

СТРУКТУРА ТА ХАРАКТЕР РУЙНУВАННЯ МЕТАЛУ ЗТВ КОРОЗІЙНОСТІЙКОЇ СТАЛІ 06Г2БДП

**О.М. Берднікова, В.Д. Позняков, В.А. Костін,
Т.О. Алексеєнко, С.Л. Жданов, Є.В. Половецький**

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

Вивчено закономірності впливу термічних циклів зварювання на структурно-фазові перетворення в металі ЗТВ сталі 06Г2БДП на параметри структури, що формується в металі при різних швидкостях охолодження ($w_{6/5}$ від 1 до 64 °С/с), та на його механічні властивості і характер руйнування при статичному та динамічному навантаженні. Структурно-фазові перетворення вивчали на модельних зразках-імітаторах з використанням комплексу «Gleeble 3800». Методами світлової та растрової електронної мікроскопії були визначені параметри структури — розмір зерна, мікротвердість, а також особливості характеру руйнування. Показано, що основний метал сталі 06Г2БДП має дрібнозернисту феритно-карбідну структуру, після механічних випробувань на ударний згин злам зразків має в'язкий характер руйнування, що забезпечує йому не лише високий рівень механічних властивостей, а й необхідну тріщиностійкість. В залежності від умов охолодження металу на ділянці перегріву ЗТВ його структура може змінюватися від феритно-перлітної (при $w_{6/5} = 1$ °С/с) до бейнітної (при $w_{6/5} = 20$ °С/с) та бейнітно-маргенситної (при $w_{6/5} \geq 20$ °С/с). Із збільшенням швидкості охолодження кількість нижнього бейніту в металі зростає та відбувається подрібнення пакетної і рейкової субструктур, що призводить до підвищення рівня мікротвердості та, як наслідок, до збільшення характеристик міцності металу ЗТВ сталі 06Г2БДП при збереженні його пластичних властивостей. Бібліогр. 19, табл. 1, рис. 6.

Ключові слова: високоміцна корозійностійка сталь; імітація термічних циклів зварювання; швидкість охолодження; зона термічного впливу; мікроструктура; механічні властивості; характер руйнування

У машинобудуванні та промисловому будівництві все більш широкого використання набувають високоміцні низьколеговані сталі з високими експлуатаційними характеристиками, зокрема, стійкістю до атмосферної корозії [1–5]. Їх використання дозволяє не лише зменшити питому вагу металоконструкцій, а й підвищити їх надійність та експлуатаційний ресурс. З огляду на це, в інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона на базі сталі 06Г2Б створена сталь підвищеної стійкості проти корозії — 06Г2БДП.

В порівнянні з відомими матеріалами подібного класу міцності, такими як сталі 09Г2С, 10ХСНД, дана сталь має високу ударну в'язкість, більш високу стійкість до атмосферної корозії та хорошу зварюваність [6]. У той же час відомо, що в процесі виготовлення зварних металоконструкцій опірність зварних з'єднань уповільненому і крихкому руйнуванню може знижуватися. Перш за все це стосується металу ЗТВ зварних з'єднань, особливо тих його ділянок, які в процесі зварювання нагріваються вище температури A_{c3} . Істотно на це впливають умови нагрівання та охолодження металу, які в свою чергу залежать від способів та режимів зварювання.

Зазвичай при виготовленні конструкцій з зазначених сталей використовують механізоване

зварювання в середовищі захисних газів або автоматичне дугове зварювання під флюсом [7, 8], які різняться між собою за тепловкладенням.

Враховуючи вищезазначене, постає питання, як режими дугового зварювання впливають на структуру та механічні властивості металу зварних з'єднань нової стійкої до атмосферної корозії сталі 06Г2БДП. Тому метою даної роботи є вивчення закономірностей структурно-фазових перетворень та параметрів структури металу високоміцної сталі 06Г2БДП (0,08 % С; 0,35 % Si; 1,4 % Mn; 0,3 % Cr; 0,3 % Ni; 0,3 % Cu; 0,02 % Mo; 0,03 % Nb; 0,02 % Ti; 0,02 % Al; 0,05 % P; 0,012 % S) в умовах термодформаційних циклів зварювання (ТДЦЗ), що забезпечують швидкості охолодження ($w_{6/5}$) металу ділянки перегріву ЗТВ, яка змінювалась від 1 до 64 °С/с і визначення їх впливу на механічні властивості та характер руйнування зразків, охолоджених з швидкостями ($w_{6/5}$) 3, 14 та 23 °С/с, після їх подальшого зовнішнього ударного навантаження. Такі дослідження виконувалися на модельних зразках зазначеної сталі, які нагрівалися та охолоджувалися у відповідності до термічних циклів зварювання [9, 10], а також після статичних та динамічних випробувань стандартних зразків, що виготовлялися з модельних зразків.

