

# СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ СТАЛІ 20, МОДИФІКОВАНОЇ НАНОЧАСТИНКАМИ НА ОСНОВІ КАРБІДУ ВОЛЬФРАМУ

**В.Ю. Білоус, В.В. Пашинський, В.О. Березос, Р.В. Селін, Е.Л. Вржижевський**

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

Досліджено вплив параметрів процесу зварювання сталі 20, модифікованої нанорозмірним карбідним модифікатором системи терморозщеплений графіт–вольфрам на структуру та властивості зварних з'єднань низькоуглецевої сталі. Мета дослідження — встановлення закономірностей формування структури та комплексу механічних властивостей в матеріалі, що містить дисперсні зміцнюючі частинки карбідної фази при термічному впливі процесів зварювання. Сталь отримана способом електронно-променевого переплаву шихтової заготовки, до складу якої введено нанорозмірний карбідний модифікатор. Зварювання зразків дослідної сталі виконували з використанням технологій електронно-променевого та аргонодугового зварювань. На отриманих зразках досліджували макро- та мікроструктуру основного металу та зварних з'єднань методом оптичної мікроскопії, а також визначали механічні характеристики металу зварних з'єднань. Встановлено, що вихідний метал, отриманий способом електронно-променевого переплаву з наступною гарячою прокаткою отриманого зливка, має однорідну феритно-перлітну структуру, але морфологія карбідної фази в евтектоїдних колоніях відрізняється від пластинчастої перлітної присутністю сфероїдизованих частинок карбідної фази. При аргонодуговому зварюванні в зоні термічного впливу формуються структури з морфологією такого ж типу, як і в основному металі, основна відмінність полягає у підвищенні ступеня сфероїдизації карбідної фази та деякому зростанні розміру зерен. Технологія електронно-променевого зварювання приводить до формування вузьких прошарків зі структурою пакетного мартенситу в зоні плавлення зварного шва. Встановлено, що обидві технології зварювання забезпечують отримання з'єднань з механічними характеристиками на рівні основного металу, проте технологія електронно-променевого зварювання забезпечує більш високі характеристики пластичності металу. Бібліогр. 13, табл. 4, рис. 7.

*Ключові слова:* нанорозмірний модифікатор; карбід вольфраму; дисперсійне зміцнення; електронно-променеве зварювання; аргонодугове зварювання; міцність; відносне подовження; мікроструктура

**Вступ.** Розробка сталей, які поєднують високі значення міцності та пластичності з високою технологічністю при обробці та прийнятною собівартістю наскрізної технології виготовлення виробів з них, є актуальною науково-технічною задачею. Одним із шляхів її вирішення може бути застосування технології модифікування матриці модифікаторами, що містять нанорозмірні частинки зміцнюючої фази (зокрема, карбідів або карбонітридів). Саме введення частинок зміцнюючої фази з розмірами у нанодіапазоні створює сприятливі умови для реалізації механізмів дисперсійного зміцнення за рахунок гальмування рухомих дислокацій по механізму Орована при відносно невеликій масовій частці модифікатора у складі сталі. Існують дані про використання такого підходу для зміцнення корозійностійких [1], високоміцних феритних сталей [2] та сплавів на основі алюмінію [3]. Для введення наночастинок у основний метал у цих роботах використовували різні підходи, включаючи введення частинок у шихтовий матеріал та високошвидкісний переплав [1, 2], або син-

тез таких частинок у самому сплаві в процесі його виробництва [3].

Використання таких технологій обумовлено тим, що карбідні, карбонітридні та інтерметалідні фази не є термодинамічно стабільними в матриці заліза і можуть повністю або частково розчинюватися в матриці або коагулювати не тільки на етапі виплавки, але й при подальшій обробці, зокрема при зварюванні таких сталей [4]. Можливо також протікання виділення надлишкових фаз при охолодженні зварного з'єднання, а також огрублення структури внаслідок коагуляції високодисперсної зміцнюючої фази при термічному впливі [5].

Проблема полягає у тому, що механізми структуроутворення при виплавці та обробці таких сталей досліджені недостатньо. З аналізу літературних даних витікає, що зварювання дослідної сталі, модифікованої нанорозмірним карбідним модифікатором (НКМ) на основі карбіду вольфраму, може бути ускладнено, в першу чергу, у зв'язку з потенційною можливістю протікання процесів розчинення/виділення зміцнюючих фаз у зоні

В.Ю. Білоус — <https://orcid.org/0000-0002-0082-8030>, В.В. Пашинський — <https://orcid.org/0000-0003-0118-4748>,

В.О. Березос — <https://orcid.org/0000-0002-5026-7366>, Р.В. Селін — <https://orcid.org/0000-0002-2990-1131>,

Е.Л. Вржижевський — <https://orcid.org/0000-0001-8651-8510>

© В.Ю. Білоус, В.В. Пашинський, В.О. Березос, Р.В. Селін, Е.Л. Вржижевський, 2022

зварного з'єднання і збагачення твердого розчину такими елементами, як кремній та вольфрам. Також слід враховувати, що вольфрам є сильним карбідоутворюючим елементом і в сплавах заліза при концентраціях більше 0,3 % крім легованого цементиту  $(Fe,W)_3C$  в процесі зварювання, в залежності від конкретної швидкості нагріву та охолодження, може утворювати власні карбіди перемінного складу. Такі сталі більш схильні до розвитку в процесі зварювання хімічної і фізичної неоднорідностей в литому металі і ЗТВ, в результаті чого можливе утворення крихких прошарків. Оскільки впливати на структуроутворення у зварному з'єднанні можливо шляхом зміни режимів зварювання, для правильного вибору режимів зварювання з'єднань дослідної сталі, модифікованої НКМ, необхідно дослідити вплив термічного циклу зварювання на властивості та структуру з'єднань дослідної сталі.

Ціллю даної роботи є встановлення особливостей структурних перетворень у зварних з'єднаннях гарячекатаної сталі, отриманої способом електронно-променевого переплаву шихтової заготовки, до складу якої було введено нанорозмірний модифікатор на основі системи ТРГ–вольфрамїт, що містив кремній, як додатковий легуючий елемент.

В процесі виконання дослідження вирішували задачі оцінки мікроструктури сталі в гарячекатаному стані (перед зварюванням), а також були досліджені структурні зміни у зварних з'єднаннях та визначений термічний вплив процесу зварювання на перебіг структурних перетворень в залежності від технології зварювання. Були також досліджені механічні властивості металу зварних з'єднань.

