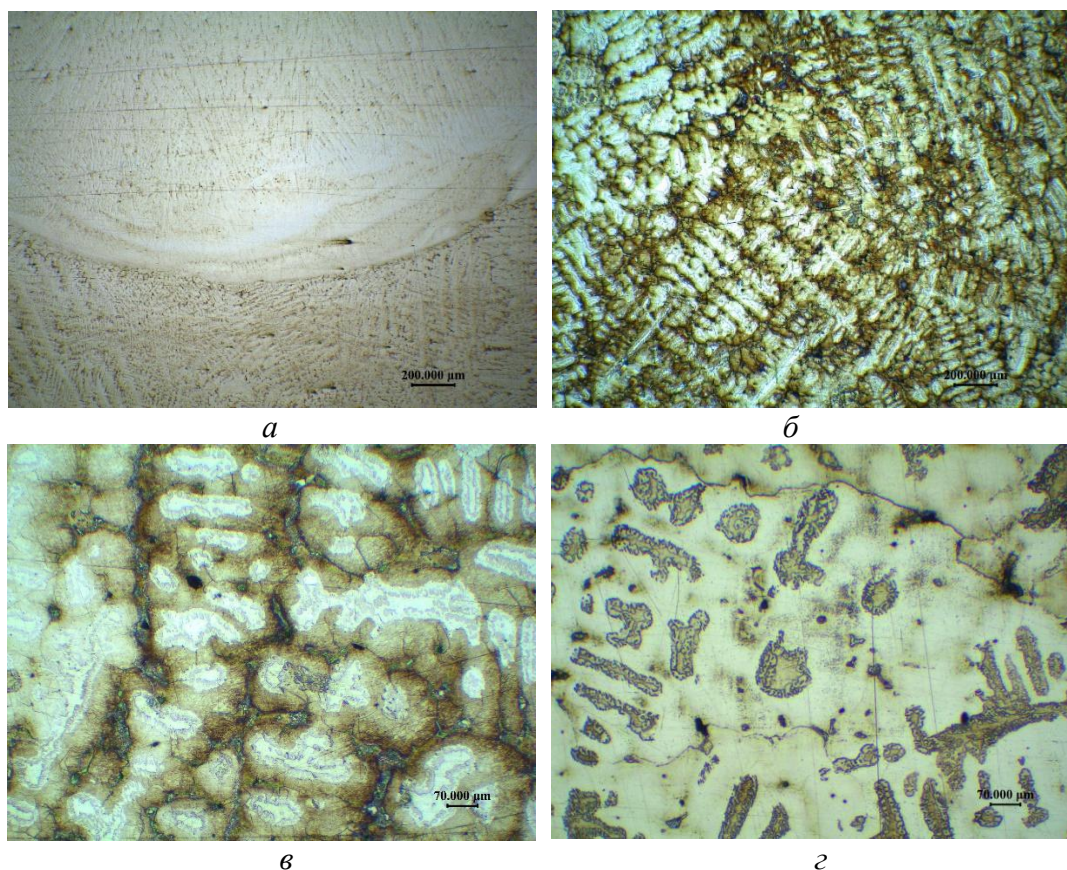


Рис. 3. Мікроструктура металу шва (а), основного металу (б, в), та зони термічного впливу (г)

Результати досліджень і їх обговорення. Аналіз будови макрошліфа (рис. 2) показує наявність двох чітко розділених зон в металі шва (рис. 3, а). Нижча, більш темна вузька зона, очевидно, є більш легованою через більші питомі тепловкладення при зварюванні, що призвели до помітного підплавлення та замішування металу зварюваних пластин в зону надходження присадного металу. Після того як ширина зварного шва в процесі формування починає перевищувати 5 мм, цей температурно-гідродинамічний ефект зникає, замішування основного металу в метал шва знижується, а в області їх контакту можна побачити мікрodefекти.

Структура основного металу є дендритною (рис. 3, б) та однофазною (рис. 3, в). У зоні термічного впливу, зокрема в зоні рекристалізації, де можна помітити збільшення чіткості границь зерен та зміну їх вигляду з дендритного до більш рівновісного. При цьому всередині зерен починають утворюватися структурно-фазові складові, яких не було помітно в початковому стані.