О.М. Берднікова — <https://orcid.org/0000-0001-9754-9478>, В.Д. Позняков — <https://orcid.org/0000-0001-8581-3526>,
В.А. Костін — <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>, Т.О. Алексеєнко — <https://orcid.org/0000-0001-8492-753X>,
Є.В. Половецький — <https://orcid.org/0000-0002-8113-0434>

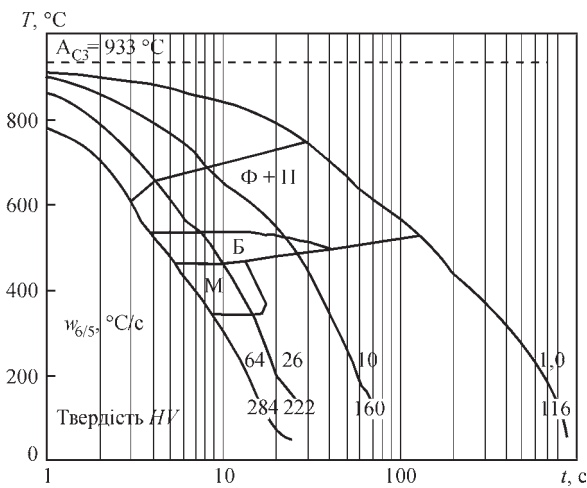


Рис. 1. Термокінетична діаграма перетворення сталі 06Г2БДП

Структурно-фазові перетворення в металі будівельної сталі 06Г2БДП досліджували при імітації ТДЦЗ з використанням комплексу «Gleeble 3800», який оснащений швидкодіючим дилатометром [9, 10]. При цьому використовували циліндричні зразки діаметром 6,0 мм та довжиною 80 мм, які були виготовлені з листового прокату сталі 06Г2БДП. Відповідно з розробленою в ІЕЗ ім. Є.О. Патона методикою зразки нагрівали у вакуумній камері до температури 1250 °С, потім охолоджували за заданою програмою. При цьому були в точності відтворенні (імітовані) ТДЦЗ, які відбуваються в металі ЗТВ зварних з'єднань, виконаних механізованим зварюванням в середовищі захисних газів. Швидкість нагріву зразків в інтервалі температур від 20 до 1250 °С становила приблизно 210 °С/с, а швидкість охолодження ($w_{6/5}$) в інтервалі температур 600...500 °С змінювалась від 2,5 до 30 °С/с. Такий підхід дозволив охопити весь діапазон швидкостей охолодження, які можуть бути забезпечені при зварюванні на різних погонних енергіях як без попереднього підігріву металу, так і з використанням.

При вивченні кінетики розпаду аустеніту температури початку та закінчення перетворення визначали за точкою відхилення від дилатометрич-

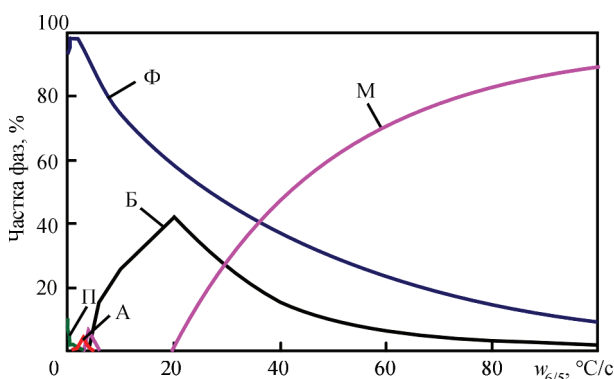


Рис. 2. Вплив швидкості охолодження на частку структурних складових

ної кривої, а співвідношення фаз, які утворилися в результаті перетворення, методом відрізків [11].

Структурно-фазові характеристики (розмір зеренної структури, мікротвердість, особливості руйнування в металі ЗТВ модельних зразків) вивчали за допомогою комплексу експериментальних методів фізичного металознавства, включаючи оптичну металографію (мікроскопи «Versamet-2», «Neophot-32») та аналітичну растрову (SEM-515, фірми PHILIPS) мікроскопію. Мікротвердість металу вимірювали на мікротвердомірі М-400 фірми «Лесо» при навантаженні 0,1 кг.

Для випробування на статичний розтяг механічним способом виготовляли зразки (тип II) відповідно до ГОСТ 6996–96 (по три зразка на кожну швидкість охолодження). Випробування на ударну в'язкість виконували по ГОСТ 6996–66 (тип IX).

На підставі проведених досліджень була побудована термокінетична діаграма структурно-фазових перетворень сталі 06Г2БДП (рис. 1).

Аналіз термокінетичної діаграми показав, що на ділянці перегріву металу ЗТВ сталі 06Г2БДП ферит починає утворюватися при температурі перетворення 730...740 °С. В температурному діапазоні 740...500 °С формується феритно-бейнітна структура. Перліт утворюється тільки при малих швидкостях охолодження: при 0,01 °С/с при температурі 665 °С, а при 1 °С/с при 550 °С. Частка перліту в структурі сталі 06Г2БДП не перевищує 5...10 %. Критична швидкість охолодження, при якій починається утворення мартенситу, складає 20...25 °С/с. Температура початку утворення мартенситу знаходиться в межах 450...460 °С.

На основі аналізу дилатометричних даних була встановлена залежність кількості структурних складових від швидкості охолодження (рис. 2).

Показано, що зі зростанням швидкості охолодження кількість фериту безперервно зменшується. Максимальна кількість перліту (9,8 %) утворюється при швидкості охолодження 0,01 °С/с, а бейніту (42 %) — при 20 °С/с. Зі зростанням швидкості охолодження кількість мартенситу безперервно підвищується та при швидкостях охолодження 30...50 °С/с складає 27...60 % відповідно.