**Матеріали та методика досліджень.** Дослідження проводили на зразках з гарячекатаної сталі 20, модифікованої НКМ на основі системи терморозщиплений графіт–вольфрамїт, яка отримана по технології, описаній в роботі [6]. Хімічний склад дослідної сталі приведено у табл. 1.

Електронно-променево зварювання (ЕПЗ) є одним з вживаних способів з'єднання деталей та вузлів з дослідної сталі [7, 8]. ЕПЗ проводили на модернізованій установці УЛ-144 [9], оснащеної зварювальною гарматою потужністю 60 кВт.

Збірку зварних з'єднань товщиною 10 мм здійснювали з мінімальним зазором (0...0,1 мм). ЕПЗ

виконували за один прохід без оброблення кромок і без присадного матеріалу, тому властивості зварних з'єднань визначалися хімічним складом основного металу, кількістю легуючих елементів і домішок, режимом зварювання і характером термічного циклу. Електронно-променево зварювання зразків дослідної сталі 20, модифікованої нанорозмірним порошковим модифікатором, виконували на наступних режимах:

напруга, що прискорює, кВ	60
струм променю, мА	100
розгортка променю, мм	4×3
швидкість зварювання, мм/с	10

Аргонодугове зварювання вольфрамовим електродом (АДЗ) набуло найбільш широке застосування в промисловості завдяки тому, що цей спосіб зварювання є дешевим і універсальним, який дозволяє виконувати з'єднання в різних просторових положеннях, в умовах обмеженого простору і не вимагає переналадження обладнання при зміні товщини зварюваного виробу і типу з'єднання [10]. Велика перевага АДЗ полягає в тому, що зварювання може виконуватися без застосування присадного металу [11], а також наскрізним проплавленням [12, 13]. Величину зварювального струму при АДЗ можливо змінювати в великих межах. Зварювальний струм при АДЗ обмежено лише стійкістю вольфрамового електрода. Максимальна величина струму при зварюванні з використанням вольфрамових електродів ЕВИ-1 діаметром 5 мм досягає 900 А, що дозволяє зварювати без оброблення крайок за один прохід метал товщиною до 6...8 мм. Оскільки для зварювання нових матеріалів відсутні зварювальні матеріали, такі як плавкі електроди чи присадний дріт, то АДЗ вольфрамовим електродом було застосовано без подачі присадного дроту.

АДЗ дослідної сталі, модифікованої НКМ, виконували на постійному струмі прямої полярності та використовували джерело живлення ВДУ 511. Для проведення АДЗ було задіяно пальник спеціальної конструкції, який оснащено захисним соплом, розташованим над поверхнею деталей. Для захисту вольфрамового електрода та зразків сталі від окислення під час зварювання використовували аргон. Зварювалися зразки розмірами 100×120×10 мм.

**Таблиця 1.** Хімічний склад зразків сталі, модифікованої НКМ ТРГ–вольфрамїт, мас. %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Cu
0,17	0,38	0,0089	0,019	0,0063	0,049	0,061	0,054	0,024	0,016

Закінчення табл. 1

Co	Ti	V	W	Sn	As	Nb	Pb	B	Zn
0,010	0,057	0,005	0,84	0,017	0,021	0,0091	0,0087	0,0031	–

Зварювання проводили в нижньому положенні. Після виконання першого проходу зразок перевертали та проварювали зі зворотної сторони. Режим двостороннього АДЗ вольфрамовим електродом зразків дослідної сталі, модифікованої НКМ розмірами  $100 \times 120 \times 10$  мм, наведено в табл. 2.

Параметри отриманих зварних швів наведено в табл. 3. Площа шва при ЕПЗ в 3 рази менше, ніж при двосторонньому АДЗ.

Мікроструктуру зразків досліджували методом оптичної мікроскопії в діапазоні збільшень  $\times 50 \dots 1250$  на мікроскопі Neophot 3. Для виявлення мікроструктури використовували травлення в 4%-ному розчині  $\text{HNO}_3$  в етанолі.

**Результати досліджень та їх обговорення.** Поперечний макрошліф зварного шва зразків дослідної сталі, модифікованої НКМ, виконаного ЕПЗ та АДЗ, наведено на рис. 1. Перекриття зварних швів 1 та 2 згідно поперечному макрошліфу складає  $1,0 \dots 1,5$  мм.

Структура основного металу зварних з'єднань приведена на рис. 2. Згідно з даними табл. 1 сталь містить такі основні елементи, мас. %: вуглець — 0,17; кремній — 0,38; вольфрам — 0,84. По структурному класу сплав з таким складом відноситься

**Таблиця 2.** Режим одностороннього автоматичного АДЗ зразків товщиною 10 мм дослідної сталі, модифікованої НКМ

Прохід	Струм зварювання ( $I_{зв}$ ), А	Напруга на дузі ( $U_d$ ), В	Швидкість зварювання ( $V_{зв}$ ), м/г	Довжина дуги ( $L_d$ ), мм
1	410	12	6	1
2	400	—>—	—>—	—>—

до доевтектоїдних феритно-перлітних сталей. Але слід враховувати, що вольфрам є сильним карбідоутворюючим елементом і може утворювати власні карбіди перемінного складу. Проте, низький вміст вуглецю в сталі повинен утруднювати формування таких карбідів. Детальний аналіз формування карбідної фази становить окрему задачу, але при аналізі вихідної структури сплаву до зварювання ми бачимо вплив легування вольфрамом на морфологію перлітних колоній.