Для більш детального вивчення будови зварного з'єднання було розглянуто ділянки, які поєднують зону металу шва, зону сплавлення та зону перегріву (рис. 4). У верхній частині металу шва з обох боків помітне утворення тріщин протяжністю близько 300-1200 мкм, які формуються на межі зони сплавлення та металу шва, яка становить 100-200 мкм (рис. 4, а).

У центральній частині зони зварного з'єднання розміри зони сплавлення є зіставними з попередньою ділянкою, але формування тріщин відбувається з напрямку металу-основи й часто поєднується з межами зерен. Це вказує на високу імовірність виникнення тріщин саме на границях зерен, які стають більш дефектними під впливом термічних навантажень та згодом слугують причиною розвитку дефектів у тріщини. Також в цій зоні спостерігається утворення пор, розмір яких коливається від 30-40 до 200 мкм (рис. 4, б).

Нижня частина з'єднання, корінь шва, має найширшу зону сплавлення до 500-600 мкм та найнижчу дефектність, що зокрема пов'язано з найвищим тепловкладенням та найповільнішим охолодженням металу (рис. 4, в).

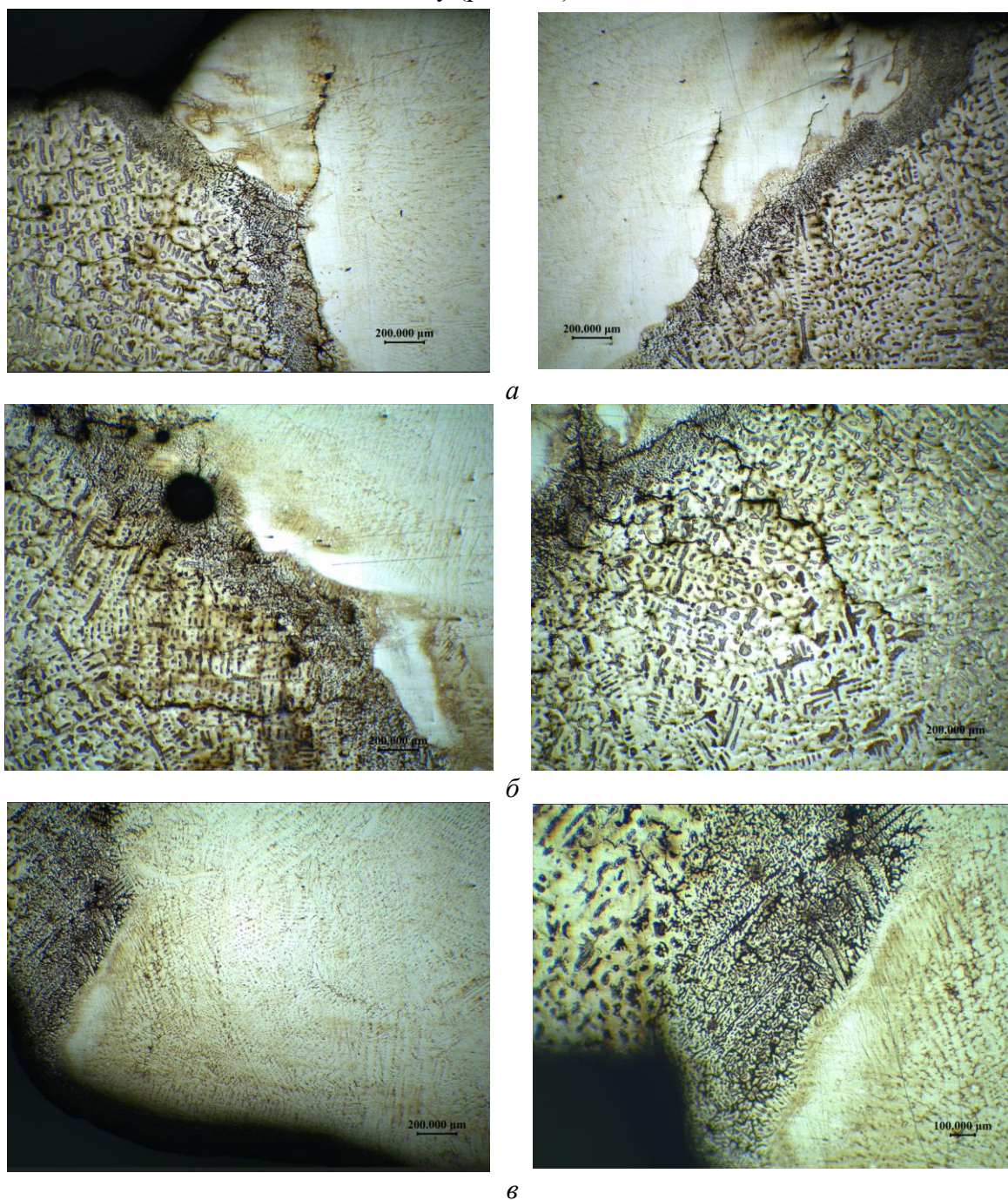


Рис. 4. Мікроструктура зони металу шва, зони сплавлення та початку зони перегріву верхньої (а), центральної (б) та нижньої (в) частини зварного з'єднання

Зона перегріву різних ділянок зварного з'єднання має нерівномірну неоднакову будову, як показано на рис. 5. Нижня область біля кореня шва (рис. 5, в) має прошарок перекристалізованої подрібненої дендритної структури завширшки 1,2 мм у самому низу, який майже повністю зникає на відстані 5 мм в сторону основного металу, що відповідає рівню розділення металу шва на дві ділянки. Зона перегріву нижньої частини шва, не враховуючи вже описану ділянку, складає близько 1,5 мм.

Центральна (рис. 5, б) та верхня (рис. 5, а) частини зварного з'єднання мають зону перегріву, яка поступово зменшується від 1,5 до 0,6-0,8 мм у напрямку до вершини шва.