Кінетика перетворення аустеніту в сталі 06Г2БДП при швидкостях охолодження 5 і 30 °С/с приведена на рис. 3. Аналіз отриманих даних показує, що зростання швидкості охолодження призводить до зниження температури початку феритного (дифузійного) перетворення та підвищення температури початку бейнітного і, особливо, мартенситного (бездифузійного) перетворень.

Подальші дослідження виконували з метою вивчення впливу структур, які утворилися в металі

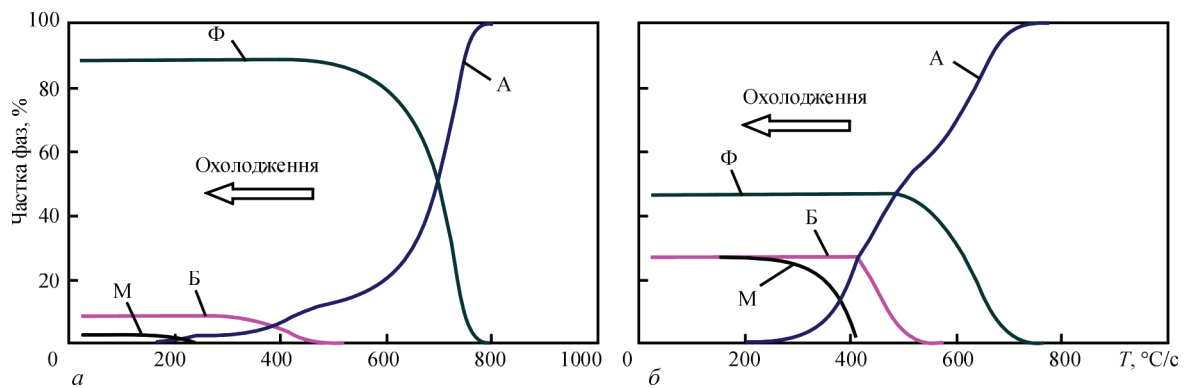


Рис. 3. Структурні діаграми перетворення сталі 06Г2БДП при швидкостях охолодження, °C/c: а — 5; б — 30

на ділянці перегріву ЗТВ внаслідок дії ТДЦЗ, на його механічні властивості ($\sigma_{0,2}$, σ_b , δ_5 , та φ). Як і в попередніх дослідженнях для виготовлення стандартних зразків, що використовувалися для подальших механічних випробувань, застосовували модельні зразки, які мали розміри 12×12×120 мм. Вони також нагрівалися і охолоджувалися у відповідності до ТДЦЗ, що забезпечують швидкість охолодження металу в інтервалі температур 600...500 °C ($w_{6/5} = 3, 14$ та 23 °C/c). Термічне оброблення зразків, на яких було проімітовано зону термічного впливу зварних з'єднань, виконували на установці МСР-75 [6].

За результатами механічних випробувань основного металу (ОМ) та модельних зразків сталі 06Г2БДП встановлено, що найбільш високим тимчасовим опором (σ_b) та межею плинності ($\sigma_{0,2}$) характеризується основний метал та модельні зразки, виконані при $w_{6/5} = 14$ °C/c та $w_{6/5} = 23$ °C/c (таблиця). Деяко менші значення σ_b отримано для $w_{6/5} = 3$ °C/c. При цьому показники пластичності (δ_5 , φ) для всіх швидкостей охолодження знаходяться приблизно на одному рівні.

Результати випробувань зразків на ударний вигин при температурах випробувань ($T_{вип}$) 20 та -40 °C показали, що найбільш низькі значення ударної в'язкості спостерігаються в усіх зразках, які випробовувалися при температурі -40 °C (таблиця). За даної температури випробувань лише зразки, які охолоджувалися зі швидкістю 14 та 23 °C, відповідають сучасним вимогам до ударної в'язкості конструкційних сталей ($KCV_{-40} \geq 27$ Дж/см²). У разі, коли метал охолоджувався зі швидкістю 3 °C/c, незалежно від температури

іспиту зразків, показники ударної в'язкості металу на ділянці перегріву ЗТВ були найнижчі і становили 86 та 10 Дж/см² при температурі випробувань 20 та -40 °C відповідно.

Таким чином, з результатів механічних випробувань стає очевидним, що швидкості охолодження істотно впливають на механічні властивості сталі 06Г2БДП. Пов'язано це з особливостями будови структурно-фазового складу металу ЗТВ, що формується під дією ТДЦЗ.

Металографічними дослідженнями (рис. 4) було визначено характерні структури: фериту (Ф), бейніту (Б) верхнього та нижнього, їх параметри — розмір зерен (D_3) та пакетів (D_n), а також відповідні значення мікротвердості ($HV_{0,1}$). Структура основного металу сталі 06Г2БДП складається з феритно-карбідної суміші з мікротвердістю HV 2060 МПа при розмірі зерен фериту 4...20 мкм (рис. 4, а).

Дослідження показали, що при швидкості охолодження 3 °C/c формується феритно-перлітна (Ф-П) структура з прошарками фериту товщиною до 10 мкм по границях зерен при HV (Ф-П) = 2570...2860 МПа та $D_3 = 100...300$ мкм (рис. 4, б).