З наведених даних видно, що основний метал має дрібнозернисту рівномірну феритно-перлітну структуру доевтектоїдної сталі з середнім умовним діаметром феритного зерна на рівні  $15 \dots 30$  мкм. Розмір перлітних колоній знаходиться у цьому ж діапазоні (рис. 2, а, б). Це відповідає 7–9 балу зерна згідно ДСТУ ISO 643:2009. Переважний бал зерна — 8. На рис. 2, в видно (див. ви-

**Таблиця 3.** Параметри зварних швів зразків товщиною 10 мм дослідної сталі, модифікованої НКМ, виконаних АДЗ та ЕПЗ

Зварне з'єднання	Ширина шва, мм		Площа шва, мм <sup>2</sup>		Площа шва, мм <sup>2</sup>	
	Зверху	Знизу	Прохід 1	Прохід 2	Загальна	ЗТВ
АДЗ	18,4	18,0	58,8	55,6	112,5	208
ЕПЗ	3,53	3,0	—	—	36,4	—

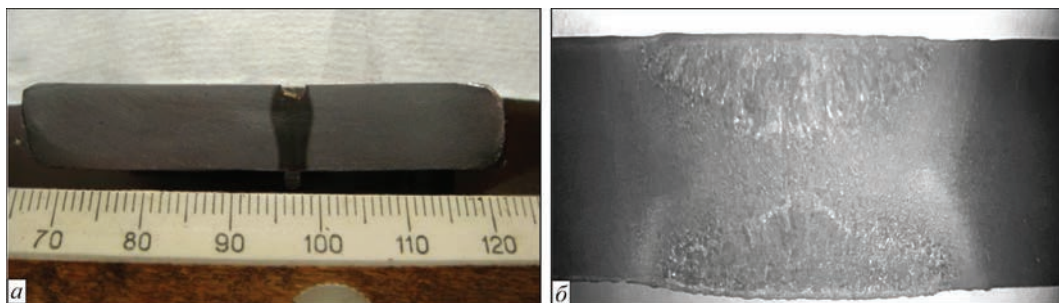


Рис. 1. Макрошліф зварного шва товщиною 10 мм зразків дослідної сталі 20, модифікованої НКМ: а — ЕПЗ; б — автоматичне АДЗ без застосування присадного дроту

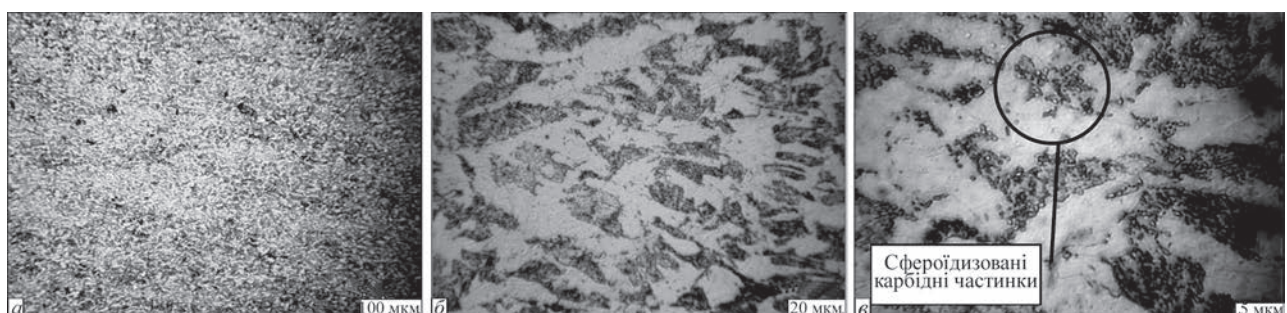


Рис. 2. Мікроструктура основного металу сталі 20: а —  $\times 50$ ; б —  $\times 500$ ; в —  $\times 1250$



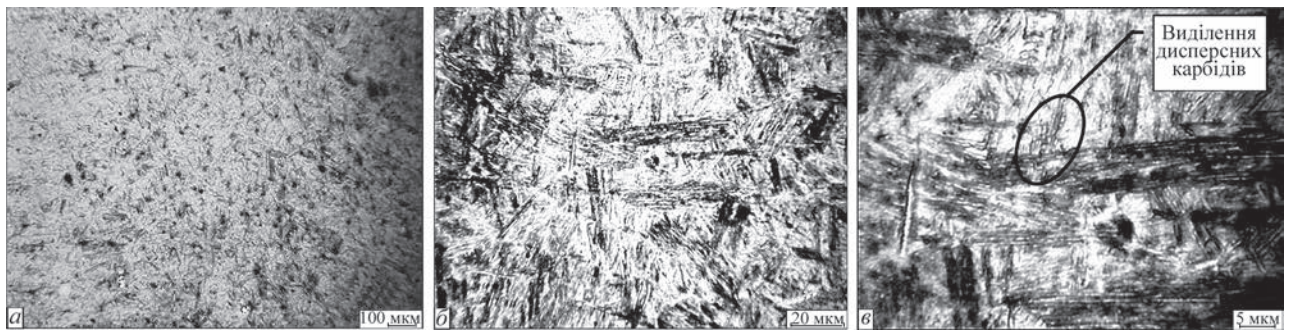


Рис. 3. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання, виконаного ЕПЗ: а —  $\times 50$ ; б —  $\times 500$ ; в —  $\times 1250$

ділення), що перлітні колонії мають морфологію, відмінну від пластинчастої, характерну для низьковуглецевих сталей, і містять переважно округлі частки карбідів, що може пояснюватися впливом вольфраму на карбідну фазу.

Оскільки структура зварного з'єднання залежить від умов охолодження та складу металу шва (тобто, від використаної технології зварювання — ЕПЗ та АДЗ), у подальший аналіз проводили окремо для різних технологій.

Загальний вид структури металу шва ЕПЗ приведено на рис. 3. Метал має структуру рейкового мартенситу, який є типовим для низьковуглецевих сталей і формується при охолодженні металу з аустенітної структурою, якщо швидкість охолодження достатня для запобігання початку дифузійного перетворення переохолодженого аустеніту (рис. 3, а).

Оскільки зварювання проводилося без додавання присадкових матеріалів і склад металу шва суттєво не відрізнявся від складу основного металу, то формування такої структури пояснюється високою швидкістю нагріву та відносно малим тепловідведенням в зоні шва при зварюванні і, як наслідок, прискореною кристалізацією металу шва за рахунок швидкого тепловідводу у об'ємі твердого металу, які оставалися відносно холодними під час зварювання.

Для оцінки розміру дійсного аустенітного зерна металу шва перед початком мартенситного перетворення можливо використати непряму оцінку по розміру пакетів мартенситних кристалів, тому що пряме виявлення границь вихідних зерен аустеніту утруднене у зв'язку зі структурною неоднорідністю зварного з'єднання в цілому. Але така непряма оцінка є досить надійною, тому що при формуванні мартенситних пакетів відбувається в границях вихідного аустенітного зерна і максимальна довжина мартенситних пластин не перевищує розміру аустенітного зерна.