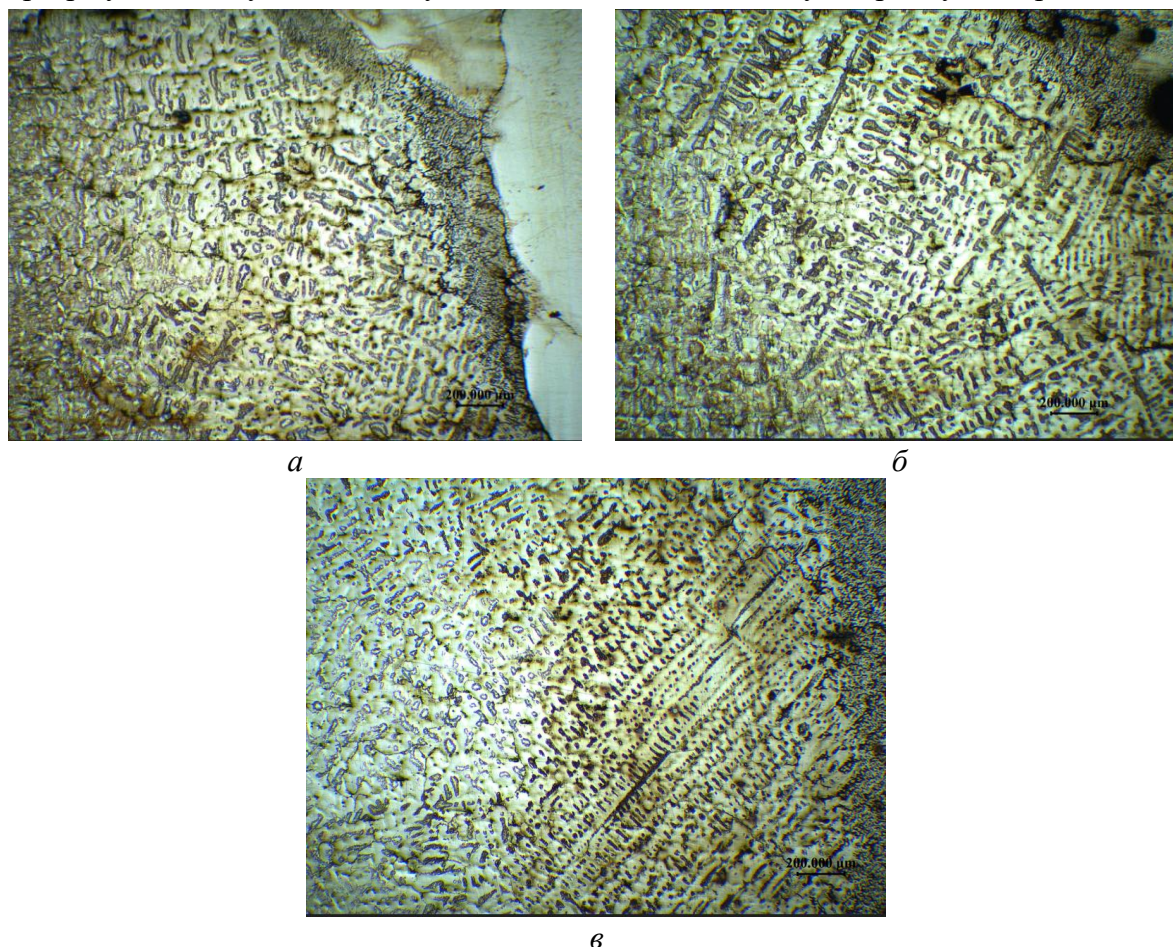


Рис. 5. Мікроструктура зони перегріву та початок зони нормалізації верхньої (а), центральної (б) та нижньої (в) частини зварного з'єднання

Щоб виявити можливий зв'язок між утворенням дефектів, ліквідаціями та фазоутворенням, було проведено локальний хімічний аналіз та аналіз розподілу елементів у дефектній зоні зварного з'єднання. Відповідні дані наведено на рис. 6.

Проведений аналіз показує, що в процесі утворення шва, в нього надходить доволі значна кількість компонентів з основного металу. Концентрація алюмінію та марганцю у верхній частині шва є меншою, ніж біля його кореня. При цьому масоперенос від основного металу в обох ділянках відбувається майже однаково, про що свідчить близький хімічний склад зони сплавлення. Різниця складу в металі шва є помітною через більший об'єм рідкометалевої ванни, відповідно – більше розбавлення розчинених у цій ванні елементів. Такий рівень насичення металу шва марганцем та алюмінієм, а також рівномірний градієнт їх концентрації є позитивним фактором для формування властивостей зварного з'єднання.

Розподіл елементів показав, що у верхній частині шва по межах зерен основного металу та в тріщинах є дещо вища концентрація алюмінію. У нижній частині шва в зоні сплавлення та частково в зоні перегріву помітне утворення фаз, які містять одночасно підвищений вміст заліза та алюмінію та являються феритними дендритами, на що вказує їхня форма. Дефекти у вигляді пор, імовірно за все усадкового походження, утворились у зоні сплавлення. Поблизу пор ділянки мають занижену концентрацію алюмінію і підвищений вміст марганцю. З розподілу також видно, що в металі шва нижньої частини є вищою неоднорідність розподілу хімічних елементів.

