

# З АВТОМАТИЧНЕ ЗВАРЮВАННЯ <sup>2</sup> 2026

«Автоматичне зварювання»

«Avtomatychne Zvaryuvannya» (Automatic Welding)

Видається з 1948 р.

www.patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as

Published since 1948

## ЗМІСТ

### НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ РОЗДІЛ

Лобанов Л.М., Махненко О.В., Міленін О.С., Великоіваненко О.А., Розинка Г.П., Басистюк Н.Р., Саприкіна Г.Ю. Комп'ютерна програма для моделювання напружено-деформованого стану кільцевого зварного з'єднання .....3

Матвійчук В.А., Нестеренков В.М., Сисоєв М.О. Вплив технологічних параметрів адитивного електронно-променевого процесу на властивості тонкостінних виробів зі сплаву ВТ6 ..... 17

Соколовський М.В., Савицький В.В., Сіора О.В., Юрченко Ю.В., Гардер Д.А., Бернацький А.В. Визначення технологічних прийомів запобігання дефектам під час лазерного наплавлення на тонкостінну основу .....25

Головко В.В., Котельчук О.С. Вплив термохімічних реакцій у метало-мінеральному осерді порошкового дроту на показники плавлення дроту при дуговому зварюванні ..... 33

Вігілянська Н.В., Цимбаліста Т.В., Грищенко О.П., Козьяков І.О., Гудименко О.Й. Формування покриттів, що містять МАХ-фази, в умовах газотермічних методів напилення порошку системи TiC-TiH<sub>2</sub>-Al ..... 39

Новодранов А.С., Коляда В.О. Дослідження ефективності застосування нейронних мереж під час зварювання відповідальних конструкцій для підвищення їхньої надійності ... 47

Богодіст Р.В., Жданов С.Л. Вплив термічних циклів дугового зварювання на структуру та властивості зварних з'єднань низьколегованих сталей з границею пластичності 390...490 МПа ..... 57

### ІНФОРМАЦІЯ

PATON INTERNATIONAL: інновації, що формують майбутнє зварювання..... 63

Velocity Assistant від Fronius – інноваційна технологія для керування ручного зварювання MIG/MAG ..... 65

## CONTENTS

### SCIENTIFIC AND INDUSTRIAL

Lobanov L.M., Makhnenko O.V., Milenin O.S., Velykoivanenko O.A., Rozynka G.P., Basystuk N.R., Saprykina G.Yu. Computer program for stress-strain state modeling circumferential welded joint .....3

Matviichuk V.A., Nesterenkov V.M., Sysoev M.O. Influence of technological parameters of additive electron-beam process on the properties of thin-walled products made of VT6 alloy..... 17

Sokolovskiy M.V., Savytsky V.V., Siora O.V., Yurchenko Yu.V., Harder D.A., Bernatskiy A.V. Development of technological methods for combating defects that form during laser cladding on a thin-walled base.....25

Holovko V.V., Kotelchuk O.S. Influence of thermochemical reactions in the metal-mineral core of flux-cored wire on wire melting characteristics at arc welding.....33

Vihilianska N.V., Tsybalista T.V., Gryshchenko O.P., Koziakov I.O., Gudymenko O.Y. Formation of coatings containing mach-phases, under gas-thermal sputtering conditions of TiC-TiH<sub>2</sub>-Al powder .....39

Novodranov A.S., Koliada V.O. Investigation of the effectiveness of neural networks in welding of critical structures for reliability enhancement.....47

Bohodist R.V., Zhdanov S.L. Influence of thermal cycles of arc welding on the structure and properties of welded joints of low-alloy steels with a yield strength of 390...490 MPa ..... 57

### INFORMATION

PATON INTERNATIONAL : Innovations Shaping the Future of Welding..... 63

Velocity Assistant by Fronius – innovative technology for controlled manual MIG/MAG welding..... 65



Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАНУ представляє Україну в Міжнародному інституті зварювання та в Європейській зварювальній федерації  
The E.O. Paton Electric Welding Institute of the NASU represents Ukraine in International Institute of Welding and in European Federation for Welding



Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона Національної академії наук України  
Міжнародний науково-технічний та виробничий журнал  
E.O. Paton Electric Welding Institute of National Academy of Sciences of Ukraine  
International Scientific-Technical and Production Journal  
«Автоматичне зварювання»

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Вчені Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона  
НАН України (Київ):

**І.В. Кривцун** (головний редактор),

**В.В. Книш, В.А. Костін, Л.М. Лобанов,**

**С.Ю. Максимов, О.В. Махненко, В.Д. Позняков;**

**І.А. Владимирський**, Навчально-науковий інститут  
матеріалознавства та зварювання імені Є.О. Патона НТУУ  
«КПІ імені Ігоря Сікорського», Київ;

**А. Гуменюк**, Федеральний інститут дослідження та  
випробування матеріалів (BAM), Берлін, Німеччина;

**В.В. Дмитрик**, НТУ «ХПІ», Харків;

**В.В. Квасницький**, «Київський політехнічний інститут  
імені Ігоря Сікорського», Київ;

**В.В. Перемітько**, ДДТУ, Кам'янське;

**М. Сагуд**, Чеський технічний університет у Празі, Прага,  
Чеська Республіка;

**Ц. Сендеровський**, Інститут механіки та поліграфії,  
Варшавський політехнічний університет, Варшава, Польща;

**Є.П. Чвертко**, НТУУ «Київський політехнічний інститут  
імені Ігоря Сікорського», Київ.

Журнал зареєстровано Національною радою України  
з питань телебачення і радіомовлення 11.09.2025;

ідентифікатор друкованого/онлайн медіа  
R30-06491/ R40-06488.

**Засновник (ресстрант)** – Інститут електрозварювання  
ім. Є.О. Патона НАН України.

ISSN 3041-2374 print, ISSN 3041-234X online

DOI: <https://doi.org/10.37434/as>

Журнал входить до переліку затверджених  
Міністерством освіти і науки України видань  
для публікації праць здобувачів наукових ступенів за  
спеціальностями G8, G9, G10, G11, G12 кластеру  
«Механічна інженерія та машинобудування».

Рекомендовано до друку редакційною колегією журналу.

**Видавець**

ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ «ПАТОН»

03150, Україна, Київ, вул. Казимира Малевича, 11

Тел./факс: (38044) 205-23-90

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

[www.patonpublishinghouse.com/ukr/journal/as](http://www.patonpublishinghouse.com/ukr/journal/as)

**Передплата 2026**

Передплатний індекс 70031.

6 випусків на рік (видається раз на два місяці).

Друкована версія: 2520 грн. за річний комплект  
з урахуванням доставки рекомендованою бандероллю.

Електронна версія: 2520 грн. за річний комплект  
(випуски журналу надсилаються електронною  
поштою у форматі .pdf).

Передплата можлива на попередні випуски за любой рік.

Статті з журналу «Автоматичне зварювання» вибірково  
перевідаються англійською мовою в журналі

«The Paton Welding Journal»:

[www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj](http://www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj)

За зміст рекламних матеріалів  
видавець відповідальності не несе.

EDITORIAL BOARD

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

**I.V. Krivtsun** (Editor-in-Chief),

**V.V. Knysh, V.A. Kostin, L.M. Lobanov, S.Yu. Maksimov,**  
**O.V. Makhnenko, V.D. Poznyakov;**

**Ye.P. Chvertko**, NTUU «Igor Sykorsky  
Kyiv Polytechnic Institute», Kyiv, Ukraine;

**V.V. Dmitrik**, NTU «Kharkiv Polytechnic Institute»,  
Kharkiv, Ukraine;

**A. Gumenyuk**, Bundesanstalt für Materialforschung  
und-prüfung (BAM), Berlin, Germany;

**V.V. Kvasnytskyi**, NTUU «Igor Sykorsky  
Kyiv Polytechnic Institute», Kyiv, Ukraine;

**V. V. Peremitko**, Dniprovsky State Technical University,  
Kamianske, Ukraine;

**M. Sahul**, Czech Technical University in Prague, Prague,  
Czech Republic;

**C. Senderowski**, Mechanics and Printing Institute, Warsaw  
University of Technology, Warsaw Poland;

**I.A. Vladimyrskiy**, E.O. Paton Institute of Materials Science  
and Welding NTUU «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute»,  
Kyiv, Ukraine.

The Journal was registered by the National Council of Ukraine  
on Television and Radio Broadcasting on 11.09.2025,

carrier identifier print/online media

R30-04566/ R40-06488.

**Founder (registrant)** – E.O. Paton Electric Welding Institute of  
NAS of Ukraine.

ISSN 3041-2374 print, ISSN 3041-234X online.

DOI: <https://doi.org/10.37434/as>

The journal is included in the list of publications approved  
by the Ministry of Education and Science of Ukraine  
for the publication of works of applicants for academic degrees  
in specialties G8, G9, G10, G11, G12 of the cluster  
«Mechanical Engineering and Machine Building».  
Recommended for publishing Editorial Board of the Journal.

**Publisher**

«PATON PUBLISHING HOUSE» LLC

03150, Ukraine, Kyiv, 11 Kazymyr Malevych Str.

Tel./fax: (38044) 205-23-90

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

[www.patonpublishinghouse.com/eng/journal/as](http://www.patonpublishinghouse.com/eng/journal/as)

**Subscription 2026**

Subscription index 70031.

6 issues per year, back issues available.

192€, subscriptions for the printed (hard copy) version,  
air postage and packaging included.

156€, subscriptions for the electronic version  
(sending issues of Journal in pdf format).

Subscription is possible for previous issues for any year.

Articles from «Avtomatychne Zvaryuvannya» (Automatic Welding)  
journal is republished selectively in English in  
«The Paton Welding Journal»:

[www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj](http://www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj)

Publisher is not responsible  
for the content of the promotional material.

Індекс реклам

ТОВ «Патон Інтернешнл» – I стор. обкладинки.

ТОВ «Фроніус Україна» – II стор. обкладинки, стор. 65-66.

ТОВ «РЕІЛ СИСТЕМС» – III стор. обкладинки.

ТОВ «Інтерхім БТВ» – IV стор. обкладинки.

Підписано до друку 10.04.2026.

Формат 60×84/8. Офсетний друк.

Ум. друк. арк. 7,2.

Друк ТОВ «ДІА».

03022, м. Київ-22, вул. Васильківська, 45.

# КОМП'ЮТЕРНА ПРОГРАМА ДЛЯ МОДЕЛЮВАННЯ НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ КІЛЬЦЕВОГО ЗВАРНОГО З'ЄДНАННЯ

Л.М. Лобанов, О.В. Махненко, О.С. Міленін, О.А. Великоіваненко, Г.П. Розинка, Н.Р. Басистюк, Г.Ю. Саприкіна

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

Комп'ютерна програма «Girth Weld» дозволяє для типових випадків зварних кільцевих з'єднань трубопроводів та посудин тиску розрахунковим шляхом отримувати інформацію щодо механічних властивостей металу зварного шва та ЗТВ, залишкових напружень і деформацій, визначати перерозподіл напружено-деформованого стану в результаті термічної обробки, впливу експлуатаційних і випробувальних навантажень, прогнозувати працездатність і ресурс зварних конструкцій з дефектами несущільності, які виявлено в результаті неруйнівного контролю або постулюються. Комп'ютерна програма не вимагає від користувача спеціальної підготовки в галузі розрахункових методів за рахунок повної автоматизації процесів створення математичної моделі багатопрхідного кільцевого з'єднання, розбиття області на скінченні елементи, пошуку рішення та візуалізації результатів. При цьому комп'ютерна програма забезпечує високу точність прогнозних результатів при обмежених вимогах до комп'ютерних і часових ресурсів за рахунок застосування сучасних підходів моделювання фізико-хімічних процесів при зварюванні та економічних алгоритмів вирішення нелінійних завдань і систем диференційних рівнянь високого порядку. Бібліогр. 6, табл. 3, рис. 16.

*Ключові слова:* багатопрхідне зварювання, кільцеве з'єднання, комп'ютерна програма, математичне моделювання, метод скінченних елементів, механічні властивості, залишкові напруження, деформації, термічна обробка, експлуатаційне навантаження, допустимість дефектів

**Вступ.** З розвитком обчислювальної техніки, методів розв'язання задач термопластичності та опису характерних змін у матеріалі зварного з'єднання при зварювальному нагріванні розрахункові підходи та математичне моделювання процесів зварювання знаходять широке застосування у промисловості. Однак при цьому дуже актуальним є питання доступності застосування такого підходу для користувача, що має обмежений доступ до комерційних пакетів комп'ютерних програм скінченно-елементного аналізу типу SYSWELD, ABAQUS, ANSYS, MARC та ін.

Для вирішення цієї проблеми було створено вузькоспрямовану спеціалізовану комп'ютерну програму «Girth Weld», яка включена до пакету програм «Weldprediction», для математичного моделювання напружено-деформованого стану та механічних властивостей у зоні стикового кільцевого зварного з'єднання при дуговому зварюванні, що орієнтована для інженерного та наукового застосування та не вимагає від користувача спеціальної підготовки в галузі розрахункових методів.

Комп'ютерна програма «Girth Weld» дозволяє для типових випадків зварних вузлів трубопроводів та елементів обладнання розрахунковим шля-

хом отримувати інформацію щодо механічних властивостей металу зварного шва та ЗТВ, залишкових технологічних напружень і деформацій, визначати перерозподіл напружено-деформованого стану в результаті термічної обробки, впливу експлуатаційних і випробувальних навантажень, прогнозувати працездатність і ресурс відповідальних зварних конструкцій з дефектами несущільності, які виявлено в результаті неруйнівного контролю або постулюються.

Комп'ютерну програму «Girth Weld» розроблено в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України. При розробці даної програми використувався багаторічний досвід математичного моделювання фізико-хімічних процесів під час зварювання, наплавлення, термообробки та споріднених технологій, а також сучасні досягнення чисельних методів, механіки деформованого тіла та механіки руйнування.

При цьому спеціалізована комп'ютерна програма має такі переваги:

- висока точність прогнозних результатів при обмежених вимогах до комп'ютерних і часових ресурсів (нетривалий час розрахунку) за рахунок застосування сучасних підходів моделювання фізико-хімічних процесів при зварюванні та економічних алгоритмів вирішення нелінійних завдань і систем диференційних рівнянь високого порядку;

© Л.М. Лобанов, О.В. Махненко, О.С. Міленін, О.А. Великоіваненко, Г.П. Розинка, Н.Р. Басистюк, Г.Ю. Саприкіна  
© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026  
Це стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND  
<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

– зниження трудомісткості за рахунок простого інтерфейсу введення даних і повної автоматизації процесів створення математичної моделі, формування скінченно-елементної сітки, пошуку рішення та візуалізації результатів;

– виключення обслуговуючого персоналу, оскільки працювати з програмою може інженер-зварник або технолог, а не тільки фахівець із чисельних методів вирішення математичних завдань.

**Загальний опис і призначення комп'ютерної програми.** Комп'ютерна програма «Girth Weld» являє собою самостійний проблемно-орієнтований програмний продукт для чисельного скінченно-елементного аналізу технологічних і фізико-механічних процесів при багатопрхідному зварюванні кільцевих з'єднань трубопровідних елементів і посудин тиску. Програма призначена для вирішення характерних завдань експертного аналізу технологічної міцності відповідальних конструкцій при плануванні монтажного та/або ремонтного зварювання та післязварювальної термообробки кільцевих з'єднань, а також прогнозуванні короточасної та тривалої статичної міцності в процесі подальшої експлуатації зварної конструкції з урахуванням як її залишкового післязварювального стану, так і всього комплексу діючих зовнішніх робочих навантажень.

Комп'ютерна програма «Girth Weld» рекомендована до застосування організаціями енергетичної, транспортної та аерокосмічної галузей при проектуванні, оптимізації монтажу та плануванні ремонтних робіт відповідальних трубопровідних елементів та посудин тиску з окржними зварними з'єднаннями. Також цей програмний код рекомендується використовувати при обґрунтуванні працездатності та експертній оцінці ресурсу безпечної експлуатації зварних конструкцій з урахуванням як їх прогнозованого стану та умов роботи, так і беручи до уваги виявлені при технічній діагностиці дефекти несущільності (тріщини, неметалеві включення, локальні стоншення, газові пори).