З рис. 3, б, в видно, що максимальна довжина мартенситних пластин у межах пакету знаходиться в діапазоні 20...40 мкм, що відповідає 6–8 балу

зерна згідно ДСТУ ISO 643:2009. При максимальному збільшенні (рис. 3, в) в структурі видно сфероїдизовані частки (вказані на рисунку виділенням), які можуть бути складними карбідами системи вольфрам–залізо–вуглець, що виділилися в процесі мартенситного перетворення, що має місце в низьковуглецевих сталях. Для встановлення природи частинок потрібно проведення додаткових досліджень.

На рис. 4 приведено загальний вигляд та детальна структура зони термічного впливу (ЗТВ) у зварному з'єднанні ЕПЗ. Відносно мала ширина ЗТВ, яка не перевищує 300...400 мкм, та мала протяжність двофазної зони (зони сплавлення), яка не перевищує 80...100 мкм (рис. 4, а), підтверджують, що при зварюванні тепловий потік мав високу інтенсивність в локальному об'ємі, тому сумарна кількість тепла була відносно низькою, що обумовило як швидке формування вузької зони рідкого металу, так і її пришвидшену кристалізацію за рахунок внутрішнього тепловідводу у об'ємі металу, що не встиг нагрітися.

Якість з'єднання висока, в перехідній зоні відсутні будь-які дефекти (пористість, раковини, грубі неметалеві включення). Перехідна зона (зона сплавлення) плавно переходить у зону термічного впливу (рис. 4, б, в), границя між ними розмита. Зважаючи на те, що вміст вуглецю в сталі перевищує граничну концентрацію, необхідну для перебігу перитектичного перетворення, при кристалізації металу шва утворюється аустеніт. Такий же аустеніт при високих температурах існує і у ЗТВ. Тому однозначно розділити ділянки, в яких оплавлення не протікало, від ділянок, які переходили у рідкий стан, після формування мартенситної структури при охолодженні неможливо. Фактично, достовірною ознакою, що метал не переходив у рідкий стан, є поява ділянок структурно-вільного фериту та перлітних колоній з характерною сфероїдизованою морфологією карбідних частинок (рис. 4, з, д).

В тих ділянках зони термічного впливу на ділянці дрібного зерна, де температура не пе-



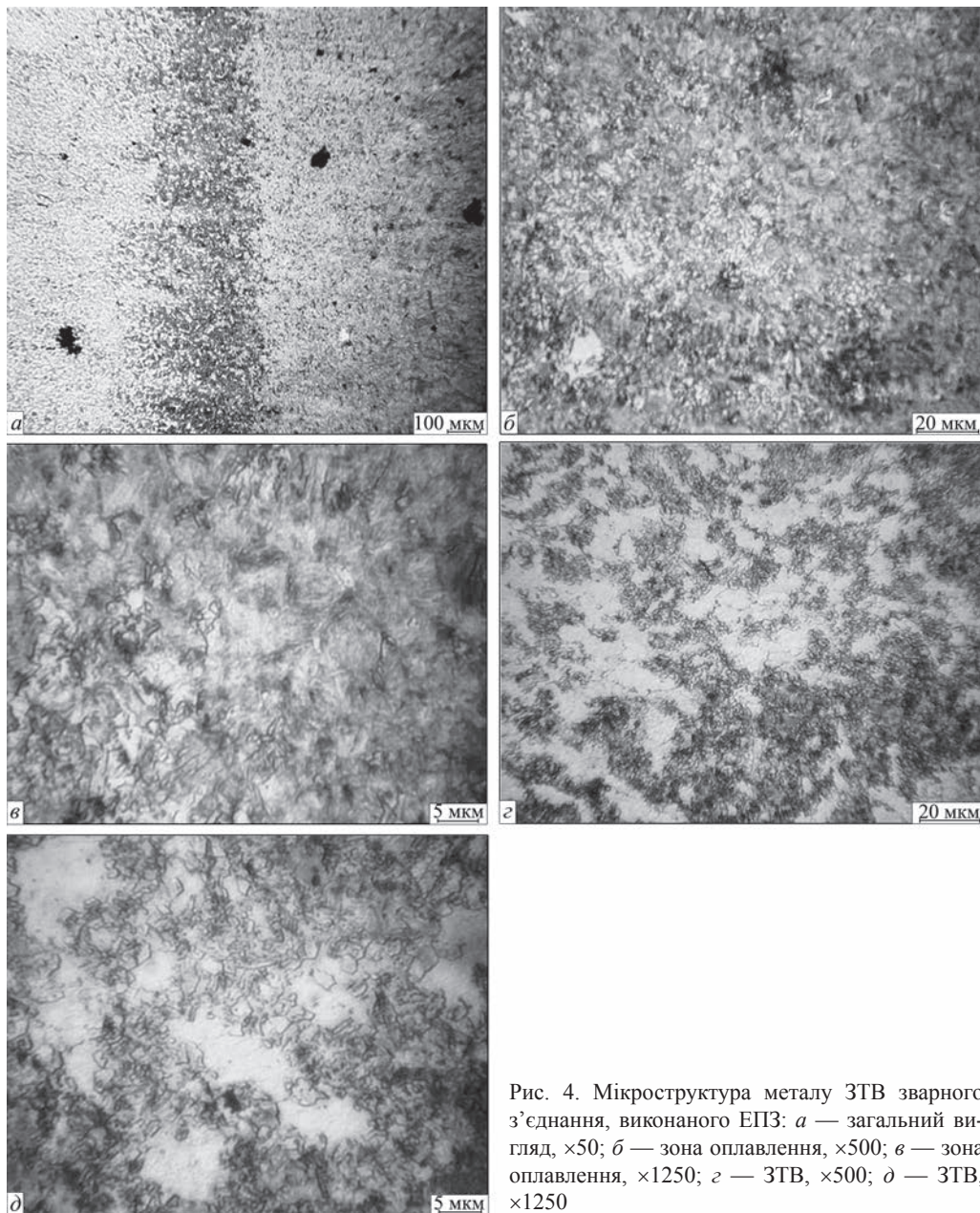


Рис. 4. Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання, виконаного ЕПЗ: *a* — загальний вигляд,  $\times 50$ ; *b* — зона оплавлення,  $\times 500$ ; *c* — зона оплавлення,  $\times 1250$ ; *d* — ЗТВ,  $\times 1250$

ревищувала значень  $A_{C3}$ , за рахунок часткового перебігу прямого  $\alpha$ - $\gamma$ - та зворотного  $\gamma$ - $\alpha$ -перетворень, відбулося часткове подрібнення структури з формуванням дрібних зерен фериту (до

10 балу) та формування дрібних перлітних колоній (рис. 5).