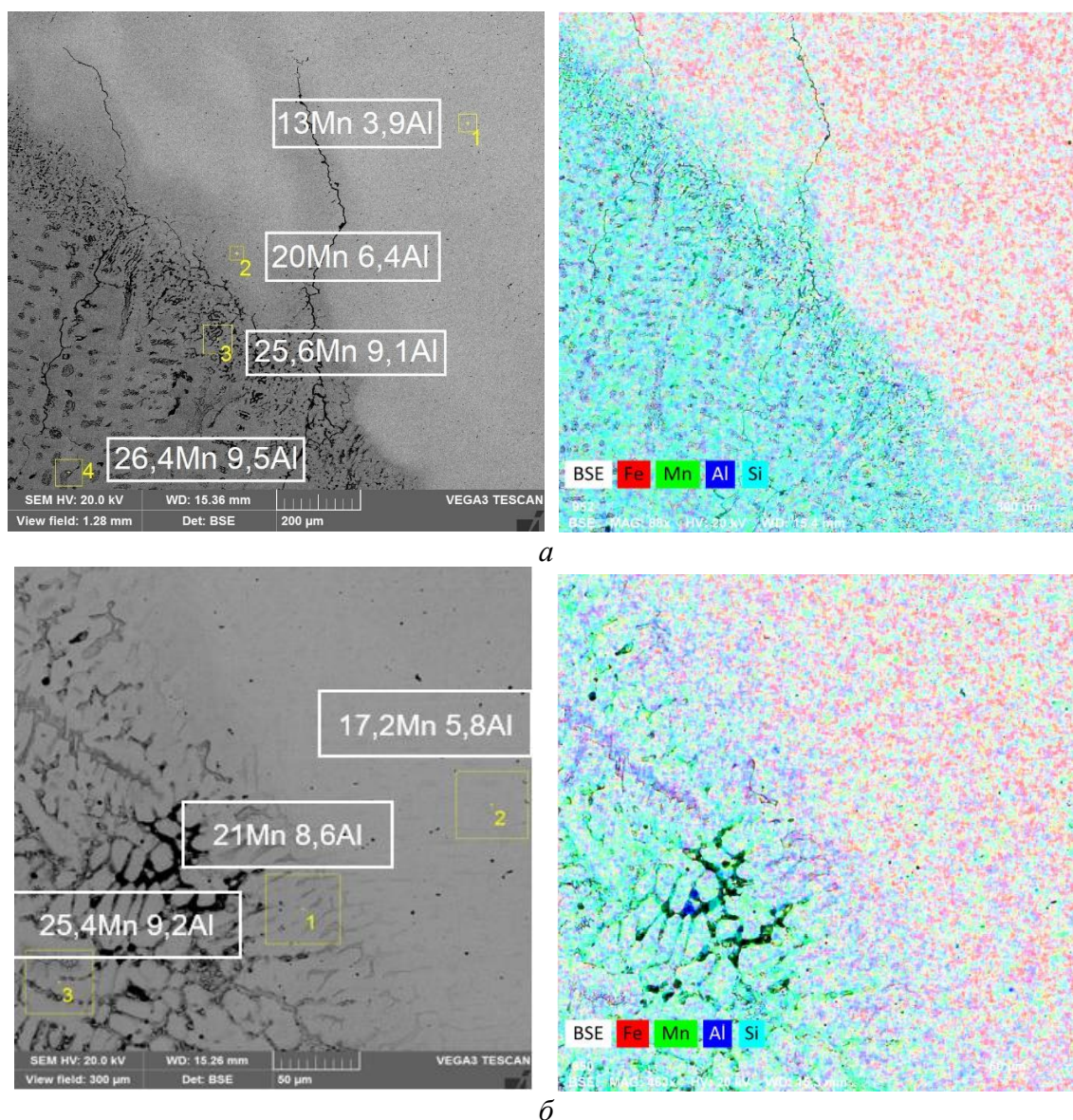


Рис. 6. Локальний хімічний аналіз та аналіз розподілу елементів у верхній (а) та нижній (б) частині зварного з'єднання біля зони сплавлення в місцях існування дефектів

Загалом, ліквідаційні явища, структуро- та фазоутворення в розглянутому зварному з'єднанні є доволі сприятливими та вказують на мінімізацію анізотропії властивостей. Тим не менш, вони не можуть бути однорідними і формування властивостей залежить від контрасту їх зміни в кожній структурно-фазовій області, що можна визначити через зміну мікротвердості. Відповідні дані показано на рис. 7.

Аналіз мікротвердості в різних зонах зварного з'єднання показав, що ця характеристика має найнижчі значення в зоні зварного шва та в зоні сплавлення, де вони мають близькі значення на рівні 300-360 HV. Зона перегріву характеризується поступовим підвищенням мікротвердості з 320 до 486 HV. Локальні підвищення значень біля меж структурних зон є нормальним явищем, яке вказує на підвищену дефектність межі зіткнення двох та більше типів структур, і чим більшим є такий екстремум – тим більш негативним буде вплив цієї зони на механічні властивості. Зона нормалізації характеризується дещо підвищеними значеннями мікротвердості як фериту, так і аустеніту. Близькість їх значень вказує на те, що така структурна зона має сприятливі структурно-фазові та механічні характеристики, які є більш однорідними, ніж у зоні основного металу.