При збільшенні швидкості охолодження до 14 та 23 °C/c збільшується (в середньому на 10 %) мікротвердість до 2860...3030 МПа та 2570...3410 МПа відповідно при формуванні бейнітної структури та її подрібненні до 70...150 мкм (рис. 4, б-г). При цьому режим при $w_{6/5} = 23$ °C/c забезпечує формування переважно структури бейніту нижнього з максимальною мікротвердістю та найбільшим диспергуванням пакетної структури. Окрім того при $w_{6/5} = 23$ °C/c змінюється

Механічні властивості ОМ та металу ЗТВ модельних зразків сталі 06Г2БДП

$w_{6/5}$, °C/c	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ_5 , %	φ , %	KCV , Дж/см ² при $T_{вип}$	
					20 °C	-40 °C
ОМ	608	684	21,7	78,3	355	316
ЗТВ	3	490	26,5	72,4	86	10
	14	544	22,6	71,6	270	31
	23	565	721	—	74,1	185

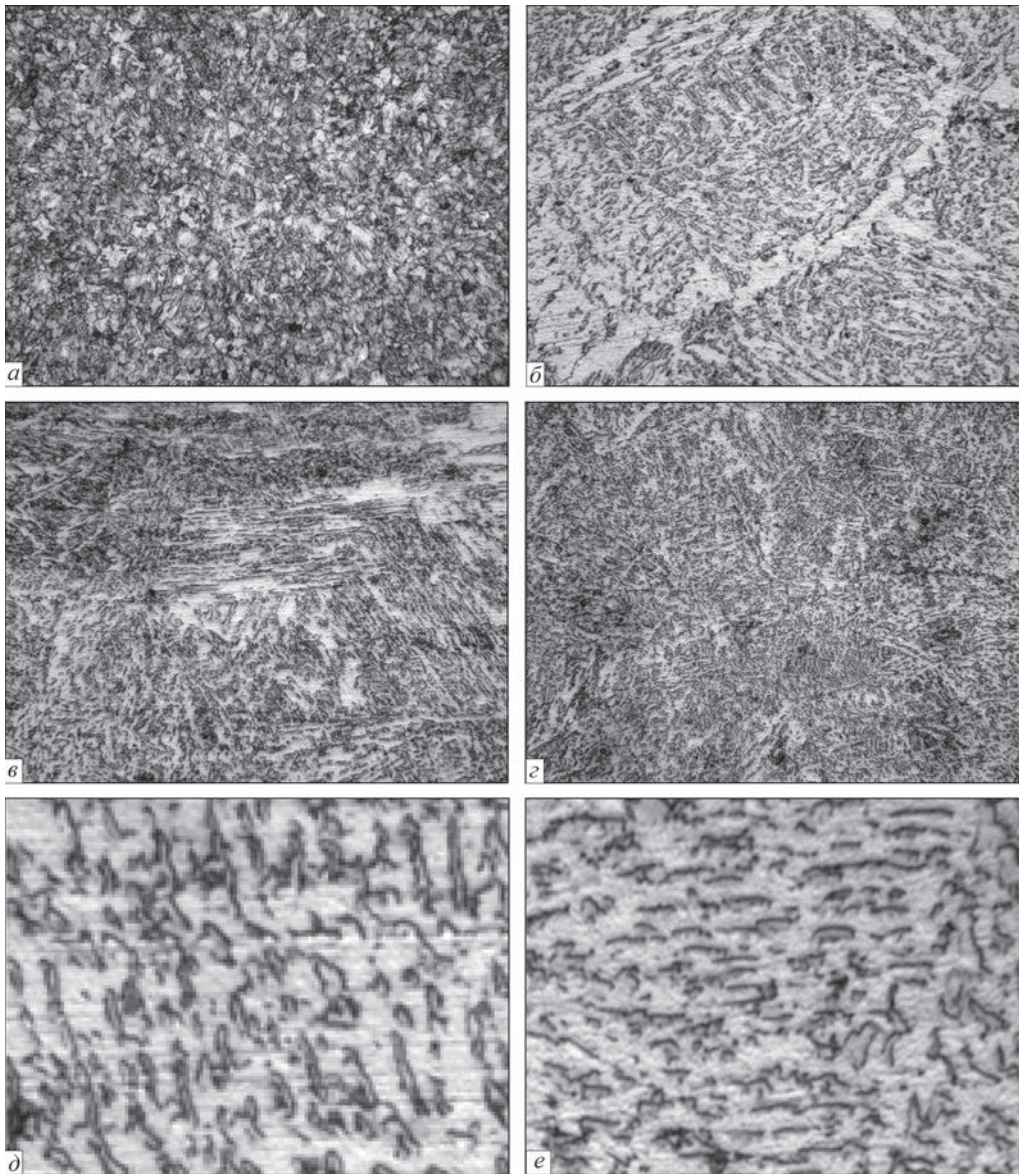


Рис. 4. Мікроструктура основного металу (а) та ЗТВ (б–є) модельних зразків сталі 06Г2БДП, що охолоджені при різних швидкостях ($w_{6/5}$), °C/с: б — 3; в — 14; г — 23 (а–г — $\times 500$), та внутрішня структура пакетів нижнього бейніту (д, е), $\times 1000$, укрупнення у 4 рази

внутрішня структура пакетів бейніту нижнього, а саме подрібнюється рейкова субструктура (рис. 4, д, е). Значне подрібнення пакетної структури та субструктури бейніту нижнього впливає на рівень структурного зміцнення за рахунок підвищення показників зеренного та субзеренного зміцнення згідно з виснім теоріям Холла–Петча тощо [12–15], що підтверджується найбільш високими показниками механічних властивостей (див. табл.). Диспергування субструктури також забезпечує рівномірний розподіл щільності дислокацій та рівень дислокаційного зміцнення металу [16–18].