При застосуванні способу АДЗ структура зварного з'єднання має суттєво іншу будову, що

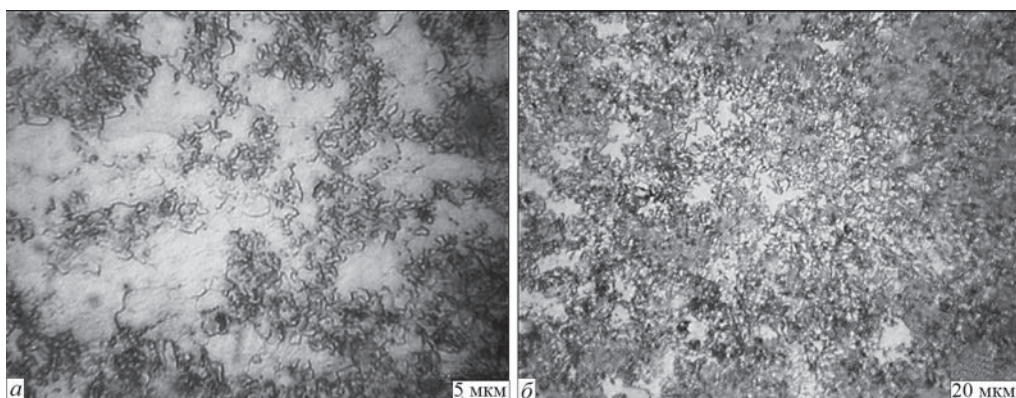


Рис. 5. Мікроструктура металу ЗТВ на ділянці дрібного зерна зварного з'єднання, виконаного ЕПЗ: *a* —  $\times 1250$ ; *b* —  $\times 500$



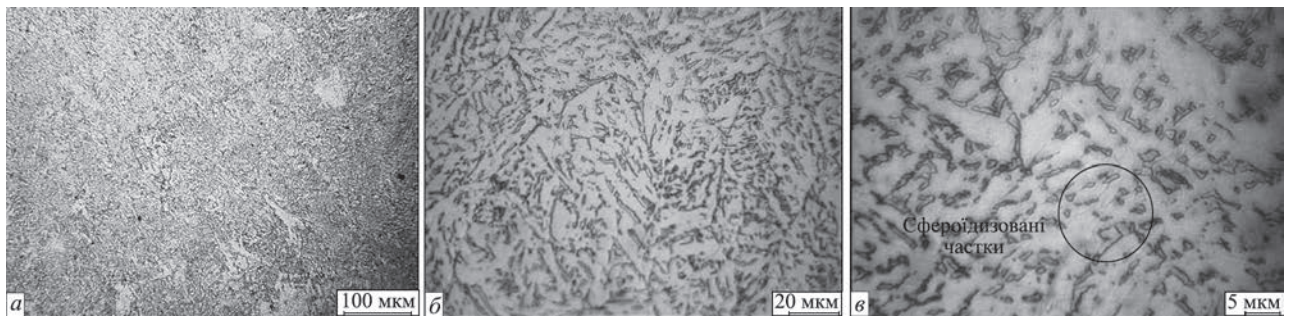


Рис. 6. Мікροструктура металу шва зварного з'єднання, виконаного АДЗ: *a* —  $\times 50$ ; *b* —  $\times 500$ ; *c* —  $\times 1250$

пов'язано з різницею у температурно-часових та енергетичних параметрах процесу зварювання. Мікροструктура металу шва приведена на рис. 6.

Аналіз морфології структури підтверджує, що її формування відбувалося в умовах уповільненого охолодження. Вона сформована феритною матрицею з відносно рівномірним розподілом карбідної фази (рис. 6, *a*). Для низьковуглецевих сталей така

структура є нетиповою і може формуватися при уповільненому охолодженні в районі температур евтектичного перетворення. Імовірно, її формування обумовлене не тільки малою швидкістю охолодження, але і впливом вольфраму, який при повільному охолодженні міг сприяти формуванню спеціальних карбідів округлої форми (рис. 6, *b*, *c*, вказано виділенням) замість легованого цементиту  $(Fe,W)_3C$ .