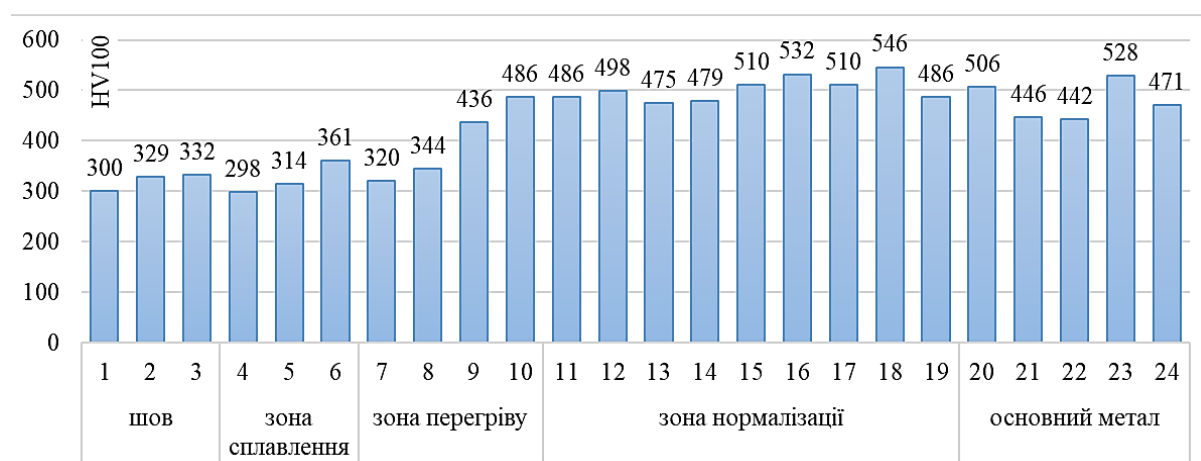


Рис. 7. Значення мікротвердості різних структурних зон одержаного зварного з'єднання

Висновки. У результаті дослідження зварювання сталей системи Fe-Mn-Al-C плавним електродом у суміші захисних газів, на прикладі пластин сталі Fe-28Mn-11Al-1.2C товщиною 8 мм з використанням присадного дроту марки Св-08Г2С-О в умовах попереднього підігріву пластин показано, що метал зварного шва складається із двох зон, які є відмінними за своїм хімічним складом та дефектністю. Більші тепловкладення та повільніше охолодження зварного з'єднання сприяють зменшенню дефектів, розширенню зони сплавлення та більш сприятливому структуроутворенню. Досить рівномірний градієнт концентрації легуючих елементів у зоні металу шва та поступова зміна мікротвердості в різних зонах зварного з'єднання вказують на можливу практичну придатність запропонованого підходу зварювання високомарганцевих сталей з високим вмістом алюмінію промисловим присадковим дротом і вказаним способом зварювання. Для покращення структурно-фазових характеристик зварного з'єднання можна застосовувати наступну термічну обробку у вигляді нормалізації.

Подяка. Дослідження фінансується Національним фондом досліджень України, конкурс «Наука для зміцнення обороноздатності України» (проект № 2023.04/0021), «Одержання елементів броні з надлегких сталей для військової техніки з використанням вторинної сировини». Дослідження хімічного складу, оптичної металографії та мікротвердості проводили в Центрі наукового обладнання колективного користування «Матеріалознавство тугоплавких сполук і композитів» (Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»), співробітникам якого висловлюємо подяку.

Список використаних джерел

1. Raabe, D., Tasan, C. C., & Olivetti, E. A. (2019). Strategies for improving the sustainability of structural metals. *Nature*, 575, 64–74. <https://doi.org/10.1038/s41586-019-1702-5>.
2. Tucker, R. (2013). Trends in automotive lightweighting. *Metal Finishing*, 111(2), 23–25. [https://doi.org/10.1016/S0026-0576\(13\)70158-2](https://doi.org/10.1016/S0026-0576(13)70158-2).
3. Chen, S., & Rana, R. (2021). Low-density steels. In Rana R. (Ed.), *High-performance ferrous alloys* (pp. 211–289). Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-030-53825-5_6.
4. Piston, M., Bartlett, L., Limmer, K. R., & Field, D. M. (2020). Microstructural influence on mechanical properties of a lightweight ultrahigh strength Fe-18Mn-10Al-0.9C-5Ni (wt%) steel. *Metals*, 10(10), 1305. <https://doi.org/10.3390/met10101305>.
5. Chen, S. P., Rana, R., Haldar, A., & Ray, R. K. (2017). Current state of Fe-Mn-Al-C low density steels. *Progress in Materials Science*, 89, 345–391. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.05.002>.