Таким чином, металографічні дослідження показали, що при збільшенні швидкості охолодження до 14...23 °C/с структурно-фазовий склад металу модельних зразків сталі 06Г2БДП бейнітний (нижній та верхній) при формуванні більш подрібненої

пакетної структури (у порівнянні з $w_{6/5} = 3$ °C/с) та субструктури, збільшенні мікротвердості та переважанні складової бейніту нижнього.

Для оцінки тріщиностійкості сталі 06Г2БДП досліджено характер руйнування металу після статичних та динамічних випробувань [19] (рис. 5, 6). Встановлено, що після статичних випробувань на розтяг основного металу та модельних зразків сталі 06Г2БДП при всіх швидкостях охолодження характер руйнування в'язкий з формуванням ямкового зламу.

Після динамічних випробувань на ударний вигин для різних температур ($T_{\text{вип}} = 20; -40$ °C) дослідження зламів сталі 06Г2БДП проводили по зонам зламів: I — біля надрізу; II — магістрального руйнування; III — долому. Зразкам основного металу характерне в'язке руйнування. При збільшенні

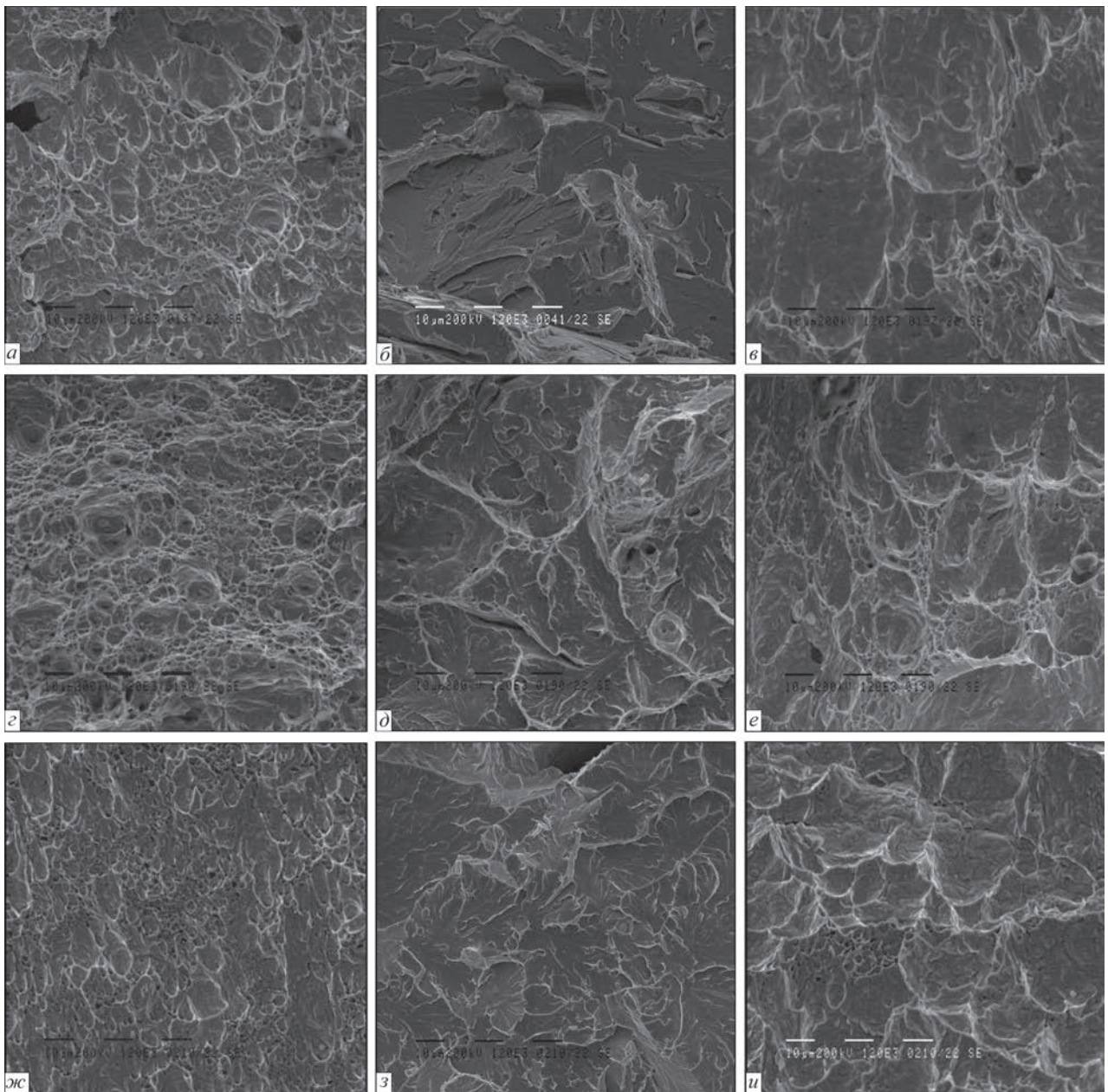


Рис. 5. Мікроструктура поверхні руйнування модельних зразків сталі 06Г2БДП при $T_{\text{вип}} = 20$ °C по зонах I (а, г, ж); II (б, д, з); III (в, е, и) при різній швидкості охолодження, °C/c: а-в — 3; г-е — 14; ж-и — 23 ($\times 1200$)