Використання комп'ютерної програми «Girth Weld» дозволяє вирішити такі завдання:

– розрахунок оптимального розкладання валиків при багатопрхідному зварюванні залежно від технічних умов процесу та критеріїв оптимізації зварювання;

– визначення кінетики температурного поля при багатопрхідному зварюванні кільцевих швів трубопровідних елементів та посудин тиску з урахуванням технологічних параметрів зварювального процесу, геометричних особливостей

конкретної конструкції, типу та властивостей матеріалу в залежності від хімічного складу та поточної температури;

– чисельна оцінка специфіки формування зони проплавлення по товщині конструктивного елемента;

– прогнозування поточних і залишкових властивостей, а також мікроструктурного фазового складу металу зварного шва та зони термічного впливу залежно від типу зварювального та основного матеріалів і умов термічного впливу при зварюванні;

– прогнозування кінетики поля пружно-пластичних деформацій у процесі багатопрхідного зварювання стикового кільцевого шва аж до повного остигання конструкційного елемента та подальшого експлуатаційного силового й термічного впливу;

– моделювання розподілу механічних напружень у конструкції, обумовлених як зварювальним впливом (тимчасові та залишкові), так і впливом температурно-силових умов експлуатації конкретного виробу;

– розрахунок залишкової формозміни конструкції у результаті нерівномірного зварювального нагріву за допомогою оцінки незворотних усадкових явищ в області зварного з'єднання;

– чисельна оцінка кінетики накопичення залишкових пластичних деформацій, яка є важливою характеристикою схильності металу конструкції, що зварюється, до гарячого розтріскування.

Графічний інтерфейс користувача комп'ютерної програми «Girth Weld» реалізує діалоговий режим проведення чисельного аналізу та передбачає наступні можливості відображення на екрані й збереження у вигляді файлів або твердих копій наступних результатів чисельних експериментів:

– оптимальні розрахункові схеми розкладання валиків у розділці кільцевого шва;

– двовимірні розподіли розрахункових величин (температур, максимальних миттєвих температур, напружень, деформацій, пластичних деформацій, зони проплавлення) як у формі малюнків, так і таблиць;

– розподіл мікроструктурних фазових складових і механічних властивостей металу конструкції в області зварного шва з урахуванням впливу локального нагріву в процесі багатопрхідного зварювання з відомими параметрами тепловкладення;

– ризики утворення холодних і гарячих тріщин;

– форма конструкції після зварювання з урахуванням незворотних зварювальних деформацій усадки;

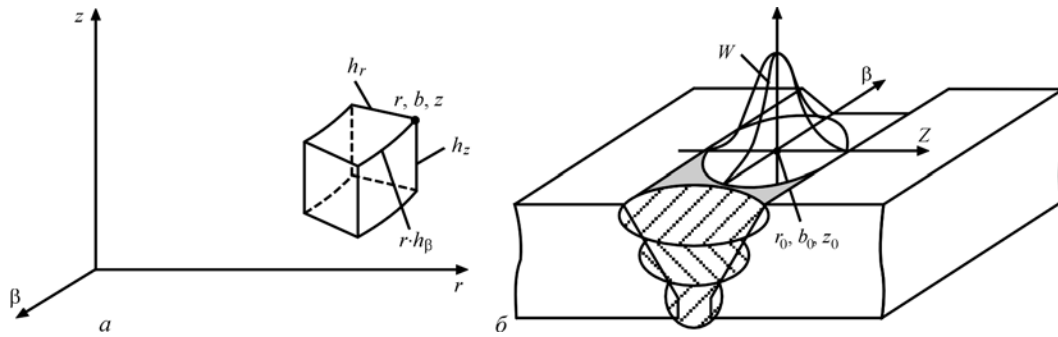


Рис. 1. Схема об'ємного елемента в циліндричній системі координат  $(r, \beta, z)$  (а); розподіл теплової потужності  $W(r, \beta, z, t)$  при багатопрхідному зварюванні (б)

- релаксація залишкових напружень за рахунок післязварювальної термообробки;
- перерозподіл залишкових напружень в умовах навантаження (температура та внутрішній тиск);
- оцінка опору втоми кільцевого зварного з'єднання в умовах циклічного навантаження;
- імовірнісна оцінка працездатності циліндричної конструкції за наявності макроскопічних дефектів несучільності металу шва.

**Методи чисельної та програмної реалізації розрахункових алгоритмів програми.** Розробка математичної моделі для моделювання процесів зварювання залежить від мети моделювання. Для прогнозування температурних циклів, об'ємних часток фаз мікроструктури, деформацій і залишкових напружень у багатопрхідному зварному з'єднанні зазвичай використовують скінченно-елементні моделі об'ємного джерела тепла та неізо-термічного деформування матеріалу, асоційованого з умовою текучості Мізеса [1, 2]. Моделювання базується на відстеженні кінетики формування та розвитку пластичних деформацій і напружень у зварному виробі під час нагрівання та охолодження кожного зварювального проходу з'єднання. Враховуються мікроструктури перетворення, які викликають об'ємні ефекти та зміну фізико-механічних властивостей матеріалу в зоні зварювання.

У загальному вигляді при зварюванні в системі координат  $r, \beta, z$  (рис. 1, а) під час руху за часом центра джерела нагріву  $r_0(t), \beta_0(t), z_0(t)$ , виділення тепла в точці  $r, \beta, z$  у момент часу  $t$  описується залежністю:

$$W(r, \beta, z, t) = W_0(t) \exp [-K_r(r-r_0)^2 - K_\beta(\beta-\beta_0)^2 - K_z(z-z_0)^2], \quad (1)$$

де  $W_0(t)$  – тепла потужність в точці  $(r_0, \beta_0, z_0)$ ;  $K_r, K_\beta, K_z$  – коефіцієнти концентрації нагріву в напрямках  $r, \beta, z$  відповідно. Між  $K_r, K_\beta, K_z$  і відповідними розмірами ефективної зони нагріву  $d_r, d_\beta, d_z$

існує зв'язок  $K_j = \frac{d_j^2}{4} = 3,0, d_j = \frac{3,46}{\sqrt{K_j}}$ .  $W_0(t)$  мож-

на виразити через ефективну потужність нагріву  $q_{ef}(t)$ , інтегруючи (1) за  $x, y, z$  у межах виробу, що нагрівається. Наприклад, якщо джерело рухається по поверхні масивного циліндра вздовж зварного з'єднання (рис. 1, б), тоді:

$$W_0(t) = \frac{2q_{ef}(t)\sqrt{K_x \cdot K_y \cdot K_z}}{\pi\sqrt{\pi}}. \quad (2)$$

При задаванні достатньо адекватних значень  $K_x, K_y, K_z$  можна отримувати досить точні результати за температурами поблизу зони плавлення матеріалу, який зварюється, що важливо з позицій мікроструктурних фазових перетворень, механічних властивостей і т.п.

Математичне формулювання задачі поширення тепла в теплопровідному тілі згідно із заданим джерелом нагріву  $W(r, z, \beta, t)$  та відповідними умовами теплообміну з навколишнім середовищем з температурою  $T_c$  за законом Ньютона:

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = \alpha_T (T - T_c), \quad (3)$$

де  $\lambda$  – коефіцієнт теплопровідності матеріалу за температури  $T$ ,  $\alpha_T$  – коефіцієнт поверхневого теплообміну [3].

До умов (3) потрібно додати початкову умову при  $t = 0$  та диференціальне рівняння теплопровідності, яке в системі координат  $(r, \beta, z)$  має вигляд:

$$\frac{\partial}{\partial r} \left( r\lambda \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial \beta} \left( \lambda \frac{\partial T}{\partial \beta} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( r\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) + W(r, \beta, z, t) = c\gamma \frac{\partial T}{\partial t} \quad (4)$$

$$T(r, \beta, z, t = 0) = T_0 \quad (5)$$

де  $c\gamma$  – об'ємна теплоємність матеріалу за температури  $T$ .

Об'ємні ефекти, викликані зміною температурного поля, умовно поділяють на температурні та ефекти, викликані мікроструктурними перетвореннями [5]. Температурні об'ємні ефекти у будь-якій точці зварного з'єднання:

$$\varphi = \alpha(T)(T - T_0), \quad (6)$$

де  $\varphi$  – функція температурних подовжень,  $\alpha(T)$  – середнє значення коефіцієнта відносного температурного подовження в діапазоні температур  $(T_0 - T)$ .

При зварюванні сталей, схильних до загартування, мікроструктурний склад у будь-якій точці ЗП та ЗТВ визначається в момент часу  $t$  величинами відносного вмісту  $j$ -ї фази  $V_j(t)$ , де  $j = a$  відповідає аустеніту,  $j = m$  – мартенситу,  $j = f$  – фериту,  $j = b$  – бейніту,  $j = fp$  – ферито-перлітній суміші. При цьому  $\sum V_j(t) \equiv 1$ . Об'ємні ефекти в будь-якій точці за рахунок мікроструктурних перетворень в діапазоні температур  $(T_0 - T)$ :

$$3\varphi = \frac{\sum V_j(T,t)\gamma_j(T) - \sum V_j(T_0)\gamma_j(T_0)}{\sum V_j(T_0)\gamma_j(T_0)}, \quad (7)$$

де  $\gamma_j(T)$  – об'єм одиниці маси  $j$ -ої фази за температури  $T$ . Згідно з [3] для конструкційних сталей,  $\text{см}^3/\text{г}$ :

$$\begin{aligned} \gamma_m(T) &= 0,12282 + 8,56 \cdot 10^{-6}T + 2,15 \cdot 10^{-3}C \\ \gamma_a(T) &= 0,12708 + 4,448 \cdot 10^{-6}T + 2,79 \cdot 10^{-3}C; \quad (8) \\ \gamma_{b,fp}(T) &= 0,12708 + 5,528 \cdot 10^{-6}T. \end{aligned}$$

Границя текучості матеріалу скінченного елемента (об'єму) при температурі  $T$  з урахуванням мікроструктурних перетворень розраховується як:

$$\begin{aligned} \sigma_T(T) &= \sum \sigma_j(T)V_j(T), \quad (j = a, f, fp, b, m) \\ \sigma_T^j(T) &= \sigma_T^j(20) \cdot f_j(T) \end{aligned} \quad (9)$$

де  $\sigma_j(T)$  – границя текучості відповідної  $j$ -ї мікроструктурної фази при температурі  $T$ ,  $C$  – хімічний вміст вуглецю (% за вагою).

Високі температури при зварювальному нагріванні та сильна нерівномірність у розподілі функції  $\varphi(r, \beta, z, t)$  зумовлюють появу як пружних деформацій, так і непружних. Прийнято загальний тензор деформацій  $\varepsilon_{ij}(r, \beta, z, t)$  представляти у вигляді суми трьох тензорів:

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^p + \varepsilon_{ij}^c, \quad (10)$$

де індекс  $e$  – відповідає пружній деформації;  $p$  – деформації миттєвої пластичності;  $c$  – деформації дифузійної пластичності чи повзучості.

Пластичні деформації пов'язані з напруженням станом рівнянням теорії пластичної неізотермічної течії та асоційованою умовою текучості Мізеса:

$$d\varepsilon_{ij}^p = d\lambda(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma), \quad i, j = x, y, z, \quad (11)$$

де  $d\varepsilon_{ij}^p$  – прирощення тензора  $\varepsilon_{ij}^p$ , яке в даний момент часу  $t$  обумовлене історією деформування, напруженнями  $\sigma_{ij}$  та температурою  $T$ ;  $d\lambda$  – скалярна функція, яка визначається умовами течії:

$$d\lambda = 0, \text{ якщо } f = \sigma_i^2 - \sigma_T^2(T) < 0 \text{ або } f = 0 \text{ при } df < 0; \\ d\lambda > 0, \text{ якщо } f = 0 \text{ і } df > 0;$$

стан  $f > 0$  неприпустимий;

$\sigma_i$  – інтенсивність напружень,  $\sigma_T(T)$  – границя текучості матеріалу при температурі  $T$ .

Для деформацій повзучості  $d\varepsilon_{ij}^c$  використовується рівняння зв'язку у вигляді:

$$d\varepsilon_{ij}^c = \Omega(\sigma_i, T)(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma)dt, \quad (12)$$

де  $\Omega(\sigma_i, T)$  – скалярна функція повзучості матеріалу при температурі  $T$  і рівні напруженості, що визначається інтенсивністю напружень  $\sigma_i$ .

Для даної задачі, коли при термообробці найбільш важливо враховувати деформації повзучості  $d\varepsilon_{ij}^c$ , оскільки від них істотно залежить процес релаксації напружень, функцію  $\Omega(\sigma_i, T)$  раціонально вибирати на основі експериментів з деформування при підвищеній температурі зразків із даного матеріалу.

Відповідно функцію повзучості в загальному вигляді в залежності від температури матеріалу, починаючи з температури  $550^\circ\text{C}$  і вище, можна апроксимувати типовою залежністю:

$$\Omega(\sigma_i, T) = A \cdot \sigma_i^n \cdot \exp\left(\frac{G}{T + 273}\right), \quad (13)$$

де  $A, G, n$  – константи, пов'язані з властивостями матеріалу.

Представлена модель повзучості при підвищених температурах є досить загальною та дозволяє простежити деформаційні процеси при термообробці не тільки під час витримки, але й під час нагріву та охолодження при температурі, наприклад, для сталей  $550^\circ\text{C}$  і вище. Ця модель може бути ефективною при моделюванні процесів релаксації залишкових напружень при локальній термообробці зварних конструкцій або у випадку пічної термообробки за короткий час витримки, коли за об'ємом зварної конструкції або вузла не забезпечується рівномірне прогрівання до заданої температури витримки.

Приріст тензора деформації  $\Delta\varepsilon_{ij}$  у діапазоні часу від  $(t - \Delta t)$  до  $t$ , де  $\Delta t$  – крок відстеження, який є досить малим:

$$\begin{aligned} \Delta\varepsilon_{ij} &= \psi(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma) + \delta_{ij}(K\sigma + \varphi) - b_{ij}, \quad (i, j = x, y, z) \\ \psi &= \frac{1}{2G} + \Delta\lambda + \Delta t \Omega(T, \sigma_{eq}), \\ b_{ij} &= \left[ \frac{\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma}{2G} + \delta_{ij}(K\sigma) \right]_{t-\Delta t} - \delta_{ij}\Delta\varphi \end{aligned} \quad (14)$$

де  $\sigma_{ij}$  – тензор напружень;  $\sigma$  – середній тиск;  $\sigma_e$  – еквівалентні напруження;  $\delta_{ij}$  – одиничний тензор; модуль об'ємного стиснення  $K = \frac{1-2\nu}{E}$ ; модуль зсуву  $G = \frac{E}{2(1+\nu)}$ ;  $E$  – модуль Юнга;  $\nu$  – коефі-

ціент Пуассона;  $\Delta\lambda$  – скалярна функція;  $\Omega(T, \sigma_{eq})$  – функція повзучості.

Рівняння зв'язку (14) містить функцію  $\psi$ , що визначається умовою пластичної течії (11) та розвитком деформацій повзучості (12). Ця функція істотно залежить від вихідного рішення для моменту  $t$  та її визначення вимагає певних підходів. Найпростіші підходи ґрунтуються на використанні рішення для моменту  $(t - \Delta t)$ . За рахунок зменшення кроку  $\Delta t$  можна помітно знизити похибки, пов'язані з ризиком отримання неприпустимих станів (11). Проте при зварювальному нагріванні такий ризик дуже суттєвий, тому більш поширеними є підходи, засновані на побудові відповідних ітераційних процесів розкриття фізичної нелінійності, пов'язаної з  $\Delta\lambda$  і  $\Omega(T, \sigma_{eq})$ .