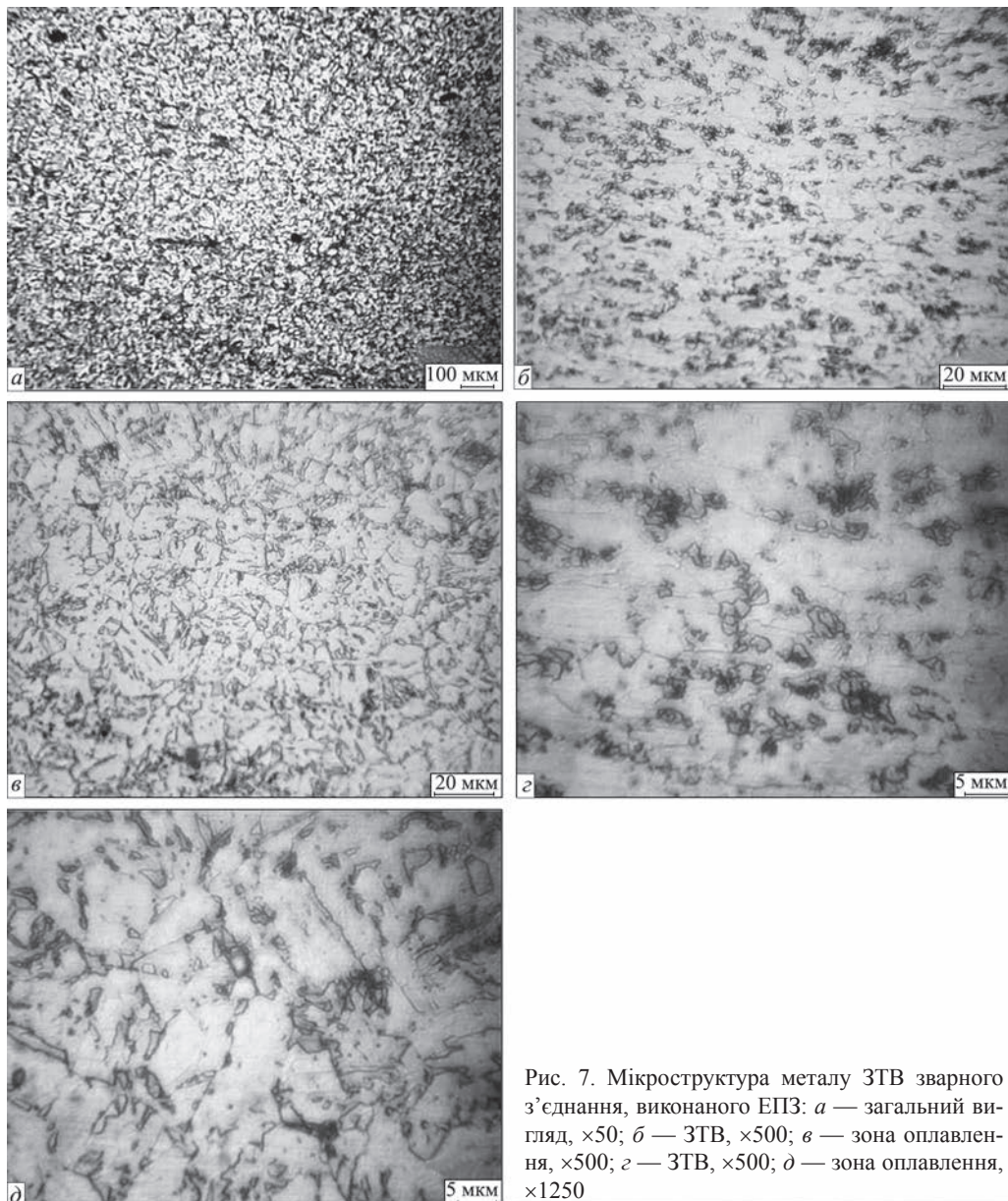


Рис. 7. Мікροструктура металу ЗТВ зварного з'єднання, виконаного ЕПЗ: *a* — загальний вигляд,  $\times 50$ ; *b* — ЗТВ,  $\times 500$ ; *c* — зона оплавлення,  $\times 500$ ; *d* — зона оплавлення,  $\times 1250$

**Таблиця 4.** Механічні властивості зварних з'єднань дослідної сталі 20, модифікованої нанорозмірним порошковим модифікатором в стані після зварювання

Зразок	Зварне з'єднання	Межа міцності ( $\sigma_b$ ), МПа	Межа текучості ( $\sigma_T$ ), МПа	Відносне подовження ( $\delta_s$ ), %	Відносне звуження ( $\psi$ ), %	Ударна в'язкість $KCV$ , Дж/см <sup>2</sup>
1	ЕПЗ	765,5	570,1	16,4	53,5	11,3
2	АДЗ	765,8	562,7	14,8	58,7	8,1

*Примітка.* 1 — руйнування зразків по основному металу. 2 — руйнування зразків по шву та ЗТВ.

В структурах такої морфології неможливо визначити розмір зерна фериту чи розмір колоній перліту згідно ДСТУ ISO 643:2009. Деяку непрямую інформацію щодо дійсного розміру зерен аустеніту можуть дати ланцюжки карбідів по границях вихідних аустенітних зерен. Приблизно середній умовний діаметр становить 40...60 мкм (5–6 бал). Цей результат якісно підтверджує, що при АДЗ кількість тепла, що було внесено, створила умови для деякого огрублення структури в порівнянні з ЕПЗ.

На рис. 7 приведено загальний вигляд та детальну структуру ЗТВ у зварному з'єднанні АДЗ. Особливістю досліджуваного зразка є те, що основний метал має структуру, близьку до рівноважної, і така ж структура сформувалася в металі шва. Тому зона термічного впливу не є контрастною по відношенню до основного металу та металу шва. Основна морфологічна різниця полягає у ступені сфероїдизації та рівномірності розташування карбідних частинок.

З рисунку видно, що при невеликих збільшеннях перехідна зона має однорідний характер (рис. 7, а). Основним структурним перетворенням в ділянках, які не піддавалися нагріву до температур, близьких до температур солідусу, є розвиток процесів сфероїдизації карбідних частинок та рекристалізації зерен фериту. Причому велика кількість карбідів ефективно гальмує ріст зерен і середній умовний діаметр приблизно рівний розміру зерна основного металу (5...20 мкм) (рис. 7, б, в), тоді як ближче до металу шва (зона сплавлення) спостерігається розчинення вихідних карбідів та їх повторне більш рівномірне виділення, в тому числі і по границям дійсних аустенітних зерен, що дозволяє орієнтовно визначити їх розмір в діапазоні 10...30 мкм (7–10 бал), що дещо вище, ніж у основному металі, але нижче, ніж у металі шва.

Зважаючи на деяку різницю в мікроструктурі зварних з'єднань, виконаних по різним технологіям зварювання, було проведено дослідження їх механічних характеристик. Визначення механічних властивостей отриманих зварних з'єднань дозволило зробити висновок, що міцність зварних з'єднань, виконаних АДЗ та ЕПЗ, знаходиться на одному рівні та близькі до міцності основного металу після прокату (табл. 4). Менша ширина шва

та ЗТВ при ЕПЗ порівняно з АДЗ не впливає на міцність з'єднань. З аналізу даних табл. 4 витікає, що існує деяка різниця у значеннях показників пластичності. Відносне подовження і особливо ударна в'язкість вищі у випадку застосування технології ЕПЗ. Ця різниця може бути пов'язана з більш дисперсною структурою металу ЗТВ при застосуванні технології ЕПЗ.

На зразках після механічних випробувань на розтягування проведено дослідження розташування зони руйнування відносно ЗТВ. Для виявлення положення зварного шва та зони термічного впливу відносно поверхні руйнування виконано травлення поверхні зразків 15%-ним водним розчином НСІ. Це дозволило встановити, що при використанні технології ЕПЗ руйнування зразків відбулося по основному металу за межами ЗТВ. При використанні технології АДЗ зразки руйнувалися як по основному металу близько до границі ЗТВ, так і безпосередньо по металу ЗТВ.