6. Ding, H., Liu, D., Cai, M., & Zhang, Y. (2022). Austenite-based Fe-Mn-Al-C lightweight steels: research and prospective. *Metals*, 12(10), 1572. <https://doi.org/10.3390/met12101572>.
7. Grässel, O., Krüger, L., Frommeyer, G., & Meyer, L. W. (2000). High strength Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels development – properties – application. *International Journal of Plasticity*, 16(10-11), 1391–1409. [https://doi.org/10.1016/s0749-6419\(00\)00015-2](https://doi.org/10.1016/s0749-6419(00)00015-2).
8. Wu, Z. Q., Ding, H., An, X. H., Han, D., & Liao, X. Z. (2015). Influence of Al content on the strain-hardening behavior of aged low density Fe-Mn-Al-C steels with high Al content. *Materials Science and Engineering: A*, 639, 187–191. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.05.002>.
9. Chao, C.-Y., & Liu, C.-H. (2002). Effects of Mn contents on the microstructure and mechanical properties of the Fe-10Al-xMn-1.0C alloy. *Materials Transactions*, 43(10), 2635–2642. <https://doi.org/10.2320/matertrans.43.2635>.
10. Bouaziz, O., Allain, S., Scott, C. P., Cugy, P., & Barbier, D. (2011). High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: a review of the microstructure properties relationships. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 15(4), 141–168. <https://doi.org/10.1016/j.cossms.2011.04.002>.
11. Keil, D., Zinke, M., & Pries, H. (2011). Weldability of novel Fe-Mn high-strength steels for automotive applications. *Weld World*, 55, 21–30. <https://doi.org/10.1007/BF03321539>.
12. Gürol, U. (2023). Welding of high manganese austenitic cast steels using stainless steel covered electrode. *International Journal of Metalcasting*, 17, 1021–1033. <https://doi.org/10.1007/s40962-022-00834-5>.
13. Curiel-Reyna, E., Herrera, A., Castaño, V. M., & Rodriguez, M. E. (2005). Influence of cooling rate on the structure of heat affected zone after welding a high manganese steel. *Materials and Manufacturing Processes*, 20(5), 813–822. <https://doi.org/10.1081/amp-200055142>.
14. Dahmen, M., Lindner, S., Monfort, D., & Petring, D. (2016). Weld metallurgy and mechanical properties of high manganese ultra-high strength steel dissimilar welds. *Physics Procedia*, 83, 344–351. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2016.08.036>.
15. Шваб, С. Л., Семенко, А. Ю., Скоробагатько, Ю. П., Смірнов, О. М., Ворон, М. М., Тимошенко, А. М. (2024). Проблеми зварювання високомарганцевих сталей. *Науково-технічний журнал Металознавство та обробка металів*, 30(4), 51–61. <https://doi.org/10.15407/mom2024.04.051>.

References

1. Raabe, D., Tasan, C. C., & Olivetti, E. A. (2019). Strategies for improving the sustainability of structural metals. *Nature*, 575, 64–74. <https://doi.org/10.1038/s41586-019-1702-5>.
2. Tucker, R. (2013). Trends in automotive lightweighting. *Metal Finishing*, 111(2), 23–25. [https://doi.org/10.1016/S0026-0576\(13\)70158-2](https://doi.org/10.1016/S0026-0576(13)70158-2).
3. Chen, S., & Rana, R. (2021). Low-density steels. In Rana R. (Ed.), *High-performance ferrous alloys* (pp. 211–289). Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-030-53825-5_6.
4. Piston, M., Bartlett, L., Limmer, K. R., & Field, D. M. (2020). Microstructural influence on mechanical properties of a lightweight ultrahigh strength Fe-18Mn-10Al-0.9C-5Ni (wt%) steel. *Metals*, 10(10), 1305. <https://doi.org/10.3390/met10101305>.
5. Chen, S. P., Rana, R., Haldar, A., & Ray, R. K. (2017). Current state of Fe-Mn-Al-C low density steels. *Progress in Materials Science*, 89, 345–391. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.05.002>.
6. Ding, H., Liu, D., Cai, M., & Zhang, Y. (2022). Austenite-based Fe-Mn-Al-C lightweight steels: research and prospective. *Metals*, 12(10), 1572. <https://doi.org/10.3390/met12101572>.
7. Grässel, O., Krüger, L., Frommeyer, G., & Meyer, L. W. (2000). High strength Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels development – properties – application. *International Journal of Plasticity*, 16(10-11), 1391–1409. [https://doi.org/10.1016/s0749-6419\(00\)00015-2](https://doi.org/10.1016/s0749-6419(00)00015-2).
8. Wu, Z. Q., Ding, H., An, X. H., Han, D., & Liao, X. Z. (2015). Influence of Al content on the strain-hardening behavior of aged low density Fe-Mn-Al-C steels with high Al content. *Materials Science and Engineering: A*, 639, 187–191. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.05.002>.
9. Chao, C.-Y., & Liu, C.-H. (2002). Effects of Mn contents on the microstructure and mechanical properties of the Fe-10Al-xMn-1.0C alloy. *Materials Transactions*, 43(10), 2635–2642. <https://doi.org/10.2320/matertrans.43.2635>.
10. Bouaziz, O., Allain, S., Scott, C. P., Cugy, P., & Barbier, D. (2011). High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: a review of the microstructure properties relationships. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 15(4), 141–168. <https://doi.org/10.1016/j.cossms.2011.04.002>.