Добре апробований практикою наступний ітераційний процес:

$$\psi^{(n+1)} = \left[ \frac{1}{2G} + \Delta t \Omega(T, \sigma_{eq}^{(n-1)}) \right] (1-p) + p\psi^{(n)},$$

якщо  $\sigma_{eq}^{(n)} - \sigma_s(T, \sigma_{eq}^{(n)}) < -m$ ;

$$\psi^{(n+1)} = \psi^{(n)}, \text{ якщо } -m < \sigma_i^{(n)} - \sigma_s(T, \sigma_{eq}^{(n)}) < m; \quad (15)$$

$$\psi^{(n+1)} = \psi^{(n)} \cdot \frac{\sigma_{eq}^{(n)}}{\sigma_s(T, \sigma_{eq}^{(n)})}, \text{ якщо } \sigma_{eq}^{(n)} - \sigma_s(T, \sigma_{eq}^{(n)}) > m.$$

Процес (15) закінчується, якщо:

$$\left| \frac{\psi^{(n+1)}}{\psi^{(n)}} - 1 \right| < \delta, \quad (16)$$

де  $n, n+1$  – номери ітерацій,  $0 \leq p < 1, m \ll \sigma_s(T, \sigma_{eq}^{(n)})$ ,  $\delta \leq 1$  – параметри ітераційного процесу.

Після процедури лінеаризації структура рівняння зв'язку (14) формально відповідає рівнянню нерозривності теорії пружності зі змінними параметрами пружності ( $\psi$  замість  $1/2G$ ), і додатковими деформаціями  $b_{ij}$ , значення яких відоме згідно з рішенням на попередньому кроці стеження  $(t - \Delta t)$  і полем температури в моменти  $t$  і  $(t - \Delta t)$ .

Оскільки в більшості типових випадків зварювання та експлуатації трубопровідних елементів і посудин тиску розподіл полів напружень і деформацій характеризується незначною зміною в окружному напрямку (вздовж лінії зварного з'єднання), з метою зниження часу чисельного дослідження та вимог до потужності обчислювальних засобів чисельні схеми у програмному коді реалізовані у двовимірній осесиметричній постановці.

Дана комп'ютерна програма забезпечена базою вхідних даних фізико-механічних властивостей типових сталей і алюмінієвих сплавів, які використовуються для виробництва трубопровідних елементів і посудин тиску, що спрощує порядок проведення розрахунків і знижує похибку результатів чисельного аналізу, зумовлену неповнотою наявної у користувача довідкової інформації. Аналогічно геометрія обробки зварного стикового з'єднання може бути визначена як з набору наявних попередньо встановлених варіантів, які

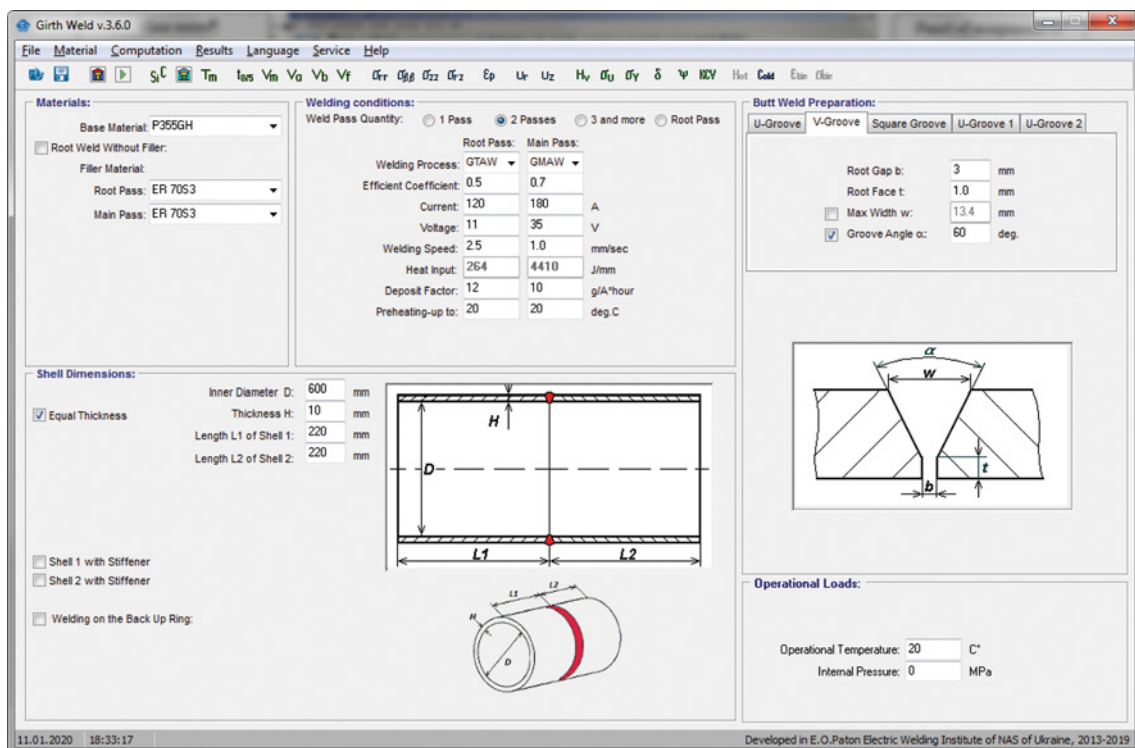


Рис. 2. Основне вікно комп'ютерної програми «Girth Weld»

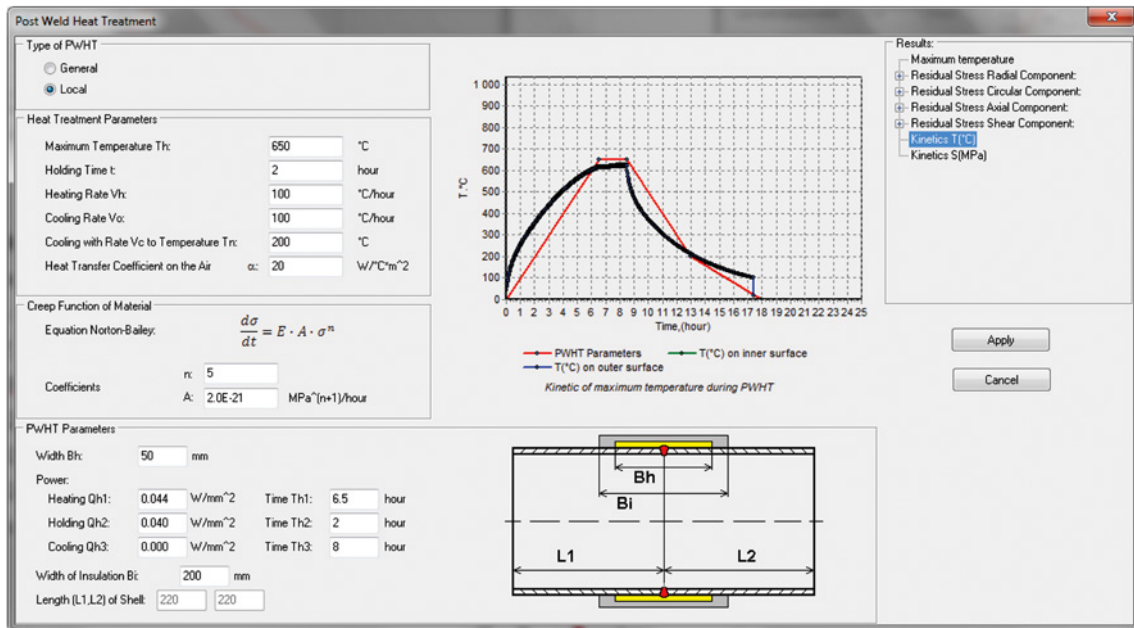


Рис. 3. Вікно моделювання післязварювальної термообробки використовуються для конструкційних елементів відповідального призначення, так і введена користувачем у разі наявності необхідної інформації щодо конкретного конструктивного рішення.

**Інтерфейс користувача.** Інтерфейс користувача програмного забезпечення призначений для інженерів зі зварювання, які не мають спеціальних знань у математичних методах. Усі завдання з розробки скінченно-елементної моделі кільцевого багатопрохідного зварного з'єднання циліндричної конструкції повністю автоматизовані. Усі розрахункові результати можна представити як у графічній, так і в табличній формі. Є можливість скопіювати інформацію з будь-якого вікна в графічний файл, буфер обміну або на принтер. Для збереження всіх вхідних даних і результатів обчислень є функція для збереження варіанту. Доступні мови інтерфейсу: англійська, російська. На рис. 2–4 наведено вигляд вікон комп'ютерної програми. Основне вікно (рис. 2) – для введення розмірів циліндричної конструкції і кільцевого зварного з'єднання, основного матеріалу та зварювального матеріалу, режимів зварювання та експлуатаційного навантаження. Також наведено вигляд вікон моделювання післязварювальної термообробки (рис. 3) і модуля для ймовірнісної оцінки допустимості тріщиноподібного дефекту в зоні кільцевого зварного з'єднання (рис. 4).

**Основні обмеження комп'ютерної програми:**

- металеві матеріали: сталі, легкі сплави, титанові та нікелеві сплави;
- розміри циліндричної конструкції:
  - діаметр  $D = 2...10000$  мм,
  - товщина стінки  $H = 1...20$  мм,  $H < D/2$ ,

- довжина  $2L = 30...2000$  мм,  $L > 30H$ ;
- оброблення кромки зварного кільцевого з'єднання одностороннє (із зовнішнього боку);
- кількість зварювальних проходів у кільцевому з'єднанні не більше 200;
- матеріал конструкції розглядається як макросуцільне ізотропне пружно-пластичне середовище, здатне до деформаційного зміцнення;
- максимальні температури при зварюванні не перевищують температури кипіння металу конструкції;
- конструкції не схильні до впливу криогенних температур під час експлуатації;

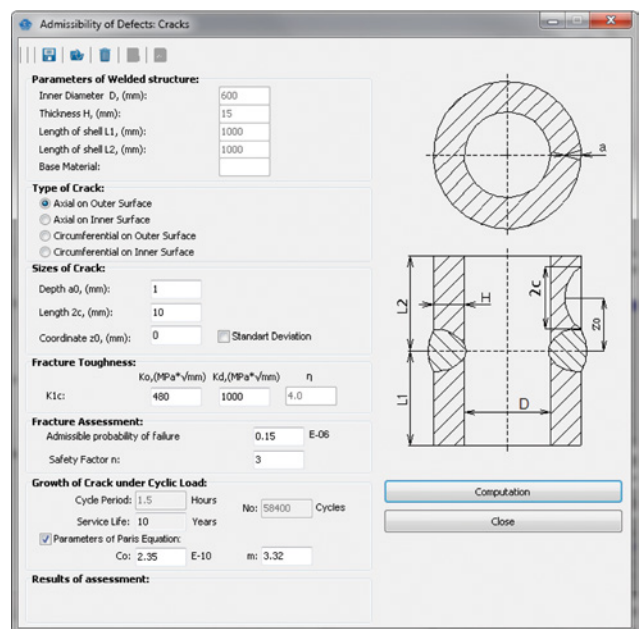


Рис. 4. Вікно модуля для ймовірнісної оцінки допустимості тріщиноподібного дефекту в зоні кільцевого зварного з'єднання

– експлуатаційні навантаження: внутрішній тиск від 0 до  $P < (0,5 \cdot \sigma_T \cdot 2H/D)$ ; наприклад, якщо  $H = 5$  мм,  $D = 400$  мм,  $\sigma_T = 170$  МПа, тоді  $P < 2,125$  МПа;

– допустимість дефектів визначається умовами статичної або квазістатичної міцності, при цьому застосування методів оцінки відповідає рамкам застосування конкретних критеріїв, що використовуються згідно з відповідними нормативними документами;

– тріщини: напівеліптичні в осьовому та окружному напрямках, на зовнішній і внутрішній поверхнях; розміри тріщин: глибина  $a_0 < H$ , довжина  $2c_0$ ,  $a/c < 0,7$ ; зростання тріщин за механізмом втоми;

– пори: діаметр  $d_0 < 1,0$  мм, глибина  $r_0$ ;  $d_0/2 < r_0 < H-d_0/2$ ;

– стоншення стінки: на зовнішній і внутрішній поверхнях; розміри стоншення: глибина  $a_0$ ;  $a_0 < H/2$ , довжина  $2s_0$ ;  $2s_0 < L/2$ ; зростання стоншень за механізмом корозії.

**Похибка, що забезпечується в області допустимих параметрів чисельного аналізу.** Адекватність розроблених моделей та їх програмної реалізації забезпечується та підтверджується як проведеними валідаційно-верифікаційними процедурами, так і досвідом успішного впровадження та використання окремих методик і програмного забезпечення в цілому при оптимізації промислових циклів зварювання кільцевих швів відповідальних конструкцій та підтвердження їх працездатності й ресурсу вітчизняними та зарубіжними підприємствами енергетичної, машинобудівної, транспортної, аерокосмічної галузей.

Як показує порівняння результатів розрахунків за допомогою комп'ютерної програми «Girth Weld» вер.3.6 з натурними експериментальними вимірами, похибка чисельного аналізу не перевищує 10...15 %.

**Верифікація результатів моделювання зварювання різнорідного кільцевого з'єднання**

**трубопроводу.** Залишкові напруження є важливими для розгляду проблем розтріскування та руйнування зварних конструкцій і можуть бути змодельовані для процесу зварювання. Розробка нових жаростійких сталей для енергетики, де часто використовуються труби, зварені круговим зварюванням, потребує вивчення впливу процесів зварювання та залишкових напружень на безпечну й надійну роботу електростанцій.

Скінченно-елементне моделювання багатопрхідного процесу зварювання SMAW (ручне зварювання електродами) проводилося для стикового зварного з'єднання труби із зовнішнім діаметром 42 мм і товщиною стінки 7 мм з 12 % Cr сталі та різнорідних матеріалів (аустенітна або перлітна сталь). Такі зварні з'єднання використовуються для труб у пароперегрівачах котла на теплоелектростанціях.

Метою математичного моделювання є прогнозування температурних полів і кінетики напружено-деформованого стану при багатопрхідному зварюванні з урахуванням мартенситного класу сталі, вибору зварювальних матеріалів, умов зварювання, температури попереднього підігріву, а також визначення залишкового напруженого стану після зварювання та можливої післязварювальної термообробки.

Після попередніх експериментів з відпрацюванням технології зварювання був обраний більш прийнятний варіант параметрів зварювання. Заповнення розділки – чотирма проходами зварювання (рис. 5). Для різнорідного зварного з'єднання (сталь 12 % Cr + аустенітна сталь 0,12C-Cr18Ni10T) обрано електроди типу E-0.11C-Cr16Ni25Mo6Mn2N діаметром 3,0 мм. Параметри зварювання: 1-й прохід  $I = 75...85$  А,  $U = 24$  В,  $V \approx 1,8$  мм/с; 2–4-й проходи  $I = 85...90$  А,  $U = 24$  В,  $V \approx 2,6$  мм/с.

Хімічний склад, механічні та термічні властивості основних матеріалів і наповнювача представлені в табл. 1, 2.