Таким чином, це дозволило зробити висновок, що в обох випадках характеристики міцності зони металу шва та ЗТВ не гірші, ніж у основного металу. Тому руйнування у більшості випадків відбувається по основному металу.

## Висновки

1. Дослідна сталь 20, модифікована нанорозмірним карбідним модифікатором, добре зварюється як АДЗ, що має більшу тривалість процесу та малі швидкості охолодження, так і ЕПЗ, якому притаманні менша тривалість процесу та великі швидкості охолодження. Зварні з'єднання дослідної сталі, модифікованої нанорозмірним карбідним модифікатором, не потребують спеціальної термічної обробки та можуть піддаватися їй лише для зняття залишкових внутрішніх напружень.

2. Основний метал у гарячекатаному стані перед зварюванням має дрібнозернисту рівномірну феритно-перлітну структуру доевтектоїдної сталі з середнім умовним діаметром феритного зерна на рівні 15...30 мкм. Розмір перлітних колоній знаходиться у цьому ж діапазоні. Перлітні колонії мають змінену морфологію у порівнянні з нелегованими низьковуглецевими сталями і містять переважно округлі частки карбідів, що може пояс-



нуюватися впливом вольфраму на склад та морфологію карбідної фази.

3. Метал шва ЕПЗ дослідної сталі має структуру рейкового мартенситу. Напроти, формування мікроструктури металу шва при двосторонньому АДЗ відбувалося в умовах уповільненого охолодження та ґрунтується на базі феритної матриці з відносно рівномірним розподілом карбідної фази.

4. Межа міцності з'єднань дослідної сталі, модифікованої нанорозмірним карбідним модифікатором, виконаних АДЗ та ЕПЗ, знаходиться на одному рівні та становить 765 МПа, що відповідає 90 % від міцності основного металу після прокату.

5. Подальші дослідження слід спрямувати на пошук режимів зміцнюючої термічної обробки основного металу та зварних з'єднань за рахунок нагріву матеріалу до температури вище  $A_{c3}$  з подальшим прискореним охолодженням та наступним відпуском, що дозволить вплинути на комплекс властивостей за рахунок керування процесами структуроутворення при фазовому  $\gamma$ - $\alpha$ -перетворенні та процесами розчинення/виділення карбідних частинок в модифікованій нанорозмірним карбідним модифікатором матриці.

#### Список літератури

1. Ayan Bhowmik, Wengang Zhai, Wei Zhou, Sharon Mui Ling Na (2021) Characterization of carbide particle-reinforced 316L stainless steel fabricated by selective laser melting. *Materials Characterization*, **179**, 111360. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.111360>
2. Liang J.W., Shen Y.F., Misra R.D.K. Liaw, P.K. (2021) High strength-superplasticity combination of ultrafine-grained ferritic steel: The significant role of nanoscale carbides. *J. of Materi. Sci. & Technology*, **83**, 131–144. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.11.078>
3. Huabing Yang, Tong Gao, Huaning Zhang et al. (2019) Enhanced age-hardening behavior in Al–Cu alloys induced by in-situ synthesized TiC nanoparticles. *J. of Materi. Sci. & Technology*, **35(3)**, 374–382. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2018.09.029>
4. Jiao Z.B., Luan J.H., Guo W. et al. (2016) Effects of welding and post-weld heat treatments on nanoscale precipitation and mechanical properties of an ultra-high strength steel hardened by NiAl and Cu nanoparticles. *Acta Materialia*, **120**, 216–227. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.066>
5. Pereira V.S.M., Davisc T.P., Mayoral M.H. et al. (2022) Investigation of coarsening of oxide nanoparticles at 1400 K and its effect on the micro structure formation of an ODS Eurofer steel. *Mater. Characterization*, **185**, 111723. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.111723>
6. Ахонін С.В., Березос В.О., Северин А.Ю. та ін. (2020) Одержання способом електронно-променевої плавки злиwkів заліза, легованого карбідом кремнію. Сучасна електрометалургія, **3**, 24–29. <http://dx.doi.org/10.37434/sem2020.03.03>
7. Węglowska M.St., Błachaa S., Phillips A. (2016) Electron beam welding. Techniques and trends. Review. *Vacuum*, **130**, 72–92.
8. Raghawendra P.S. Sisodia, Marcell Gaspar. (2021) Experimental assessment of microstructure and mechanical properties of electron beam welded S960M high strength structural steel. *Manufacturing Letters*, **29**, 108–112.
9. Замков В.Н., Великоиваненко Е.А., Сабокар В.К., Вржижевский Э.Л. (2005) Выбор температуры предварительного подогрева  $\gamma$ -алюминиды титана при ЭЛС. *ТИТАН. Технологии. Оборудование. Производство*. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона, сс. 20–23.
10. Kah P. (2021) Advancements in intelligent gas metal arc welding systems. fundamentals and applications. *Woodhead Publishing Series in Welding and Other Joining Technologies*, 1–103.
11. Ахонин С.В., Белоус В.Ю. (2017) Аргонодуговая сварка титана и его сплавов с применением флюсов. *Автоматическая сварка*, **2**, 8–14.
12. Гусева Е.А., Климьчев А.И. (1997) Аргонодуговая сварка титановых сплавов сквозным проплавлением. *Сварочное производство*, **2**, 15–16.
13. Fuyang Gao, Yongjie Cui, Yifan Li et al. (2021) Microstructure and properties of Ti–6Al–4V alloy welded joint by key-hole gas tungsten arc welding. *Mater. Sci. and Engineering: A*, **827**. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142024>