11. Keil, D., Zinke, M., & Pries, H. (2011). Weldability of novel Fe-Mn high-strength steels for automotive applications. *Weld World*, 55, 21–30. <https://doi.org/10.1007/BF03321539>.
12. Gürol, U. (2023). Welding of high manganese austenitic cast steels using stainless steel covered electrode. *International Journal of Metalcasting*, 17, 1021–1033. <https://doi.org/10.1007/s40962-022-00834-5>.
13. Curiel-Reyna, E., Herrera, A., Castaño, V. M., & Rodriguez, M. E. (2005). Influence of cooling rate on the structure of heat affected zone after welding a high manganese steel. *Materials and Manufacturing Processes*, 20(5), 813–822. <https://doi.org/10.1081/amp-200055142>.
14. Dahmen, M., Lindner, S., Monfort, D., & Petring, D. (2016). Weld metallurgy and mechanical properties of high manganese ultra-high strength steel dissimilar welds. *Physics Procedia*, 83, 344–351. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2016.08.036>.
15. Shvab, S. L., Semenko, A. Yu., Skorobahatko, Yu. P., Smirnov, O. M., Moron, M. M., Tymoshenko, A. M. (2024). Problemy zvariuvannia vysokomarhantsevykh stalei [Challenges in welding high manganese steels]. *Naukovo-tekhnichnyi zhurnal Metaloznavstvo ta obrobka metaliv – Scientific and technical journal "Metal Science and Metal Processing"* 30(4), 51–61. <https://doi.org/10.15407/mom2024.04.051>.

Отримано 19.04.2025

UDC 669.14:669.15-194:669.14.018.62

**Serhii Schwab¹, Mykhailo Voron², Andrii Tymoshenko³, Anastasiia Semenko⁴,
Yuliia Skorobagatko⁵, Oleksii Smirnov⁶**

¹PhD in Technical Sciences, Senior Researcher

E. O. Paton Institute of Electric Welding, NAS Ukraine (Kyiv, Ukraine)

E-mail: serg.schwab@gmail.com. ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4627-9786>

²PhD in Technical Sciences, Senior Researcher

Physical and Technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine (Kyiv, Ukraine)

National Technical University of Ukraine "Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute" (Kyiv, Ukraine)

E-mail: mihail.voron@gmail.com. ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0804-9496>

³ PhD in Technical Sciences, Senior Researcher

Physical and Technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine (Kyiv, Ukraine)

E-mail: marschal@i.ua. ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4038-1744>

⁴ PhD in Technical Sciences, Senior Researcher

Physical and Technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine (Kyiv, Ukraine)

E-mail: semenko.au@gmail.com. ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0448-1636>

⁵ PhD in Technical Sciences, Senior Researcher

Physical and Technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine (Kyiv, Ukraine)

E-mail: yulka.ukr@gmail.com. ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1724-9895>

⁶ Doctor of Technical Sciences, Professor, Head of Department

Physical and Technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine (Kyiv, Ukraine)

E-mail: stalevoz@i.ua. ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5247-3908>

FEATURES OF THE STRUCTURE AND PHASE FORMATION OF WELDED JOINTS OF HIGH-MANGANESE STEEL FE-28MN-11AL-1.2C OBTAINED BY SV-08G2S-O FILLER WIRE

To determine the possibility of using industrial solutions for welding steels of the Fe-Mn-Al-C system, welding of 8 mm thick plates of high-manganese light steel Fe-28Mn-11Al-1.2C was carried out with filler wire of the Sv-08G2S-O brand with preheating. The microstructure of the obtained joint was studied. Due to experimental studies, it was shown that two zones are formed in the weld metal zone, which differ in chemical composition. The Analysis of microhardness in different zones of the welded joint showed that this characteristic has the lowest values in the weld zone and in the fusion zone, where they have close values of the order of 300-360 HV, the overheating zone is characterized by a gradual increase in microhardness from 320 to 486 HV.

Keywords: high-manganese steels; TWIP; welding; microstructure; microhardness.

Fig.: 7. References: 15.