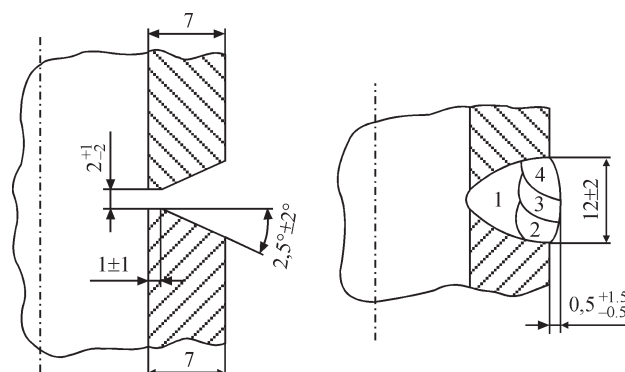


Рис. 5. Підготовка кромки одного U-типу для зварних з'єднань труб (процес зварювання SMAW) (а), передбачувана конфігурація зварного шва та розташування зварних валиків (б)

Таблиця 1. Механічні та теплофізичні властивості матеріалів різнохідного зварного з'єднання

$T, ^\circ\text{C}$	$E, \text{МПа}$	$\alpha, 10^{-6} 1/\text{K}$	$\lambda, \text{Дж}/(\text{см}\cdot\text{с}\cdot^\circ\text{C})$	$c, \text{Дж}/(\text{см}^3\cdot^\circ\text{C})$
Сталь мартенситна 12 % Cr				
20	215404	12,1	0,18	3,53
100	211697	12,1	0,19	3,75
200	205591	12,4	0,20	4,02
300	197750	12,8	0,22	4,32
400	188169	13,1	0,23	4,68
500	177028	13,5	0,24	5,15
600	164580	13,9	0,25	6,09
700	154030	13,0	0,27	6,00
800	131900	12,1	0,29	5,20
900	120604	11,1	0,31	4,64
1000	111687	12,5	0,32	4,75
1100	102607	13,6	0,33	4,90
1400	34172	17,5	0,36	9,50
1500	0	24,1	0,35	5,64
Сталь аустенітна 0,12C-Cr18Ni10T				
20	196531	19	0,146	3,54
100	191369	19	0,156	3,70
200	184280	19	0,168	3,86
300	176922	20	0,180	3,99
400	169296	20	0,193	4,11
500	161416	20	0,205	4,24
600	153303	20	0,218	8,32
700	141463	21	0,236	4,73
800	133320	21	0,249	4,56
900	125217	21	0,262	4,77
1000	116988	22	0,275	4,80
1100	108545	22	0,288	4,96
1200	99881	22	0,301	5,13
1300	88793	23	0,316	5,87
1400	2102	26	0,319	27,00
1500	0	30	0,319	5,64
Зварювальний матеріал E-0.11C-Cr16Ni25Mo6Mn2N (аустенітний)				
20	203437	18	0,119	3,58
100	198385	18	0,130	3,73
200	191493	18	0,145	3,87
300	184422	18	0,160	3,99
400	177172	19	0,175	4,10
500	169742	19	0,190	4,21
600	162130	19	0,205	4,41
700	153178	19	0,220	4,57
800	144799	20	0,235	4,84
900	135985	20	0,249	5,05
1000	126625	21	0,263	5,32
1100	117816	21	0,277	4,88
1200	109326	21	0,292	4,99
1300	100669	21	0,307	5,10
1400	74695	22	0,320	11,56
1500	0	28	0,319	5,74

Враховуючи мартенситний клас високохромистої (12 %) сталі, прийнято наступні умови фазового перетворення мікроструктури ЗТВ:  
якщо  $T > A_c$ , тоді  $V_a = 1,0$ ,  $V_m = 0$

$$\text{якщо } T < A_c \text{ та } \left( \frac{\partial T}{\partial t} < 0 \right), \text{ тоді } V_j = V_j(T, t), j = a, m$$

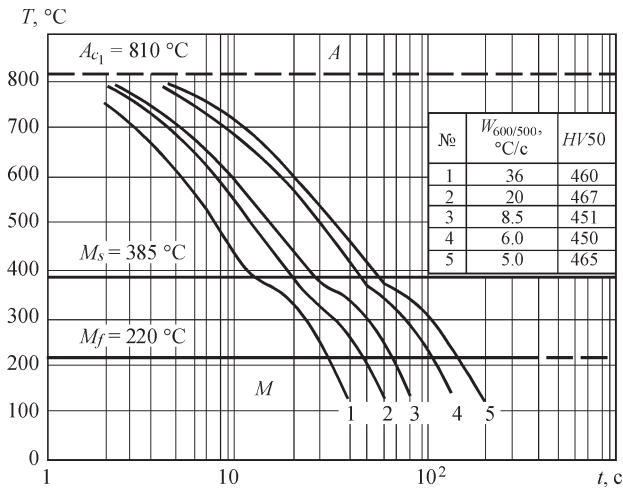


Рис. 6. Термокінетична діаграма розпаду аустеніту для сталі X10CrMoVNb91 [4]

$$V_m(T) = 1 - \exp\left(3 \frac{T_s^{(m)} - T}{T_s^{(m)} - T_e^{(m)}}\right); \quad (17)$$

$$V_a(T) = 1 - V_m(T), \quad \sum_j V_j(t) \equiv 1;$$

де  $j = a$  відповідає аустеніту,  $j = m$  – мартенситу,  $V_j(T, t)$  – визначається за термокінетичною діаграмою розпаду аустеніту сталі з відповідним хімічним складом. Приклад такої діаграми наведено на рис. 6 для сталі X10CrMoVNb91 [4].

Порівняння результатів чисельних розрахунків за моделями 2D і 3D для чотирипрохідного стикового зварювання труб із різномірних матеріалів (12 % Cr сталь + аустенітна сталь 0,12C-Cr18Ni10T) показує задовільний збіг.

Результати за 2D і 3D моделями на рис. 9 показують досить близькі розподіли максимальних температур при зварюванні всіх чотирьох про-

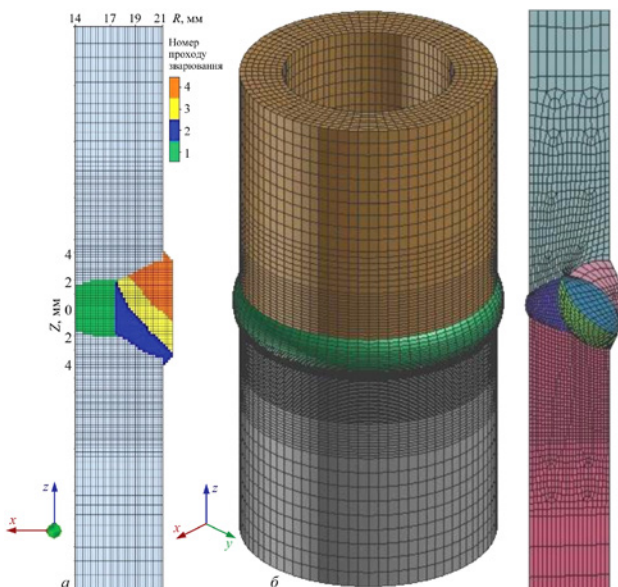


Рис. 8. Скінченно-елементна сітка 2D (а) і 3D (б) моделі кільцевого стикового зварного з'єднання труби

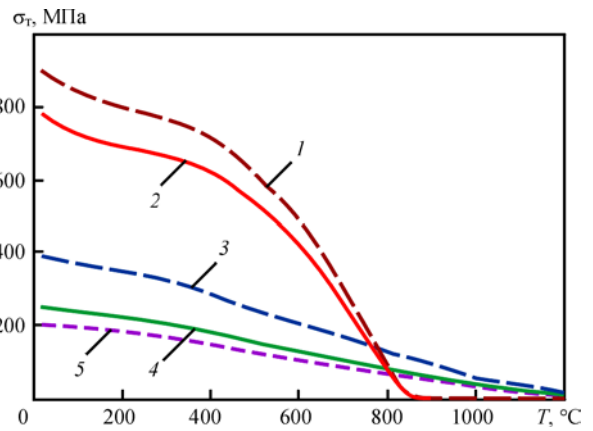


Рис. 7. Залежність границі текучості від температури та стану мікроструктури: 1 –  $V_m = 1,0$  мартенсит Thermanit MTS616; 2 –  $V_m = 1,0$  мартенсит сталі 12 % Cr; 3 –  $V_a = 1,0$  аустеніт сталі 12 % Cr; 4 – аустенітний наповнювач E-0,11C-Cr16Ni25Mo6Mn2N; 5 – аустенітний основний матеріал 0,12C-Cr18Ni10T

дів. На діаграмах червоний колір відповідає формі зони плавлення, розмір ЗТВ обмежений ізотермою 800...850 °C і досягає приблизно 1,5...2,5 мм, відстань проплавлення металу шва в основний матеріал становить приблизно 1 мм. Розплавлені зони, відстань проплавлення зварного шва та діапазон температур у ЗТВ відповідають загальним тепловим очікуванням.

На рис. 10 наведено розрахункові розподіли зварювальних залишкових напружень (окружна складова). У зоні розплаву, де присадний матеріал має аустенітну мікроструктуру, виникають високі напруження розтягу до 450 МПа. Поруч із зоною плавлення в ЗТВ основного матеріалу сталі 12 % Cr (нижня частина труби на рис. 10) через мартенситне перетворення з'являються локальні високі напруження стиснення до -350 МПа, а також локальні напруження розтягу до 180...300 МПа за 2D аналізом і до 50 МПа за 3D аналізом, які врівноважують напруження стиснення. Ширина зони кільцевих залишкових напружень розтягу в трубі досить мала (приблизно 2 мм). Далі на периферії труби зі сталі 12 % Cr виникають стискаючі напруження до -640 МПа на внутрішній поверхні та розтягуювальні напруження до 180 МПа – на зовнішній поверхні. На рис. 11 показано залишкові кільцеві напруження по товщині зварного з'єднання 2D моделі та у різних перерізах за кутовою координатою від місця початку-закінчення зварювання 3D моделі (0, 90, 180, 270 °). Одна крива напружень значно відрізняється від іншої через ефект початку та кінця зварювання в 3D моделі. Кільцеві напруження, визначені двовимірною моделлю, близькі до результатів тривимірної моделі.

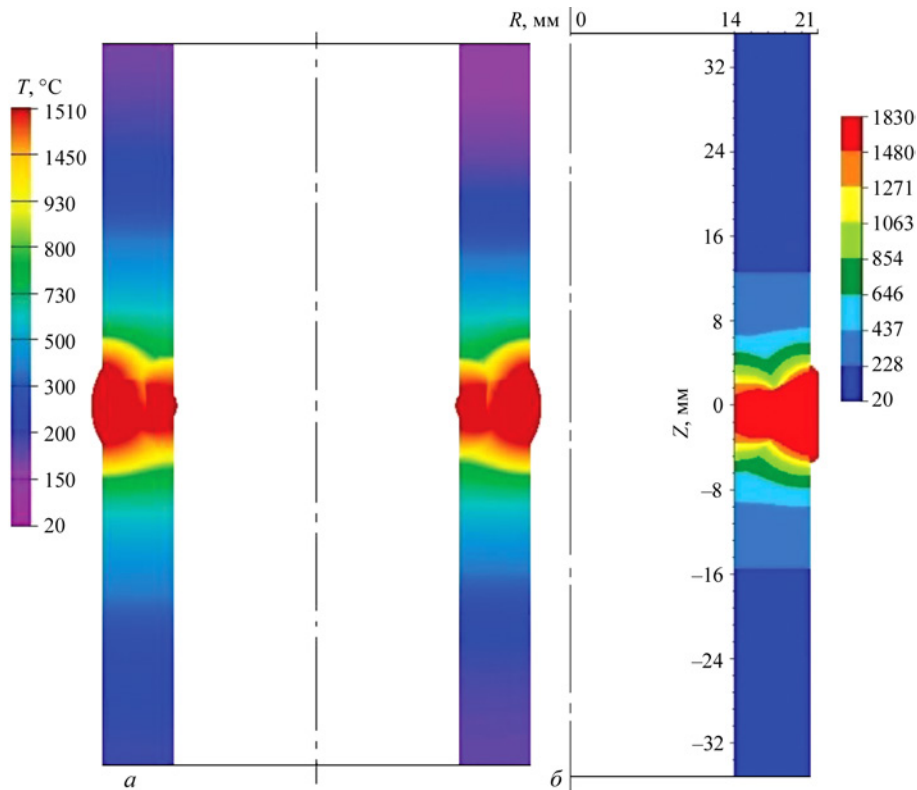


Рис. 9. Порівняння розрахункових розподілів максимальної температури та зон розплавлення (червоний колір) у поперечному перерізі кільцевого зварного з'єднання труби: *a* – 3D модель; *б* – 2D модель «Girth Weld»

Результати розподілу зварювальних залишкових напружень для осової компоненти на рис. 12, 13 за 2D і 3D моделями також добре збігаються. Мартенситна структура сталі 12 % Cr викликає зміну маючих традиційний вигляд залишкових осових напружень розтягу на внутрішній поверхні на напруження стиснення до  $-400$  МПа і, від-

повідно, напруження стиснення на зовнішній поверхні – на напруження розтягу до  $400$  МПа. Цей ефект може бути позитивним для труб з корозійним середовищем з внутрішньої сторони.

Незважаючи на незначну різницю розподілу залишкових напружень, визначених 3D моделлю в різних поперечних перерізах труби за кутвою

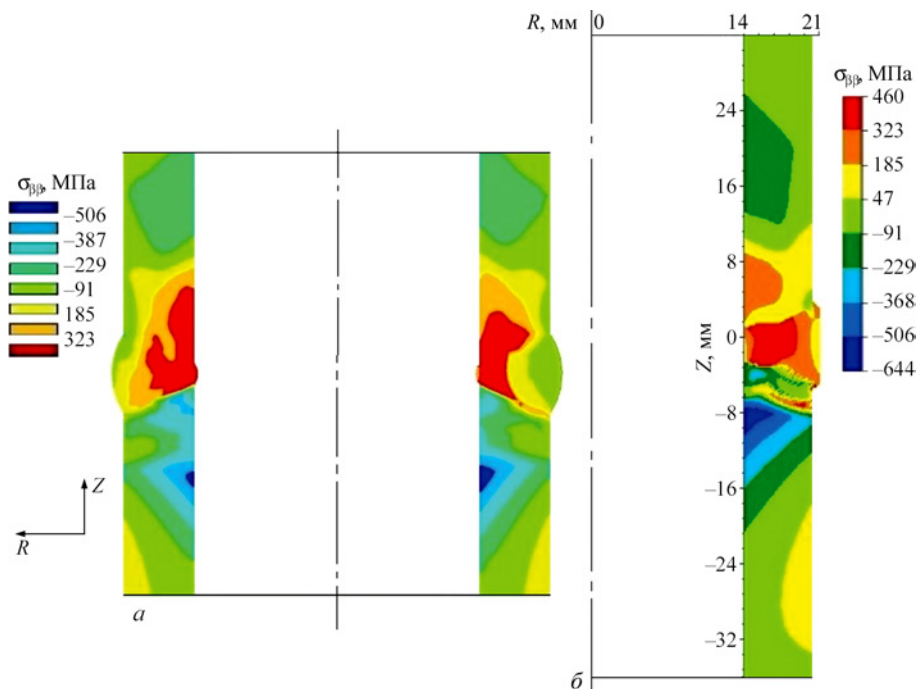


Рис. 10. Порівняння чисельно розрахованих розподілів зварювальних залишкових напружень (окружна компонента): *a* – 3D модель; *б* – 2D модель «Girth Weld»

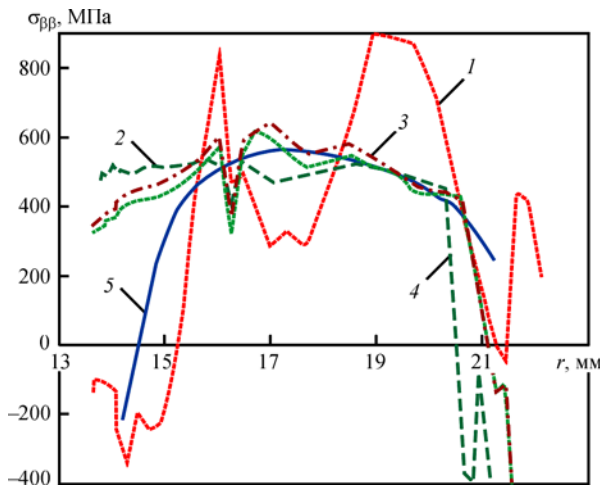


Рис. 11. Залишкові кільцеві напруження по товщині зварного з'єднання 2D моделі та у різних перерізах за кутовою координатою від місця початку-закінчення зварювання 3D моделі (1 – 0°, 2 – 90°, 3 – 180°, 4 – 270°)

координатою, прийнято хорошу узгодженість з 2D моделлю. Таким чином, 2D модель кільцевого з'єднання можна використовувати для моделювання розподілів максимальних температур, мікроструктурного фазового складу, механічних властивостей, залишкових напружень і деформацій при багатопрхідному зварюванні стикового з'єднання трубопроводів і циліндричних оболонок (посудин).