швидкості охолодження модельних зразків від 3 до 14 та 23 °C/c при всіх температурах випробувань у зонах зламів I та III тип руйнування однаковий — в'язкий (рис. 5, а, г, ж, в, е, и). Однак помітно змінюється розмір цих зон. Спостерігається загальне зменшення розміру зони уповільненого зросту тріщини біля надрізу (I) при швидкості охолодження 3 °C/c та, відповідно, збільшення зони крихкого трансакристалітного магістрального руйнування (II) з вторинними мікротріщинами (рис. 5, б), що характеризує зниження тріщиностійкості металу.

При збільшенні швидкості охолодження до 14 та 23 °C/c у зоні II спостерігається переважно квазікрихкий тип руйнування (рис. 5, д, з), що свідчить про ознаки пластичності у порівнянні з крихким відколом при 3 °C/c (рис. 5, б).

При від'ємній температурі випробувань у разі коли $w_{6/5} = 14$ та 23 °C/c у ділянці II модельних зразків сталі 06Г2БДП присутній крихкий тип трансакристалітного руйнування з локальними ділянками в'язкого руйнування по границях структурних складових (рис. 6) при зменшенні розміру параметрів мікрорельєфу поверхні руйнування (фасеток крихкого відколу) та об'ємної частки вторинних тріщин. Такі структурні особливості, як присутність в'язких ділянок при зменшенні вторинного крихкого розтріскування металу, характерні для більш пластичного протікання процесу руйнування металу під впливом зовнішнього навантаження, що є важливим для умов від'ємних температур випробувань. Це пов'язано з формуванням та подібненням бейнітної структури.

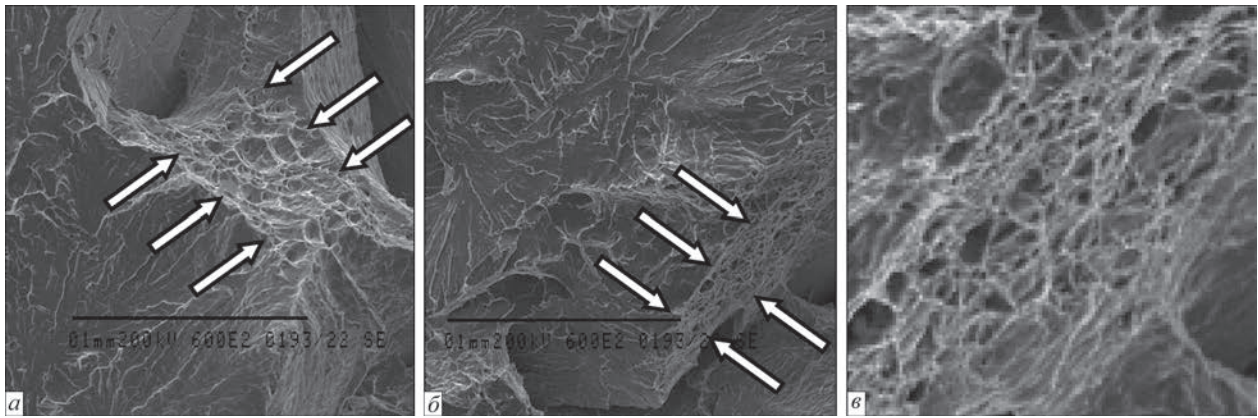


Рис. 6. Мікроструктура поверхні руйнування модельних зразків сталі 06Г2БДП при $T_{\text{вип}} = -40$ °С по зоні II при швидкостях охолодження, °С/с: а — 14; б, в — 23 (а, б — $\times 600$; в — укрупнення у 10 разів фрагмента в'язкого ямкового рельєфу, позначеного стрілками на рис. 6, б)

Висновки

1. Встановлено, що при механізованому зварюванні сталі 06Г2БДП в середовищі захисних газів перетворення переохолодженого аустеніту в металі ЗТВ відбувається з утворенням феритно-бейнітної структури при швидкості охолодження $\leq 20 \dots 23$ °С/с, бейнітно-мартенситної — ≥ 25 °С/с та переважно мартенситної (більш ніж 50 %) — ≥ 45 °С/с за рахунок зниження частки феритної складової та відповідно підвищення частки проміжного (бейнітного) та бездифузійного (мартенситного) перетворень.

2. Підвищення швидкості охолодження до $20 \dots 23$ °С/с призводить до збільшення кількості нижнього бейніту при зростанні рівня мікротвердості, подрібненні пакетної та рейкової субструктури та загального збільшення міцності й пластичності металу ЗТВ сталі 06Г2БДП.