#### References

1. Ayan Bhowmik, Wengang Zhai, Wei Zhou, Sharon Mui Ling Na (2021) Characterization of carbide particle-reinforced 316L stainless steel fabricated by selective laser melting. *Mater. Characterization*, **179**, 111360. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.111360>
2. Liang, J.W., Shen, Y.F., Misra, R.D.K. Liaw, P.K. (2021) High strength-superplasticity combination of ultrafine-grained ferritic steel: The significant role of nanoscale carbides. *J. of Materi. Sci. & Technology*, **83**, 131–144. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.11.078>
3. Huabing Yang, Tong Gao, Huaning Zhang et al. (2019) Enhanced age-hardening behavior in Al–Cu alloys induced by in-situ synthesized TiC nanoparticles. *J. of Materi. Sci. & Technology*, **35(3)**, 374–382. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2018.09.029>
4. Jiao, Z.B., Luan, J.H., Guo, W. et al. (2016) Effects of welding and post-weld heat treatments on nanoscale precipitation and mechanical properties of an ultra-high strength steel hardened by NiAl and Cu nanoparticles. *Acta Materialia*, **120**, 216–227. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.066>
5. Pereira, V.S.M., Davisc, T.P., Mayoral, M.H. et al. (2022) Investigation of coarsening of oxide nanoparticles at 1400 K and its effect on the microstructure formation of an ODS Eurofer steel. *Mater. Characterization*, **185**, 111723. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.111723>
6. Akhonin, S.V., Berezos, V.O., Severin, A.Yu. et al. (2020) Producing be electron beam melting the ingots of iron alloyed with silicon carbide. *Suchasna Elektrometal.*, **3**, 24–29. <http://dx.doi.org/10.37434/sem2020.03.03> [in Ukrainian].
7. Węglowska, M.St., Błachaa, S., Phillips, A. (2016) Electron beam welding: Techniques and trends. Review. *Vacuum*, **130**, 72–92.
8. Raghawendra, P.S. Sisodia, Marcell Gaspar. (2021) Experimental assessment of microstructure and mechanical properties of electron beam welded S960M high strength structural steel. *Manufacturing Letters*, **29**, 108–112.
9. Zamkov, V.N., Velikoivanenko, E.A., Sabokar, V.K., Vrzhezhevsky, E.L. (2005) Selection of preheating temperature of titanium  $\gamma$ -aluminide in EBW. In: *ТИТАН: Technologies. Equipment. Production*. Киев, PWI, 20-23 [in Russian].



10. Kah, P. (2021) Advancements in intelligent gas metal arc welding systems. Fundamentals and applications. *Woodhead Publishing Series in Welding and Other Joining Technologies*, 1–103.
11. Akhonin, S.V., Belous, V.Yu. (2017) Argon-arc welding of titanium and its alloys with application of fluxes. *The Paton Welding J.*, 2, 8–14.
12. Guseva, E.A., Klimychev, A.I. (1997) Complete penetration argon-arc welding of titanium alloys. *Svaroch. Proizvodstvo*, 2, 15–16 [in Russian].
13. Fuyang Gao, Yongjie Cui, Yifan Li et al. (2021) Microstructure and properties of Ti–6Al–4V alloy welded joint by key-hole gas tungsten arc welding. *Mater. Sci. and Engineering: A*, 827. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142024>

## STRUCTURE AND PROPERTIES OF WELDED JOINTS OF STEEL 20 MODIFIED BY NANOPARTICLES OF TUNGSTEN CARBIDE

V.Yu. Bilous, V.V. Pashynskiy, V.O. Berezos, R.V. Selyn, E.L. Vrzhyzhevskiy  
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

The work is devoted to study of the influence of process parameters of welding steel 20 on the structure and properties of low carbon steel welded joints. Experimental steel was modified by nanosized carbide modifier of the system of «thermally split graphite (TRG)–wolframite». The aim of the study was to establish the details of formation of the structure and complex of mechanical properties in the material, containing dispersed reinforcing particles of the carbide phase under the thermal influence of welding processes. The steel was obtained by the method of electron beam remelting (EBR) of the charge billet, which included a nanoscale carbide modifier. Welding of experimental steel samples was performed using electron beam welding (EBW) and argon-arc welding (AAW) technologies. The obtained samples were used to study the macro- and microstructure of the base metal and welded joints by optical microscopy, as well as to determine the mechanical characteristics of metal of welded joints. It was found that the base metal, produced by EBR and following hot rolling of the obtained ingot has a homogeneous ferritic-pearlitic structure, but the morphology of the carbide phase in eutectoid colonies differs from plate pearlitic morphology due to the presence of spheroidized carbide phase particles. In welding by AAW technology, structures with the morphology of the same type as in the base metal are formed in the HAZ, the main difference is the increase in the degree of carbide phase spheroidization and some increase in grain size. EBW technology leads to formation of narrow layers with the structure of lath martensite in the weld fusion zone. It has been established that both the welding technologies provide joints with mechanical characteristics on the level of the base metal, but the EBW technology ensures higher ductility characteristics of the metal. Ref. 13, Table. 4, Fig. 7.

*Key words: nanoscale modifier; tungsten carbide; dispersion hardening; electron beam welding; argon arc welding; strength; elongation; microstructure*

Надійшла до редакції 24.01.2022

## ПЕРЕДПЛАТА 2022

Журнали	Вартість передплати на друковані версії журналів*, грн.			
	місяць	квартал	пів року	рік
«Автоматичне зварювання», видається з 1948 р., 12 випусків на рік. ISSN 0005-111X. Передплатний індекс 70031.	240	720	1440	2880
«Сучасна електрометалургія», видається з 1985 р., 4 випуски на рік. ISSN 2415-8445. Передплатний індекс 70693.	–	240	480	960
«Технічна діагностика та неруйнівний контроль», видається з 1989 р., 4 випуски на рік. ISSN 0235-3474. Передплатний індекс 74475.	–	240	480	960
«The Paton Welding Journal»**, видається з 2000 р., 12 випусків на рік. ISSN 0957-798X. Передплатний індекс 21971.	520	1560	3120	6240

\*Вартість з урахуванням доставки рекомендованою бандероллю.

\*\*«The Paton Welding Journal» – переклад журналу «Автоматичне зварювання» на англійську мову.

Передплату на журнали можна оформити по каталогах передплатних агенцій «Преса», «Прес Центр», «АС Медіа» та у видавництві. Передплата через видавництво з любого місяця на любой термін, в т.ч. на попередні періоди та окремі статті, починаючи з першого року видання.

*Передплата на електронну версію журналів.*

Вартість передплати на електронну версію журналів дорівнює вартості передплати на друковану версію. Випуски журналу надсилаються електронною поштою у форматі pdf або для IP-адреси комп'ютера передплатника надається доступ до відповідних архівів журналу.

*Передплата через сайт видавництва:*

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as/subscription>  
<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem/subscription>  
<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/tdnk/subscription>  
<https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj/subscription>

### ВИДАВНИЦТВО

Міжнародна Асоціація «Зварювання»  
03150, Київ, вул. Казимира Малевича, 11  
Тел./факс: 38044 200-82-77  
E-mail: journal@paton.kiev.ua  
<https://patonpublishinghouse.com>