**Валідація результатів моделювання багатопрхідного зварювання кільцевого з'єднання трубопроводу.** Розрахунки за допомогою комп'ютерної програми «Girth Weld» дозволили отримати

повну інформацію щодо розподілу зварювальних напружень по всьому об'єму зварного з'єднання головного циркуляційного трубопроводу Ду850 для реакторів типу ВВЕР-1000. Для валідації результатів розрахунку використовувались дані експериментальних вимірювань, які були виконані на зразку-макеті зварного з'єднання елементів ГЦТ Ду850 на доступних поверхнях зварних елементів після проведення термообробки за режимом високого відпустку з метою порівняння з розрахунковими даними.

В основу розрахункової методики покладено послідовне простеження розвитку температурних полів, напружень і деформацій при послідовному заповненні оброблення зварного шва окремими валиками (рис. 14). Для кожного проходу на основі експериментальних даних щодо параметрів режиму дугового зварювання неплавким електродом у середовищі аргону визначалися розміри зони проплавлення й зони термічного впливу основного матеріалу (сталь 10ГН2МФАА). За розмірами зони проплавлення та хімічним складом присадного металу (дріт Св-08Г1НМА) визначався хімічний склад зон проплавлення кожного валика.

Для моделювання мікроструктурних фазових перетворень у ЗТВ низьколегованих сталей під час зварювання або наплавлення застосовувався підхід, заснований на використанні параметричних (регресійних) рівнянь, отриманих в ІЕЗ ім. Є.О. Патона [5].

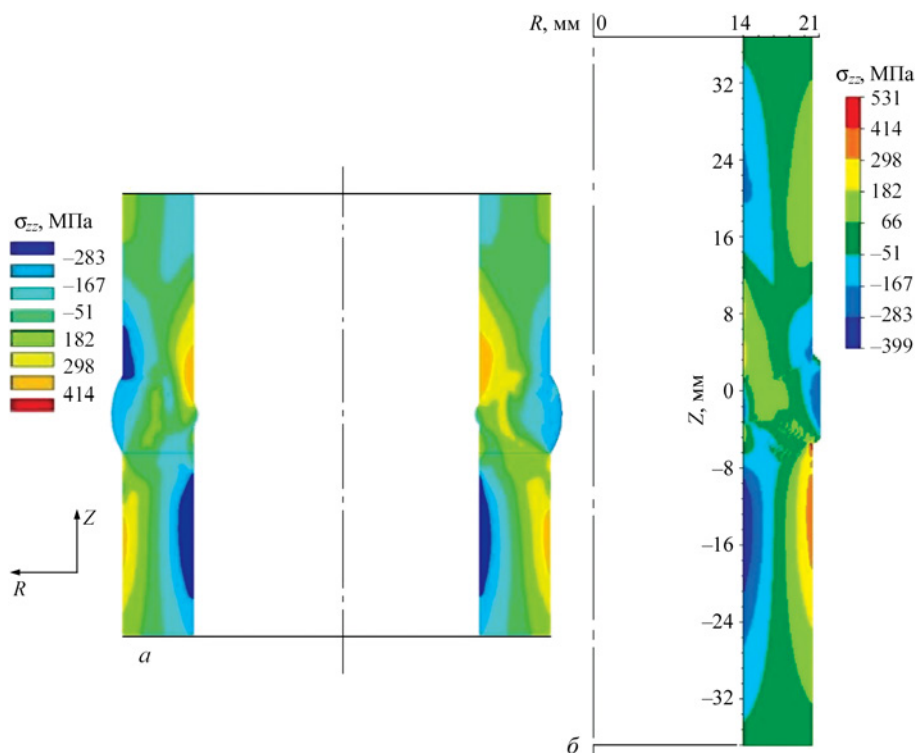


Рис. 12. Порівняння чисельно розрахованих розподілів зварювальних залишкових напружень (осьова компонента): а – 3D модель; б – 2D модель «Girth Weld»

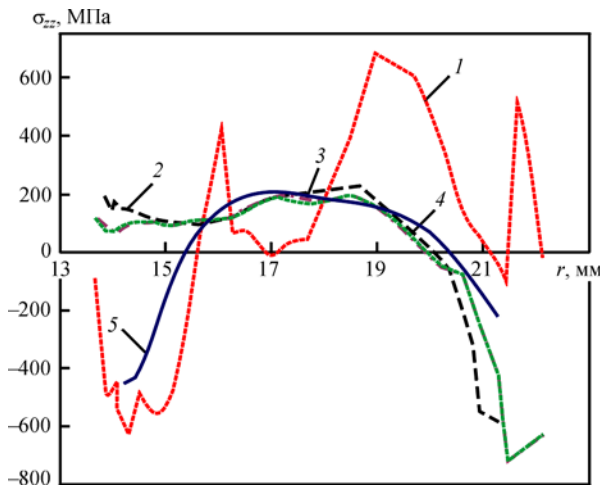


Рис. 13. Залишкові осьові напруження по товщині зварного з'єднання 2D моделі та у різних перерізах за кутовою координатою від місця початку–закінчення зварювання 3D моделі (1 – 0°, 2 – 90°, 3 – 180°, 4 – 270°)

Згідно з кінетикою мікроструктурних перетворень у металі шва і ЗТВ визначали об'ємні ефекти у відповідні моменти часу  $t$  при температурі  $T$ . Для сталі 10ГН2МФАА використовували для визначення  $\gamma$  залежності (8).

Величина границі текучості  $\sigma_T(T)$  матеріалу скінченного елемента (об'єму) при температурі  $T$  з урахуванням мікроструктурних перетворень визначалась згідно з рівнянням (9). Коефіцієнти функції повзучості для основного матеріалу зварного з'єднання (сталі 10ГН2МФА) були визначені в [1] на основі обробки експериментальних даних:  $n = 5$ ,  $A = 8,46 \cdot 10^{17} \text{ МПа}^{-(n+1)} \cdot \text{год}^{-1}$ ,  $G = -66394 \text{ }^\circ\text{C}$ .

На рис. 15 наведено розрахункові дані щодо розподілу залишкових напружень, окружної та осьової компоненти в зоні зварного кільцевого з'єднання ГЦТ ДУ850 після зварювання та проведення термообробки за режимом високого відпустку.

Експериментальні вимірювання залишкових напружень проводилися на завареному та термообробленому зразку-макеті зварного з'єднання. Вимірювання проводилися на поверхнях, тобто в

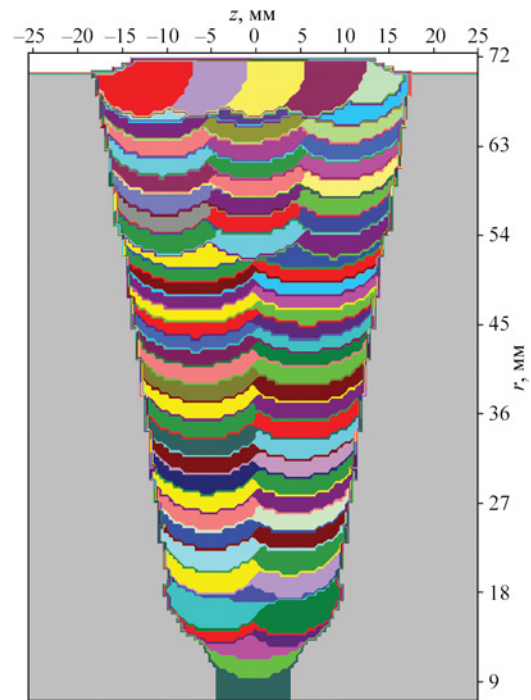


Рис. 14. Результати розрахункового моделювання заповнення обробки стику зварного з'єднання елементів ГЦТ ДУ850

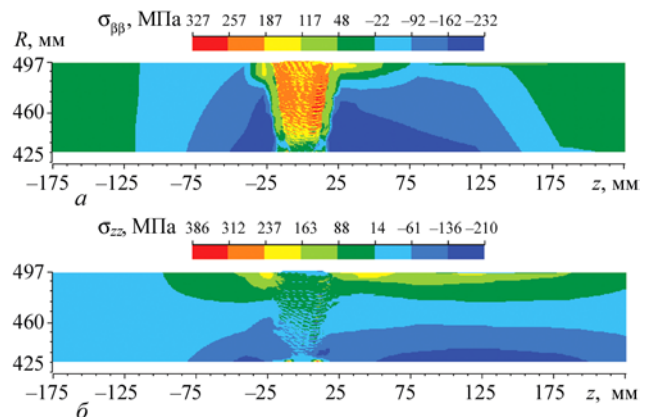


Рис. 15. Розрахункові дані щодо розподілу залишкових напружень в зоні зварного кільцевого з'єднання ГЦТ ДУ850 після проведення термообробки за режимом високого відпустку: а – окружна компонента; б – осьова компонента

місцях, доступних для встановлення тензодатчиків і подальшого свердління отворів для реалізації відомого методу Матара. Вимірювання було ви-

Таблиця 2. Режими зварювання при заповненні обробки кромок стикового зварного з'єднання дротом  $\varnothing 0,9 \text{ мм}$

Порядок заповнення обробки	Зварювальні параметри					
	$I$ , А імпульс/пауза	$U_d$ , В	$V_{зв}$ , мм/хв	Подача дроту, $V_{под}$ , мм/хв, імпульс/пауза	Час, мкс імпульс/пауза	Витрати аргону, л/хв
Перший кореневий прохід (1)	150/120	9,5	80	880/360	100/100	20...25
Шар розгладжування (2)	160/90	10	86	–	100/100	20...25
Третій кореневий прохід (3)	220/130	11,5	91	2000/1000	225/275	20...25
Четвертий кореневий прохід (4)	250/150	11,5	89	2600/1300	225/275	20...25
Проміжний шар заповнення (5–8)	300/180	11,5	89	3400/1620	225/275	20...25
Шар основного заповнення (9–104)	340/200	12	110	3200/1620	225/275	20...25
Шар підсилення шва (105–112)	260/110	11,5	80,3	1520/1000	175/325	20...25

Таблиця 3. Механічні та теплофізичні властивості сталі 10ГН2МФА у залежності від температури [1]

$T, ^\circ\text{C}$	$E \cdot 10^{-5}, \text{МПа}$	$\sigma_f(T), \text{МПа}$	$\lambda, \text{Дж}/(\text{см} \cdot \text{с} \cdot ^\circ\text{C})$	$c\gamma, \text{Дж}/(\text{см}^3 \cdot ^\circ\text{C})$	$\nu$	$\alpha, 1/^\circ\text{C}$
100	2,01	488	0,375	3,88	0,25	1,14
200	1,96	466	0,370	3,98	0,25	1,18
300	1,90	443	0,360	4,21	0,25	1,22
350	1,87	415	0,355	4,44	0,25	1,25
400	1,85	380	0,350	4,76	0,25	1,30
500	1,78	355	0,337	5,10	0,25	1,34
600	1,70	300	0,320	5,80	0,25	1,39
700	1,60	200	0,305	7,35	0,25	1,42
800	1,50	60	0,285	8,10	0,25	1,47
900	1,35	40	0,280	5,60	0,25	1,52
1000	1,15	20	0,275	5,00	0,25	1,65
1100	1,00	20	0,270	4,90	0,25	1,70
1200	1,00	20	0,267	4,90	0,25	1,62

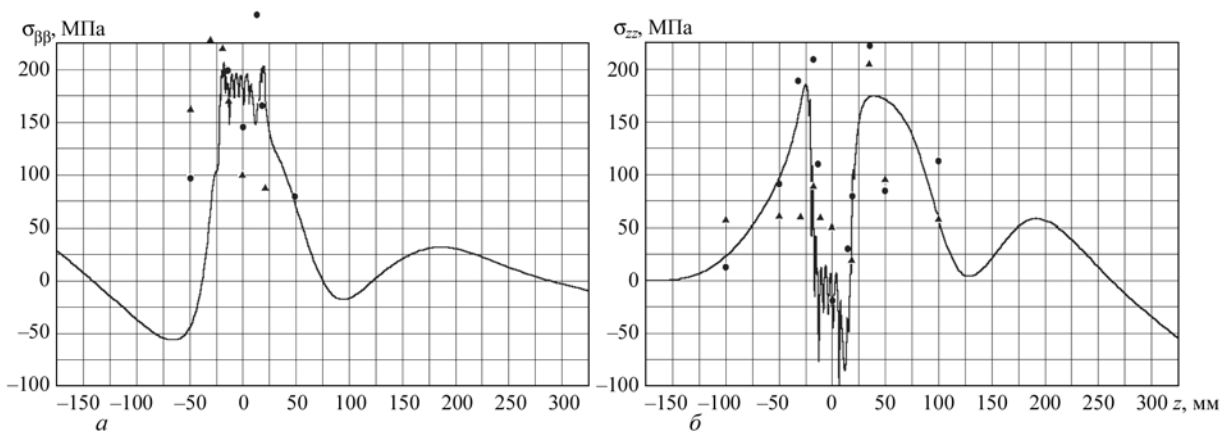


Рис. 16. Співставлення розрахункових та експериментальних даних щодо розподілу залишкових напружень на зовнішній поверхні зварного з'єднання ГЦТ ДУ850 [1]: а – окружна компонента; б – осьова компонента

конано у 24 місяцях. На рис. 16 показано співставлення розрахункових та експериментальних даних щодо розподілу залишкових напружень на зовнішній поверхні ГЦТ ДУ850, яке підтвердило досить високу точність розрахункової методики визначення залишкових зварювальних напружень.

**Висновки**

Комп'ютерна програма «Girth Weld» дозволяє для типових випадків зварних кільцевих з'єднань трубопроводів і посудин тиску розрахунковим шляхом отримувати інформацію щодо механічних властивостей металу зварного шва та ЗТВ, залишкових напружень і деформацій, визначати перерозподіл напружено-деформованого стану в результаті термічної обробки, впливу експлуатаційних і випробувальних навантажень, прогнозувати працездатність і ресурс зварних конструкцій з дефектами несучільності, які виявлені в результаті неруйнівного контролю або постулюються.

Комп'ютерна програма орієнтована для інженерного та наукового застосування й не вимагає від користувача спеціальної підготовки в галузі розрахункових методів за рахунок повної автома-

тизації процесів створення математичної моделі, розбиття області на скінченні елементи, пошуку рішення та візуалізації результатів.

При цьому програма забезпечує високу точність прогнозних результатів при обмежених вимогах до комп'ютерних і часових ресурсів за рахунок застосування сучасних підходів моделювання фізико-хімічних процесів при зварюванні та економічних алгоритмів вирішення нелінійних завдань і систем диференціальних рівнянь високого порядку.

Проведено розрахунки за двома тестовими завданнями, що мають практичний інтерес і відображають основні заявлені можливості комп'ютерної програми «Girth Weld». Результати верифікації свідчать про те, що реалізовані в програмі фізичні моделі та процеси є коректними, відповідають прийнятим сучасним походам опису фізико-хімічних процесів при зварювальному нагріванні, механіки тіла, що деформується, й механіки руйнування. Виходячи із задовільного збігу розрахункових результатів з даними експериментальних вимірювань на тестовому зразку (зварне кільцеве з'єднання трубопроводу Ду850 першого контуру реакто-

ра ВВЕР-1000 із перлітної сталі типу 10ГН2МФА), комп'ютерна програма «Girth Weld» пройшла валідацію та може використовуватися для моделювання механічних властивостей і напружено-деформованого стану в зоні стикових кільцевих зварних з'єднань трубопроводів і посудин тиску.