3. Встановлено, що після статичних випробувань на розтяг основного металу та модельних зразків сталі 06Г2БДП при всіх швидкостях охолодження характер руйнування зразків в'язкий з формуванням ямкового зламу.

4. Після динамічних випробувань модельних зразків сталі 06Г2БДП на ударний вигин при температурі випробувань 20 °С та при швидкості охолодження 3 °С/с у зоні магістрального руйнування спостерігається крихкий тип руйнування з вторинними мікротріщинами, а при $14 \dots 23$ °С/с — квазікрихкий, що свідчить про ознаки пластичності.

5. При температурі випробувань -40 °С крихкий тип руйнування зразків спостерігається для всіх швидкостей охолодження. Однак при $14 \dots 23$ °С/с поверхні руйнування металу ЗТВ сталі 06Г2БДП притаманно формування локальних ділянок в'язкого ямкового рельєфу по границях структурних складових при зменшенні розміру фасеток та об'ємної частки вторинних тріщин, що пов'язано з утворенням бейнітної структури.

Список літератури

1. Горынин И.В. (1980) Свариваемые корпусные высокопрочные стали и их применение. *Современные проблемы сварки и специальной электрометаллургии*. Киев, Наукова думка, сс. 120–131.
2. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. (1985) *Специальные стали*. Москва, Металлургия.
3. Laukhin D., Beketov O., Rott N., Schudro A. (2019) The elaboration of modernized technology of controlled rolling directed at the formation of high strengthening and viscous qualities in HSLA steel. *Solid State Phenomena*, **291**, 13–19.
4. Ковтуненко В.А., Герасименко А.М., Синеок А.Г. (2004) Высокопрочная экономнолегированная сталь 06Г2Б с $\sigma_r \geq 440$ МПа для мостостроения. *Автомобільні дороги і дорожнє будівництво*, **69**, 106–113.
5. Синеок А.Г., Герасименко А.М., Рябоконт В.Д. и др. (2014) Атмосферостойкий прокат классов прочности С355–500 для металлоконструкций мостов. *Мосты и тоннели: теория, исследования, практика*, **5**.
6. Завдосєєв А.В., Позняков В.Д., Жданов С.Л. та ін. (2020) Вплив термічних циклів зварювання на формування структури та властивостей корозійностійкої сталі 06Г2БДП. *Автоматичне зварювання*, **9**, 22–27. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2020.09.02>
7. Патон Б.Е. (2008) *Избранные труды*. Киев, Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины.
8. (2018) *Наука про матеріали, досягнення, перспективи*. Лобанов Л.М. (ред.). Київ, Академперіодика, Т. 2.
9. Grigorenko G.M., Kostin V.A., Orlovsky V.Yu. (2008) Current capabilities of simulation of austenite transformations in low-alloyed steel welds. *The Paton Welding J.*, **3**, 22–24.
10. Gajvoronsky A.A., Poznyakov V.D., Sarzhevsky V.A. et al. (2010) Influence of thermodeformational cycle of hardfacing on the structure and properties of railway wheels at their reconditioning. *Ibid.*, **5**, 15–19.
11. Черепин В.Т. (1968) *Экспериментальная техника в физическом металлостроении*. Київ, Техніка.
12. Фарбер В.М., Беленький Б.З., Гольдштейн М.И. (1975) Оценка прочности малоуглеродистых низколегированных сталей по структурным данным. *Физика металлов и металлостроение*, **3(2)**, 403–409.
13. Эшби И.Ф. (1972) О напряжении Орована. *Физика прочности и пластичности*. Москва, Металлургия, 88–107.
14. Армстронг Р.В. (1973) Прочностные свойства металлов со сверхмелким зерном. *Сверхмелкое зерно в металлах*. Москва, Металлургия, сс. 11–40.