### Список літератури

1. Махненко В.И. (2006) *Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций*. Київ, Наук. думка.
2. Makhnenko, V.I., Velikoivanenko, E.A., Pochinok, V.E., Makhnenko, O.V., Rozyuka, G.Ph., Pivtorak, N.I. (1999) Numerical methods for the predictions of welding stresses and distortions. *Welding and Surfacing Reviews*, 13(1), 1–146.
3. Юрьев С.Ф. (1950) *Удельные объемы фаз в мартенситном превращении аустенита*. М., Металлургиздат.
4. Mannesmann. CCT diagram for steel X10CrMoVNb91. — Data Sheet 435 R, material 1/4903. — February 1996 Edition.
5. Касаткин О.Г., Зайффарт П. (2002) Расчетные модели для оценки механических свойств металла ЗТВ при сварке низколегированных сталей. *Сборник трудов международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах»*. Киев, сс. 103–106.

6. Беломытцев М.Ю., Моляров В.Г. (1994) Исследование структуры и построение термокинетической диаграммы распада аустенита стали 10ГН2МФА. *Известия высших заведений. Черная металлургия*, 3, 47–49.

### References

1. Makhnenko, V.I. (2006) *Resource of safe operation of welded joints and units of modern structures*. Kyiv, Naukova dumka [in Russian].
2. Makhnenko, V.I., Velikoivanenko, E.A., Pochinok, V.E., Makhnenko, O.V., Rozyuka, G.Ph., Pivtorak, N.I. (1999) Numerical methods for the predictions of welding stresses and distortions. *Welding and Surfacing Reviews*, 13(1), 1–146.
3. Yuryev, S.F. (1950) *Specific volumes of phases in the martensitic transformation of austenite*. Moscow, Metallurgizdat [in Russian].
4. Mannesmann. CCT diagram for steel X10CrMoVNb91. — Data Sheet 435 R, material 1/4903. — February 1996 Edition.
5. Kasatkin, O.G., Zeiffarth, P. (1001) Calculation models for evaluation of mechanical properties of HAZ metal in welding of low-alloy steels. In: *Collection of works of the international conference «Mathematical modeling and information technologies in welding and related processes»*. Kyiv, pp. 103–106 [in Russian].
6. Belomytsev, M.Yu., Molyarov, V.G. (1994) Study of the structure and construction of the thermokinetic diagram of the decomposition of austenite in 10GN2MFA steel. *Izvestiya vysshikh zavedenyi. Chernaia metallurhiya*, 3, 47–49 [in Russian].

## COMPUTER PROGRAM FOR STRESS-STRAIN STATE MODELING CIRCUMFERENTIAL WELDED JOINT

L.M. Lobanov, O.V. Makhnenko, O.S. Milenin, O.A. Velykoivanenko, G.P. Rozyuka, N.R. Basystuk, G.Yu. Saprykina

E.O. Paton Electric Welding Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine, 11, Kazymyr Malevych St., Kyiv, 03150, Ukraine. E-mail: makhnenko@paton.kiev.ua

The «Girth Weld» computer program enables computational analysis of mechanical properties in circumferential welded joints (girth welds) of pipelines and pressure vessels, including: weld metal and heat-affected zone (HAZ) properties, residual stresses and deformations, stress-strain state redistribution under post-weld heat treatment, operational loads, or pressure testing, structural integrity assessment and service life prediction for welds with discontinuities (detected by non-destructive testing or postulated). The program requires no specialized skills in computational methods, automating key processes such as parametric modeling of multi-pass girth welds, finite element mesh generation, solver execution and results visualization. Despite minimal hardware and time requirements, «Girth Weld» ensures high accuracy through advanced modeling of welding physico-chemical processes, efficient algorithms for nonlinear problems, optimized solutions for high-order differential equations. 6 Ref., 3 Tabl., 16 Fig.

*Keywords: multi-pass welding, girth welded joint, computer program, mathematical modeling, finite element method, mechanical properties, residual stresses, deformations, post weld heat treatment, operational loads, defect acceptability*

### ORCID

Лобанов Л.М. – <https://orcid.org/0000-0001-9296-2335>, Махненко О.В. – <https://orcid.org/0000-0002-8583-0163>, Міленін О.С. – <https://orcid.org/0000-0002-9465-7710>, Великоіваненко О.А. – <https://orcid.org/0009-0007-3704-2000>, Розинка Г.П. – <https://orcid.org/0009-0009-1750-7266>, Саприкіна Г.Ю. – <https://orcid.org/0000-0003-1534-7253>

### КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

### АВТОР ДЛЯ ЛІСТУВАННЯ

О.В. Махненко

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: makhnenko@paton.kiev.ua

### РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

Л.М. Лобанов, О.В. Махненко, О.С. Міленін, О.А. Великоіваненко, Г.П. Розинка, Н.Р. Басистюк, Г.Ю. Саприкіна (2026) Комп'ютерна програма для моделювання напружено-деформованого стану кільцевого зварного з'єднання. *Автоматичне зварювання*, 02, 3–16. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.02.01>

### ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

Отримано 22.05.2025

Отримано у переглянутому вигляді 24.11.2025

Підписано до друку 10.04.2026

Оприлюднено 11.04.2026

# ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ АДИТИВНОГО ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОГО ПРОЦЕСУ НА ВЛАСТИВОСТІ ТОНКОСТІННИХ ВИРОБІВ ЗІ СПЛАВУ ВТ6

В.А. Матвійчук, В.М. Нестеренков, М.О. Сисосв

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: vl.matviichuk@gmail.com

Об'єктом дослідження є процес формування структури та механічних властивостей тонкостінних виробів, виготовлених за адитивною електронно-променевою технологією (ЕВМ) з порошку титанового сплаву ВТ6 системи легування Тi–6Al–4V. Сплав широко застосовується в промисловості завдяки високій зварюваності, міцності та втомній стійкості. Як сировину задіяли сферичний порошок титанового сплаву ВТ6 з розміром частинок 40...160 мкм, отриманий методом роторного плазмового розпилення. У програмі Materialise Magics створили комп'ютерну модель, за якою надрукували 36 зразків зі швидкостями переміщення променя в діапазоні 500...6000 мм/с. Встановлено, що швидкість переміщення променя 500 мм/с у поєднанні з густиною енергії 40 Дж/мм<sup>3</sup> забезпечує повне проплавлення порошкового шару, стабільне формоутворення та контрольовані теплові умови. Це сприяє утворенню збалансованої (α+β)-мікроструктури з голчастою морфологією α-фази з товщиною α-пластин 0,5...1,5 мкм. Об'ємна частка α-Ti становить 90 ± 3 %, β-Ti – 10 ± 3 %. Рівень мікротвердості зразків складає  $HV_{0,1} = 3,5 \pm 0,7$  ГПа. Отримані результати демонструють, що поєднання високоякісного порошкового матеріалу та раціонального режиму друку забезпечує високу відтворюваність процесу, структурну стабільність і придатність технології для виготовлення тонкостінних виробів. Бібліогр. 15, табл. 4, рис. 6.

*Ключові слова:* адитивна технологія, електронний промінь, титановий сплав ВТ6, Тi–6Al–4V, тонкостінні вироби, технологічні параметри, мікроструктура, хімічний склад, мікротвердість

**Вступ.** Традиційні методи обробки металів часто обмежені в можливості виготовлення виробів зі складною конфігурацією. Це зумовлює активний розвиток адитивних технологій, які дають змогу виготовляти деталі складної форми з прогнозованими властивостями [1].

Тематика досліджень процесів адитивного виробництва є актуальною для сучасного матеріалознавства, виробничих технологій та машинобудування. Її наукове значення зумовлене сукупністю фундаментальних і прикладних викликів, які досі залишаються недостатньо вирішеними. Промисловість постійно потребує нових рішень для виготовлення легких, міцних і термостійких конструкцій. Особливо це стосується компонентів зі сплавів титану, які працюють в умовах високих температур, змінних навантажень і агресивного середовища [2]. Титановий сплав ВТ6 системи легування Тi–6Al–4V є одним із найпоширеніших у промисловості завдяки поєднанню високої міцності, термо- та корозійної стійкості [3]. Такі властивості забезпечують його широке використання в авіаційній, енергетичній та медичній галузях.

У сфері адитивного виробництва спостерігається інтенсивний розвиток технологій, що реалізуються на основі дротової подачі матеріалу – Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM), Wire-based Directed

Energy Deposition (wire-DED), Laser Metal Deposition (LMD), а також порошкових методів – Selective Laser Melting (SLM), Electron Beam Melting (EBM) [4]. У [5] досліджено тонкостінні зразки зі сплаву Тi–6Al–4V, які виготовлені методом wire-DED. Цей метод вирізняється обмеженою роздільною здатністю, що ускладнює його застосування для виготовлення тонкостінних виробів зі складною формою. Як зазначено в [6], технологія wire-DED має нижчу точність формоутворення порівняно з порошковими методами, такими як SLM та EBM. Зазначені технології як джерело енергії використовують лазерний або електронний промінь, що забезпечує стабільне плавлення порошку та точну геометрію виробу. У [7] порівнюються механічні, мікроструктурні та електрохімічні властивості зразків зі сплаву Тi–6Al–4V, які виготовлені за технологіями EBM та SLM. Показано, що EBM забезпечує вищу міцність, рівномірне видовження, сприятливішу мікроструктуру, стабільний температурний режим і роботу у середовищі високого вакууму, що особливо важливо для хімічно активних титанових сплавів [3]. Водночас порівняльний характер дослідження не дозволив визначити параметри друку для конкретних типів виробів. Низка технічних питань залишається відкритою для подальших досліджень.

У [8] розглянуто вплив параметрів EBM на властивості виробів зі сплаву Тi–6Al–4V. Автори визначили технологічні режими, що забезпечують оптимальну морфологію та стабільну структу-

© В.А. Матвійчук, В.М. Нестеренков, М.О. Сисосв

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND <https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

ру матеріалу. У [9] досліджено вплив параметрів ЕВМ на мікроструктуру та мікротвердість титанових сплавів. Показано, що сплав Ti-6Al-4V формує щільну литу структуру з пластинчасто-голчастою  $\alpha'$ -фазою та рівномірним розподілом мікротвердості. Водночас дослідження не охоплює тонкостінні компоненти, які більш чутливі до термічних градієнтів і локальних дефектів.

Попередні дослідження демонструють переваги ЕВМ над іншими методами (SLM, wire-DED), проте залишають відкритими питання оптимізації технологічних параметрів для тонкостінних виробів, які є чутливішими до термічних градієнтів і локальних дефектів. Саме тому актуальним є визначення закономірностей впливу параметрів ЕВМ на формування структури та властивостей тонкостінних компонентів зі сплаву титану VT6.

Таким чином, проведення досліджень у цьому напрямі має як наукове значення – розкриття механізмів структуроутворення та фазових перетворень, так і прикладну цінність – забезпечення виготовлення виробів з однорідною структурою, стабільними властивостями та високою відтворюваністю результатів у промислових умовах.

**Метою дослідження** є вивчення закономірностей утворення тонкостінних зразків, виготовлених методом ЕВМ із порошку титанового сплаву VT6.

Для досягнення мети були поставлені наступні задачі:

- дослідити морфологію поверхонь тонкостінних зразків;
- визначити їхню макро- та мікроструктуру;
- дослідити хімічний і фазовий склад;
- виміряти мікротвердість;
- визначити режими друку, що забезпечують формування найкращого структурного стану.

**Об'єктом дослідження** є процес формування структури та механічних властивостей тонкостінних виробів, виготовлених методом ЕВМ із порошку титанового сплаву VT6.

**Матеріали та устаткування.** У роботі задіяли порошок титанового сплаву VT6, отриманий методом ротаційного плазмового розпилення пруткової заготовки на обладнанні ТОВ «Мультіфлекс» (Україна) [10]. Гранули порошку мають сферичну форму діаметром 40...160 мкм, що забезпечує високу насипну щільність, плинність і рівномірне плавлення під час друку. Хімічний склад порошку наведено в табл. 1.

Дослідні зразки виготовляли методом ЕВМ на експериментальному устаткуванні, розробленому в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України. Детальний опис обладнання, технологічних параметрів та алгоритмів управління наведено в [11, 12].

Процес друку здійснювали у вакуумній камері з робочим тиском  $10^{-2}$  Па. Прискорювальна напруга електронно-променевої гармати становила 60 кВ. Послідовність операцій, етапи виготовлення зразків, технологічні параметри друку визначали на основі попередніх досліджень [12]. Задіяли п'ять режимів швидкості переміщення електронного променя в діапазоні 500...6000 мм/с. Вибір зазначеного діапазону є як технологічно, так і економічно обґрунтованим, оскільки забезпечує оптимальне поєднання якості виробів та ефективності процесу. Товщина порошкового шару становила 100 мкм, стратегія сканування обрана двонаправленою з кроком зміщення траєкторії 0,2 мм, при цьому напрямок сканування кожного наступного шару змінювали на  $90^\circ$ . Ефективний діаметр пучка електронів визначався струмом динамічного

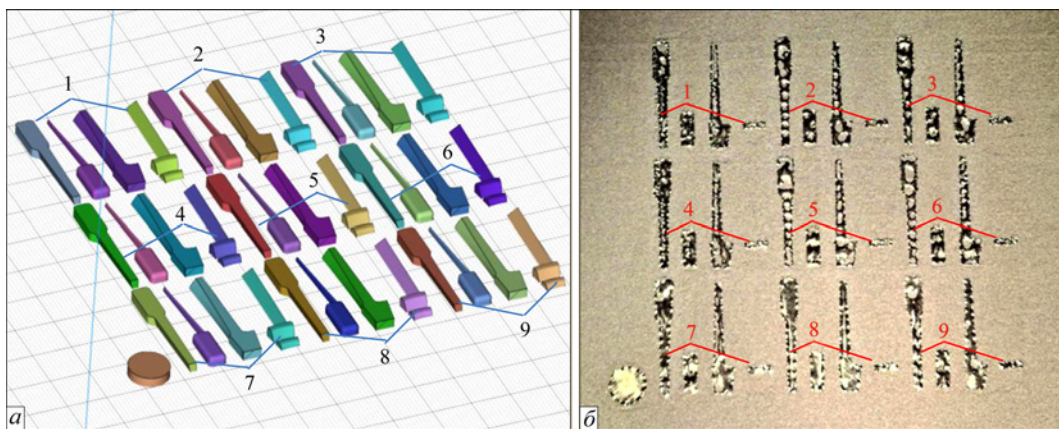


Рис. 1. Моделі та вироби: а – модель збірки; б – дослідні вироби, 1–9 – групи зразків

Таблиця 1. Хімічний склад порошку VT6 згідно з ТУ У 24.4-31914753-001:2018 [10]

Склад легуючих елементів, мас. % часток				Склад домішок, мас. % часток			
Al	V	Fe	Ti	O	C	N	H
5,5...6,75	3,5...4,5	≤0,3	Основа	≤0,2	≤0,08	≤0,05	≤0,015

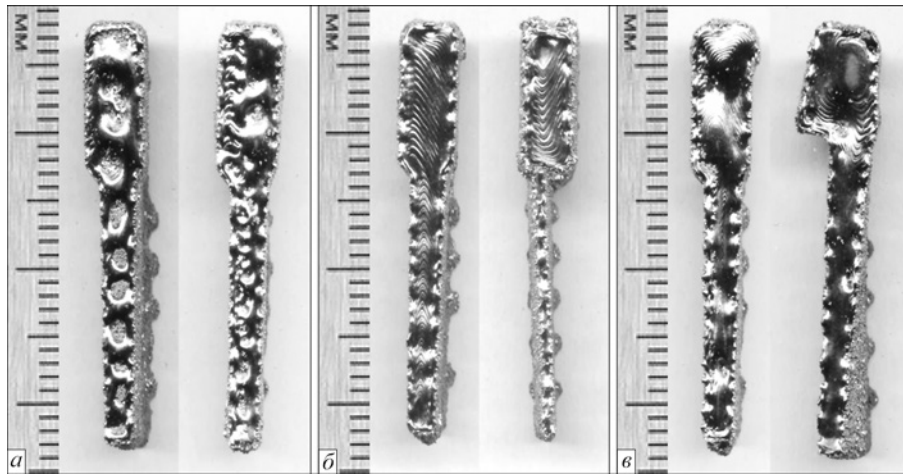


Рис. 2. Морфологія поверхні зразків: а – пориста, б – щільна, в – бугриста

фокусування. Для підвищення геометричної точності задіяли два зовнішні контури [13]. Під час друку температуру порошкового шару підтримували на рівні 680 °С [12].

Тривимірну модель виробів, яка містить фрагменти компонентів роторної групи газотурбінного двигуна, створено в програмі Materialise Magics. Реалізовано дев'ять груп зразків, кожна з яких відповідає окремому режиму друку (рис. 1, а).

Загалом надруковано 36 зразків (рис. 1, б) з геометричними параметрами: довжина – 30 мм, ширина робочої частини – до 2,5 мм, товщина задньої кромки – 5 мм, висота – 10 мм, з яких 5 мм становлять технологічні опори. Кожна з 9-ти груп містила по 4 зразки, які виготовлені з варіацією швидкості, густини енергії променя та фокусування.

**Методи досліджень.** Дослідження мікроструктури виконували традиційними методами. На електроерозійному верстаті здійснили поперечні різи. Зразки шліфували наждачним папером та полірували з алмазною суспензією. Поверхні травили водняним розчином 6 % HNO<sub>3</sub> та 2 % HF. Структури досліджували з використанням оптичного мікроскопа Carl Zeiss Jena. Цифрову обробку фотографій та кількісну оцінку мікродфектів здійснювали в програмі ImageJ. Аналіз топографії поверхні та фазового складу металу проводили за

допомогою скануючого електронного мікроскопа TESCAN VEGA 3 SBH EP із прискорювальною напругою 20 кВ. Хімічний склад і розподіл елементів у структурі металу визначали методом XRF із використанням спектрометра Bruker Quantax 610M у діапазоні атомних номерів від магнію (Z = 12) до урану (Z = 92). Фазовий аналіз здійснювали методом рентгенівської дифракції (XRD) із застосуванням дифрактометра Inel EQUINOX-1000 у ковзній геометрії під кутом падіння до поверхні 5°. Джерелом рентгенівського випромінювання був мідний анод (Cu K $\alpha$ ,  $\lambda = 0,15418$  нм). Дифрактограми реєстрували в діапазоні  $2\theta = 30 \dots 80^\circ$  із використанням радіального позиційно-чутливого детектора. Експериментальні дані обробляли у програмі Match!. Об'ємну частку фаз визначили методом Ритвельда. Мікротвердість визначали за методом Віккерса із застосуванням приладу ПМТ-3. Випробування проводили при навантаженні 0,1 кгс (0,98 Н) з витримкою 10 с. Вимірювання здійснювали з кроком 250 мкм у межах поперечного перерізу, виконуючи по одному відбитку в кожній контрольній точці.

**Результати досліджень та їхнє обговорення.** *Дослідження морфології поверхні зразків.* Стан поверхні зразків (рис. 1, б) оцінювали візуально. Первинний огляд дозволив класифікувати зразки за морфологією поверхні на три типи: пористі

Таблиця 2. Технологічні параметри друку та тип морфології поверхні зразків

Група (рис. 1)	Параметри променя				Тип морфології поверхні
	Швидкість, мм/с	Потужність, Вт	Густина енергії, Дж/мм <sup>3</sup>	Струм динамічного фокусування, А	
1	6000	2160	18	0	Пориста
2	2000	1000	25	0,83	Пориста
3	2000	1000	25	0	Пориста
4	4000	1760	22	0	Пориста
5	4000	1760	22	0,83	Пориста
6	4000	1760	22	0,55	Пориста
7	1000	900	45	0	Бугриста
8	500	400	40	0	Щільна
9	1000	900	45	1,11	Бугриста

(рис. 2, *а*), щільні (рис. 2, *б*) та бугристі (рис. 2, *в*). Технологічні параметри друку та відповідний стан морфології поверхні зразків наведено в табл. 2.

Аналіз даних (рис. 1, *б*, табл. 2) показав, що кращий (бездефектний) стан поверхні відповідає щільній морфології, що спостерігалася у зразків групи № 8, які надруковані зі швидкістю променя 500 мм/с. Бугристий тип морфології характерний для зразків з груп №№ 7 та 9, що виготовлені зі швидкістю променя 1000 мм/с. Пориста морфологія з великою кількістю дефектів є характерною для зразків з груп №№ 1–6, які виготовлені зі швидкістю променя в діапазоні 2000...6000 мм/с.

За даними рис. 1, *б* та табл. 2 встановлено, що морфологія поверхні істотно залежить від швидкості переміщення електронного променя та його потужності. Натомість вплив параметрів фокусування виявився менш значущим. Отримані результати пояснюються особливостями теплових процесів у зоні плавлення. При високих швидкостях переміщення (2000...6000 мм/с) потужність променя була надмірною, що призводило до надлишкового тепловкладення та формування пористої поверхні. Бугриста морфологія, яка є характерною для швидкості 1000 мм/с, може бути пов'язана з локальним перегрівом, що спричиняє нерівності на поверхні. Натомість при зниженні швидкості до 500 мм/с забезпечується оптимальний баланс між потужністю та швидкістю променя.

Для подальших досліджень відібрано по одному зразку з груп №№ 1, 3, 4, 7 і 8 (табл. 2), що охоплює весь діапазон досліджуваних режимів швидкості.

**Дослідження структури зразків.** Окрім стану поверхні, важливою характеристикою матеріалу є його мікроструктурний стан. Аналіз шліфів (рис. 3) виявив наявність дефектів у вигляді мікропор. Оцінку дефектів здійснювали шляхом цифрової обробки мікрофотографій, що дозволило визначити їхню кількість, розміри та площу. Результати вимірювань наведено в табл. 3.

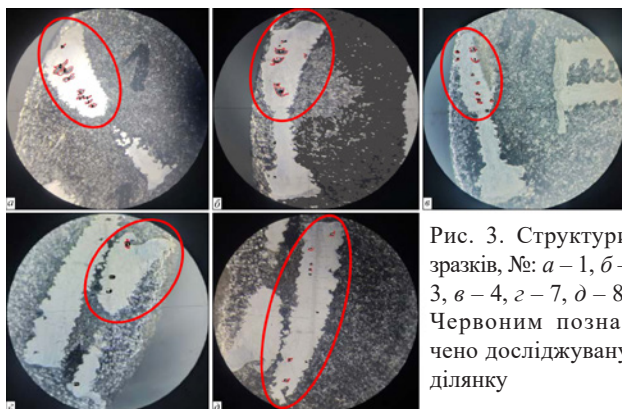


Рис. 3. Структури зразків, №: *а* – 1, *б* – 3, *в* – 4, *г* – 7, *д* – 8. Червоним позначено досліджувану ділянку

Аналіз даних табл. 3 дозволив встановити, що зразки №№ 1, 3 і 4 мають значну кількість дефектів – від 10, та пористу морфологією поверхні (табл. 2). Середня площа дефектів становила 9124...18294 мкм<sup>2</sup> із середнім розміром 110...156 мкм (табл. 3). Зразок № 7 мав бугристий тип поверхні (табл. 2). Середня площа дефектів не перевищувала 7775 мкм<sup>2</sup> із середнім розміром 102 мкм. Кількість виявлених пор становила лише три (табл. 3). Зразок № 8 відзначався щільною поверхнею (табл. 2) з мінімальною кількістю дефектів – 5 пор, середня площа яких не перевищувала 7377 мкм<sup>2</sup> із середнім розміром 99 мкм (табл. 3).

Аналіз підтвердив чітку кореляцію між морфологією поверхні (рис. 2) та внутрішньою дефектністю (табл. 3). Підвищена кількість і площа дефектів у зразках із пористою морфологією свідчить, що стан поверхні може бути індикатором внутрішньої структури. Зменшення дефектності у зразках №№ 7 та 8 демонструє можливість оптимізації параметрів друку для досягнення стабільної структури з мінімальними дефектами. Для подальших досліджень відібрано зразки №№ 7 та 8, оскільки вони мають найкращий стан поверхні, мінімальну площу та кількість дефектів.

Металографічними дослідженнями зразка № 7 при збільшенні  $\times 50$  встановлено, що структура металу складається з кристалітів із різним ступенем травлення завширшки 40...300 мкм (рис. 4, *а*). Структура демонструє виражену зональність, яка виникає внаслідок локальних термічних градієнтів та неоднорідного охолодження. На макрорівні (рис. 4, *а*) спостерігається груба, неоднорідна структура, яка складається зі стовпчастих кристалітів  $\alpha$ -фази та залишків  $\beta$ -фази, яка не встигла трансформуватися. На мікрорівні (рис. 4, *б*) виявлено витягнуті  $\alpha$ -пластини, орієнтовані в одному напрямку, між якими простежуються тонкі прошарки  $\beta$ -фази. Така морфологія свідчить про мартенситну трансформацію  $\beta$ -фази внаслідок швидкого охолодження у верхніх шарах. SEM-зображення (рис. 4, *в*) підтверджує наявність корзиноподібної (basket-weave) структури з  $\alpha$ -пластинами завтовшки 0,8...1,5 мкм. Подібна неоднорідність може зумовлювати різницю у властивостях: дрібнозернисті ділянки з витягнутими  $\alpha$ -пластинами потенційно мають вищу твердість, тоді як грубозернисті області є більш схильним до локального руйнування через наявність пористості чи мікротріщин.

Дослідженнями зразка № 8 встановлено, що структура металу при збільшенні  $\times 50$  є більш збалансованою (рис. 4, *д*). Вона складається з криста-

Таблиця 3. Результати досліджень внутрішніх дефектів дослідних зразків

Зразок № (рис. 3)	Площа (S) та розмір (D) дефектів						Кількість визначених дефектів
	$S_{max}$ , мкм <sup>2</sup>	$D_{max}$ , мкм	$S_{min}$ , мкм <sup>2</sup>	$D_{min}$ , мкм	$S_{середнє}$ , мкм <sup>2</sup>	$D_{середнє}$ , мкм	
1	40477	232	3618	69	18294	156	10
3	40454	232	3182	65	14841	141	10
4	17699	154	3022	63	9124	110	11
7	20733	166	2647	59	7775	102	3
8	13064	132	3212	65	7377	99	5

літів із різним ступенем травлення завширшки 30...300 мкм, які ростуть у напрямку теплового потоку, тоді як β-фаза частково стабілізується в міжпластинчастому об’ємі. На мікрорівні при збільшенні ×500 (рис. 4, е) виявлено (α+β)-структуру з α-пластинами, між якими розташовані тонкі прошарки β-фази. SEM-зображення при збільшенні ×5000 (рис. 4, ж) підтверджує щільне упакування α-пластин завтовшки 0,6...1,1 мкм та рівномірний розподіл β-фази, які формують збалансовану (α+β)-морфологію (рис. 4, з). Така структура свідчить про стабільніші умови охолодження та рівномірніший тепловий цикл, що забезпечує крашу однорідність властивостей.

**Дослідження хімічного та фазового складу зразків.** Дослідження показали, що хімічний склад суттєво впливає на мікроструктуру зразків, особливо вміст Al, який визначає стабільність α-фази та фазовий баланс.

За даними табл. 4 визначено, що у зразка № 7 концентрація Al (5,059 %) нижча за нормативний діапазон (5,3...6,8 %), що зумовлює зсув рівноваги в бік β-фази та структурну неоднорідність. У зразка № 8 вміст Al (5,644 %) відповідає нормі, за-

безпечуючи стабільну пластинчасту α-фазу. Таким чином, зразок № 8 має необхідний хімічний склад для формування збалансованої (α+β)-мікроструктури, тоді як зразок № 7 демонструє фазовий дисбаланс через дефіцит Al.

Рентгено-фазовий аналіз дозволив визначити фазовий склад зразків, а також оцінити ступінь кристалізації, чистоту структури та вплив хімічного складу на фазову рівновагу.

За результатами XRD (рис. 5, а) визначено, що зразок № 7 демонструє наявність α-фази з гексагональною щільноупакованою решіткою та β-фази з кубічною об’ємноцентрованою структурою, де об’ємна частка α-фази складає  $87 \pm 3 \%$ , а частка β-фази –  $13 \pm 3 \%$ . Як показано в [15], зменшення вмісту Al призводить до зсуву фазової рівноваги в бік β-фази та знижує морфологічну стабільність α-фази, що може негативно впливати на механічні властивості.

Зразок № 8 демонструє чіткий збіг дифракційних піків з еталонними значеннями (рис. 5, б). Інтенсивність і чіткість рефлексів вказують на високу досконалість кристалічної будови фаз. Це є характерним для належно сформованої α-фази,

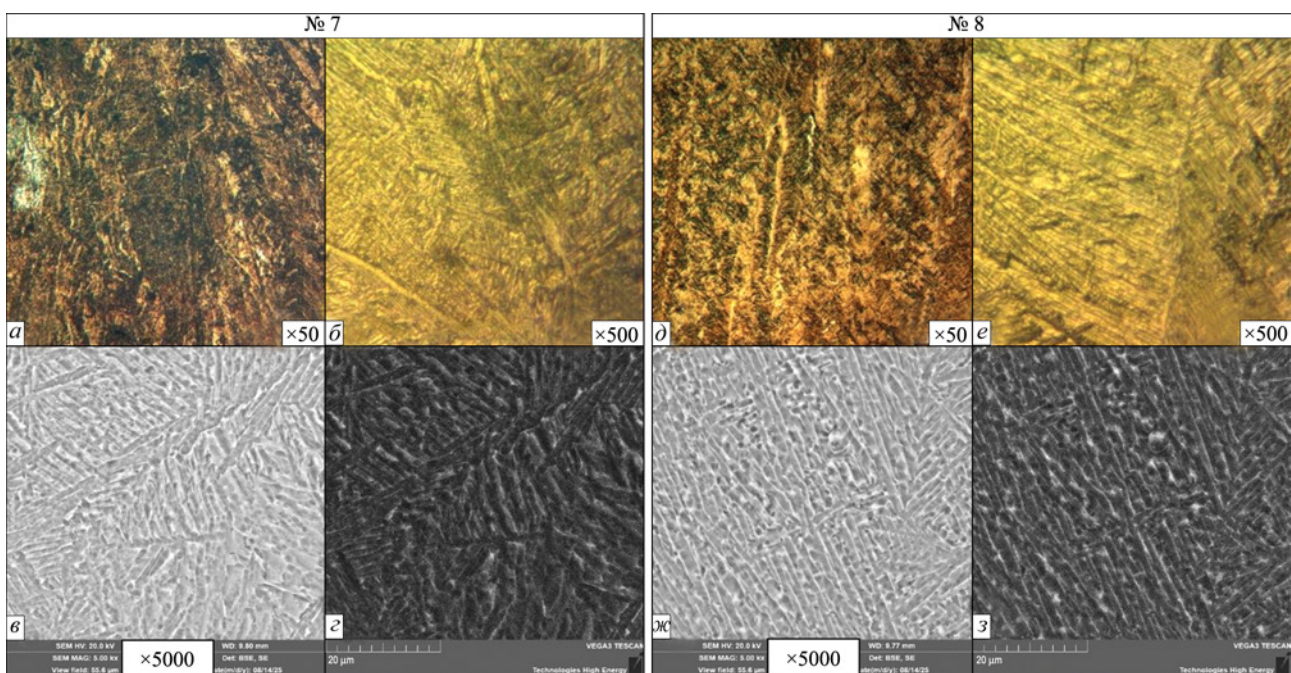


Рис. 4. Мікроструктури зразків: №7 (а – г); №8 (д – з)

Таблиця 4. Хімічний склад зразків (XRF), мас. % (Ті – основа)