15. Романив О.Н. (1979) *Вязкость разрушения конструкционных сталей*. Москва, Металлургия.
16. Maksimov S.Yu., Berdnikova O.M., Prilipko O.O. et al. (2021) Influence of external electromagnetic field on parameters and defects of crystal lattice of metal of welded joints during underwater welding. *Avtomaticheskaya Svarka*, **1**, 25–31. <https://doi.org/10.37434/as2021.01.06>
17. Конева Н.А., Лычагин Д.В., Теплякова Л.А. и др. (1986) Дислокационно-дислоциационные субструктуры и упрочнения. *Теоретическое и экспериментальное исследование дислокаций*. Сб. статей. Ленинград, ЛФТИ, сс. 116–126.
18. Иванова В.С., Гордиенко Л.К., Геминов В.Н. (1965) *Роль дислокаций в упрочнении и разрушении металлов*. Москва, Наука.
19. Балтер М.А., Любченко А.П., Аксенова С.И. (1987) *Фрактурология — средство диагностики разрушенных деталей*. Москва, Машиностроение.
7. Paton, B.E. (2008) *Selected works*. Kiev, PWI [in Russian].
8. (2018) *Materials science, achievements, prospects*. Ed. by L.M. Lobanov. Kyiv, Akadempriodyka, Vol. 2 [in Ukrainian].
9. Grigorenko, G.M., Kostin, V.A., Orlovsky, V.Yu. (2008) Current capabilities of simulation of austenite transformations in low-alloyed steel welds. *The Paton Welding J.*, **3**, 22–24.
10. Gajvoronsky, A.A., Poznyakov, V.D., Sarzhevsky, V.A. et al. (2010) Influence of thermodeformational cycle of hardfacing on the structure and properties of railway wheels at their reconditioning. *Ibid.*, **5**, 15–19.
11. Cherepin, V.T. (1968) *Experimental engineering in physical metals science*. Kyiv, Tekhnika [in Russian].
12. Farber, V.M., Belenky, B.Z., Goldshtejn, M.I. (1975) Evaluation of strength of low-carbon low-alloy steels by structural data. *Fizika Metallov i Metallovedenie*, **3(2)**, 403–409 [in Russian].
13. Eshbi, I.F. (1972) About Orowan stress. In: *Physics of strength and plasticity*. Moscow, Metallurgiya, 88–107 [in Russian].
14. Armstrong, R.V. (1973) *Strength properties of metals with ultrafine grain in metals*. Moscow, Metallurgiya, 11–40 [in Russian].
15. Romaniv, O.N. (1979) *Fracture toughness of structural steels*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
16. Maksymov, S.Yu., Berdnikova, O.M., Prilipko, O.O. et al. (2021) Influence of external electromagnetic field on parameters and defects of crystal lattice of metal of welded joints during underwater welding. *The Paton Welding J.*, **1**, 23–28. <https://doi.org/10.37434/as2021.01.06>
17. Koneva, N.A., Lychagin, D.V., Teplyakova, L.A. et al. (1986) Dislocation-disclination substructures and strengthening. In: *Theoretical and experimental study of disclinations: Transact.* Leningrad, LFTI, 116–126 [in Russian].
18. Ivanova, V.S., Gordienko, L.K., Geminov, V.N. (1965) *Role of dislocations in strengthening and destruction of metals*. Moscow, Nauka [in Russian].
19. Balter, M.A., Lyubchenko, A.P., Aksyonova, S.I. (1987) *Fractography as a mean of diagnostics of broken parts*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].

References

1. Gorynin, I.V. (1980) Welded high-strength hull plates and their application. In: *Modern problems of welding and special electrometallurgy*. Kiev, Naukova Dumka, 120–131 [in Russian].
2. Goldshtejn, M.I., Grachev, S.V., Veksler, Yu.G. (1985) *Special steels*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
3. Laukhin, D., Beketov, O., Rott, N., Schudro, A. (2019) The elaboration of modernized technology of controlled rolling directed at the formation of high strengthening and viscous qualities in HSLA steel. *Solid State Phenomena*, **291**, 13–19.
4. Kovtunenkov, V.A., Gerasimenko, A.M., Sineok, A.G. (2004) High-strength sparcely-alloyed steel 06G2B with $\sigma_y \geq 440$ MPa for bridge engineering. *Avtomobilni Dorogy i Dorozhnie Budivnytstvo*, **69**, 106–113 [in Russian].
5. Sineok, A.G., Gerasimenko, A.M., Ryabokon, V.D. et al. (1014) Weather-resistant roll stock of C355-500 strength class for metal structures of bridges. *Mosty i Tonneli: Teoriya, Issledovaniya, Praktika*, **5** [in Russian].
6. Zavdoveev, A.V., Poznyakov, V.D., Zhdanov, S.L. et al. (2020) Impact of thermal cycles of welding on formation of the structure and properties of corrosion-resistant steel 06G2BDP. *The Paton Welding J.*, **9**, 14–18. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2020.09.02>.

STRUCTURE AND FRACTURE MODE OF HAZ METAL OF CORROSION-RESISTANT 06G2BDP STEEL

O.M. Berdnikova, V.D. Poznyakov, V.A. Kostin, T.O. Alekseenko, S.L. Zhdanov, E.V. Polovetskyi
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 regularities of the influence of thermal cycles of welding on structural-phase transformations in the HAZ metal of 06G2BDP steel, on parameters of the structure forming in the metal at different cooling rates ($w_{6/5}$ from 1 to 64 °C/s), and on its mechanical properties and fracture mode at static and dynamic loading were studied. Structural-phase transformations were investigated on model samples-simulators in Gleeble 3800 complex. The methods of light and scanning electron microscopy were used to determine the structural parameters, namely grain size, microhardness, as well as the features of the fracture mode. It is shown that base metal of 06G2BDP steel has a fine-grained ferrite-carbide structure; after impact bend testing the sample fracture demonstrates a ductile mode that ensures not only its high level of mechanical properties, but also the required crack resistance. Depending on the metal cooling rate, in the HAZ overheated zone its structure can change from ferritic-pearlitic (at $w_{6/5} = 1$ °C/s) to bainitic (at $w_{6/5} = 20$ °C/s) and bainitic-martensitic one (at $w_{6/5} \geq 20$ °C/s). With increase of the cooling rate, the quantity of lower bainite in the metal becomes greater and refinement of the packet and lath substructures takes place, leading to increase of microhardness level and, consequently, to higher strength characteristics of HAZ metal of 06G2BDP steel at preservation of its ductility properties. Ref. 19, Tabl. 1, Fig. 6.

Key words: high-strength corrosion-resistant steel; simulation of welding thermal cycles; cooling rate; heat-affected zone; microstructure; mechanical properties; fracture mode

Надійшла до редакції 20.05.2021