Найменування	Хімічний елемент						
	Mg	Al	Si	V	Fe	Ni	Zr
Зразок №7	–	5,059	0,058	4,177	0,102	0,022	0,01
Зразок №8	–	5,644	0,062	4,091	0,104	0,046	0,0076
Сплав VT6 [14]	≤ 0,30	5,3...6,8	≤ 0,1	3,5...5,3	≤ 0,6	≤ 0,08	≤ 0,30

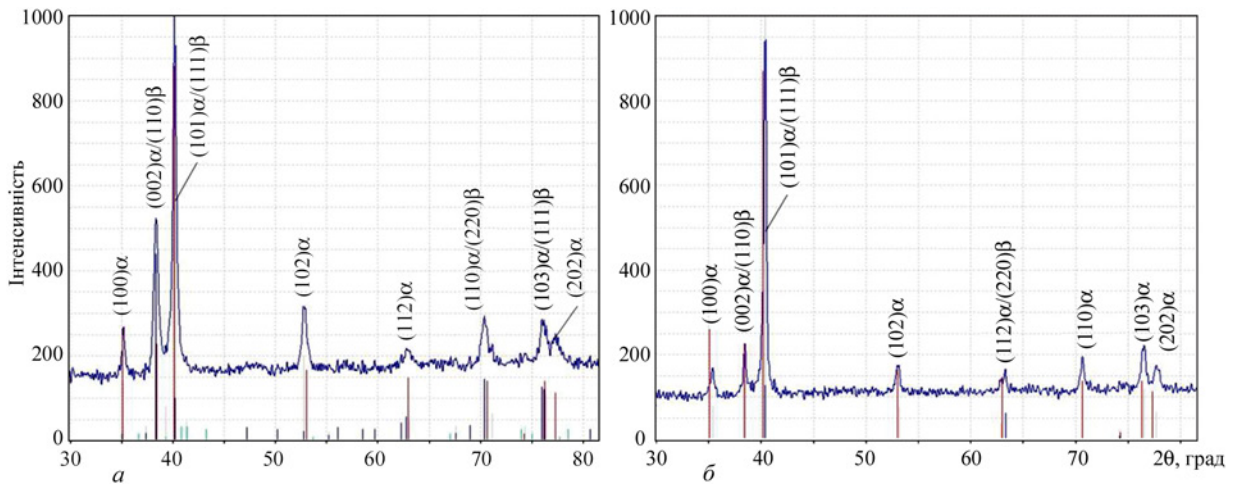


Рис. 5. Результати XRD зразків: а – №7; б – №8

об’ємна частка якої становить  $90 \pm 3 \%$ . Об’ємна частка  $\beta$ -фази складає  $10 \pm 3 \%$ . Отримане співвідношення  $\alpha$ - та  $\beta$ -фаз є характерним для сплаву VT6. Як показано в [7], висока кристалічність і відсутність аморфних ділянок є ознакою стабільного термічного режиму кристалізації при ЕВМ, що забезпечує однорідність фазового складу та покращені механічні властивості. Це узгоджується з результатами хімічного аналізу, де вміст Al і V у зразку № 8 перебуває в межах норми (табл. 4), що сприяє формуванню збалансованої  $(\alpha+\beta)$ -мікроструктури.

**Вимірювання мікротвердості зразків.** Для оцінки локальних механічних властивостей було проведено вимірювання мікротвердості зразків №№7 та 8 у межах поперечного перерізу.

Визначено, що на поверхні зразка № 7 мікротвердість становить  $HV_{0,1} = 1,3$  ГПа і поступово підвищується, досягаючи максимального значення  $HV_{0,1} = 2,3$  ГПа на відстані  $\sim 3,5$  мм (рис. 6). Це свідчить про структурну неоднорідність матеріалу, перехід від менш стабільної поверхневої зони до більш зміцненої внутрішньої структури. Така поведінка пояснюється фазовою нестабільністю та зниженим вмістом Al, що зумовлює локальні відмінності у співвідношенні  $\alpha$ - та  $\beta$ -фаз. Середнє значення мікротвердості зразка № 7 становить  $HV_{0,1} = 1,8 \pm 0,5$  ГПа і є зниженим порівняно з типовими показниками для сплаву VT6 [9].

Зразок № 8 демонструє значно вищий рівень твердості (рис. 6), який знаходиться в діапазоні  $HV_{0,1} = 2,8...4,2$  ГПа. Середнє значення мікротвер-

дості становить  $HV_{0,1} = 3,5 \pm 0,7$  ГПа, що узгоджується з характерними показниками для сплаву VT6 системи легування Ті–6Al–4V [9] та свідчить про належно сформовану  $(\alpha+\beta)$ -мікроструктуру. Флуктуації твердості можна пояснити локальними особливостями термічного циклу, що не впливає на загальну стабільність структури.

**Визначення режимів друку, що забезпечують формування найкращого структурного стану.** Результати комплексного аналізу підтвердили, що якість тонкостінних виробів істотно залежить від вибору технологічних параметрів ЕВМ. При визначенні режимів друку, які забезпечують формування найкращого структурного стану, встановлено, що зразок №8 вирізняється мінімальною дефектністю та збалансованою мікроструктурою з рівномірним розподілом фаз. Хімічний та фазовий склад і значення мікротвердості узгоджується з характерними показниками для сплаву VT6.

Друк зразка № 8 здійснювали зі швидкістю 500 мм/с та густиною енергії променя 40 Дж/мм<sup>3</sup>. Таким чином, реалізовані технологічні параметри можна вважати раціональними для виготовлення тонкостінних виробів зі сплаву VT6. Отримані результати узгоджуються з даними [7], де зазначено, що оптимізація швидкості променя та енергії в ЕВМ-процесі є ключовою для формування дрібнозернистої мікроструктури з мінімальним рівнем дефектів.

Попри отримані позитивні результати, дослідження має низку обмежень. Зокрема параметри друку досліджено лише для одного типу порошку.

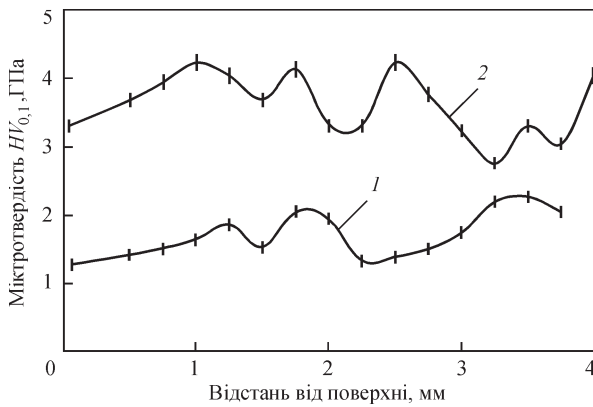


Рис. 6. Варіації мікротвердості ( $HV_{0,1}$ ) у зразків, №: 1 – 7, 2 – 8

Аналіз мікроструктури проводився локально, без урахування масштабного ефекту та складної форми виробів. Крім того, мікротвердість використано як оцінку локальної механічної поведінки без проведення повного комплексу механічних випробувань. Ці аспекти слід враховувати при практичному застосуванні отриманих рекомендацій, а також у подальших дослідженнях, спрямованих на підтвердження довготривалої експлуатаційної надійності виробів.

### Висновки

1. Параметри електронно-променевого адитивного процесу істотно впливають на якість формування тонкостінних виробів. Підвищені швидкості переміщення електронного променя в діапазоні 2000...6000 мм/с призводять до нестабільного плавлення та зростання пористості.

2. Встановлено взаємозв'язок між параметрами адитивного процесу, морфологією поверхні та рівнем внутрішньої дефектності зразків. Оптимізація режимів друку сприяє суттєвому зниженню пористості та формуванню одноріднішої двофазної ( $\alpha+\beta$ )-структури. Найкращі структурні показники продемонстрував зразок № 8, який вирізняється мінімальною дефектністю та збалансованою мікроструктурою з рівномірним розподілом фаз.

3. Визначено, що хімічний склад є визначальним чинником формування фазового стану та мікроструктурної стабільності сплаву ВТ6. Дефіцит Al (<5,3 %) у зразку № 7 зумовлює зсув фазової рівноваги в бік  $\beta$ -фази ( $\alpha$ -Ti –  $87 \pm 3$  %,  $\beta$ -Ti –  $13 \pm 3$  %) та підвищену структурну неоднорідність. Зразок № 8, хімічний склад якого відповідає нормативним вимогам, вирізняється збалансованим співвідношенням  $\alpha$ - та  $\beta$ -фаз ( $\alpha$ -Ti –  $90 \pm 3$  %,  $\beta$ -Ti –  $10 \pm 3$  %) і високою кристалічністю структури.

4. Вимірювання мікротвердості підтвердили істотний вплив мікроструктурного стану на локальні механічні властивості сплаву ВТ6. Зразок

№ 7 вирізняється зниженими та нерівномірними значеннями твердості  $HV_{0,1} = 1,8 \pm 0,5$  ГПа, що обумовлено фазовим дисбалансом та структурною неоднорідністю. Зразок № 8 демонструє вищий рівень мікротвердості  $HV_{0,1} = 3,5 \pm 0,7$  ГПа, що відповідає збалансованій ( $\alpha+\beta$ )-структурі, та узгоджується з характерними показниками для сплаву ВТ6. Флуктуації твердості можна пояснити локальними особливостями термічного циклу, що не впливає на загальну стабільність структури.

5. Режим друку зразка № 8 можна вважати найбільш раціональним з точки зору формування найкращого структурного стану. Застосування режиму зі швидкістю переміщення променя 500 мм/с і густиною енергії 40 Дж/мм<sup>3</sup> забезпечує для тонкостінних виробів зі сплаву ВТ6 щільну поверхню, збалансовану ( $\alpha+\beta$ )-мікроструктуру та механічні властивості, які узгоджуються з літературними даними.

### Фінансування

Фінансування роботи здійснювалось у рамках цільової програми наукових досліджень Національної академії наук України за темою «Розроблення ресурсозберігаючих електронно-променевих та плазово-дугових адитивних технологій виготовлення виробів для авіаційної і ракетної техніки військового призначення з високоміцних титанових сплавів» (номер державної реєстрації 0125U000353).

### Подяка

Автори вдячні ТОВ «Технології високих енергій» (Київ, Україна) за технічну підтримку у проведенні досліджень.

### Список літератури/References

1. Radhika, C. et al. (2024) A review on additive manufacturing for aerospace application. *Mater. Res. Express*, 11(2), 022001. DOI: <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ad21ad>
2. Thomas, D., Gleadall, A. (2022) Advanced metal transfer additive manufacturing of high temperature turbine blades. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 120, 6325–6335 DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-022-09176-2>
3. Whittaker, M. (2011) *Titanium in the gas turbine engine, book advances in gas turbine technology*. ISBN 978-953-307-611-9, 315–335, DOI: <https://doi.org/10.5772/21524>
4. Drummer, D., Schmidt, M. (2025) *Progress in powder based additive manufacturing*. Springer Tracts in Additive Manufacturing. eBook ISBN 978-3-031-78350-0, DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-031-78350-0>
5. Wang, F., Williams, S., Colegrove, P. et al. (2013) Microstructure and mechanical properties of wire and arc additive manufactured Ti-6Al-4V. *Metal. Mater. Trans. A*, 44, 968–977. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-012-1444-6>
6. Kishor, G., Mugada, K.K., Mahto, R.P. (2025) Wire arc additive manufacturing of titanium alloys for enhancing mechanical properties and grain-refinement. *Met. Mater. Int.*, 32, 50–80. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12540-025-02004-8>
7. Romero Reséndiz, L., Sánchez Cano, T., Naem, M. et al. (2024) Mechanical and electrochemical properties

- comparison of additively manufactured Ti-6Al-4V alloys by electron beam melting and selective laser melting. *J. of Materials Engineering and Performance*, **33**, 9028–9038. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-024-09486-4>
8. Matviichuk, V., Nesterenkov, V., Berdnikova, O. (2022) Determining the influence of technological parameters of the electron-beam surfacing process on quality indicators. *Eastern-European J. of Enterprise Technologies*, **1**, 21–30. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2024.297773>
  9. Matviichuk, V., Nesterenkov, V., Berdnikova, O. (2024) Determining the influence of technological parameters of electron beam surfacing process on the microstructure and microhardness of Ti-6Al-4V alloy. *Eastern-European J. of Enterprise Technologies*, **1**, 15–21. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2024.297773>
  10. Порошкові матеріали виробництва ТОВ «МУЛЬТИФЛЕКС» [Електронний ресурс]. Режим доступу: <https://powdermet.com.ua/> (дата звернення: 23.02.2026). Powder materials produced by LLC «MULTIFLEX» [Electronic resource]. Access mode: <https://powdermet.com.ua/> (access date: 23.02.2026) [in Ukrainian].
  11. Matviichuk, V.A., Nesterenkov, V.M., Berdnikova, O.M. (2022) Additive electron beam technology for manufacture of metal products from powder materials. *The Paton Welding J.*, **2**, 16–25. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2022.02.03>
  12. Matviichuk, V. (2025) *Additive electron-beam technologies for the production of metal products by the method of layer-by-layer melting using powder materials*. Thesis for Scientific Degree of Candidate of Technical Sciences. DOI: <https://doi.org/10.13140/RG.2.2.26234.61129>
  13. Pan Wang, Wai Jack Sin, Mui Ling Sharon Nai, Jun Wei (2017) effects of processing parameters on surface roughness of additive manufactured Ti-6Al-4V via electron beam melting. *Materials*, **10(10)**, 1121. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma10101121>
  14. VT6-Grade 5 [Електронний ресурс]. Режим доступу: <https://evek.org/vt6-vt6s-vt6ch-splav-truba.html> (дата звернення: 23.02.2026)
  15. Sahoo, S., Joshi, A.P., Yazar, K.U. et al. (2026) Fine-scale microstructure, elemental distribution, and dislocation substructure formation and their influence on post-deposition phase transformation in additive manufacturing of Ti-6Al-4V Alloy. *J. of Materials Engineering and Performance*, **35**, 7411–7429. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-025-12207-0>

## INFLUENCE OF TECHNOLOGICAL PARAMETERS OF ADDITIVE ELECTRON-BEAM PROCESS ON THE PROPERTIES OF THIN-WALLED PRODUCTS MADE OF VT6 ALLOY

V.A. Matviichuk, V.M. Nesterenkov, M.O. Sysoev

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine.  
E-mail: [vl.matviichuk@gmail.com](mailto:vl.matviichuk@gmail.com)

The object of the study is the process of forming the structure and mechanical properties of thin-walled products manufactured by additive electron-beam technology (EBM) from titanium alloy powder VT6 of the Ti-6Al-4V alloying system. The alloy is widely used in industry due to its high weldability, strength and fatigue resistance. As a raw material, spherical titanium alloy powder VT6 with a particle size of 40...160 μm, obtained by the method of rotary plasma spraying, was used. A computer model was created in the Materialise Magics program, according to which 36 samples were printed with beam speeds in the range of 500...6000 mm/s. It was found that a beam speed of 500 mm/s in combination with an energy density of 40 J/mm<sup>3</sup> ensures complete fusion of the powder layer, stable shaping and controlled thermal conditions. This contributes to the formation of a balanced (α+β)-microstructure with an acicular morphology of the α-phase with an α-plate thickness of 0.5...1.5 μm. The volume fraction of α-Ti is 90 ± 3%, β-Ti – 10 ± 3%. The microhardness level of the samples is HV0.1 = 3.5 ± 0.7 GPa. The obtained results demonstrate that the combination of high-quality powder material and rational printing mode provides high process reproducibility, structural stability and suitability of the technology for the manufacture of thin-walled products. 15 Ref., 4 Tabl., 6 Fig.

*Keywords: additive technology, electron beam, titanium alloy VT6, Ti-6Al-4V, thin-walled products, technological parameters, microstructure, chemical composition, microhardness*

### ORCID

Матвійчук В.А. – <https://orcid.org/0000-0002-9304-6862>, Нестеренков В.М. – <https://orcid.org/0000-0002-7973-1986>, Сисоев М.О. – <https://orcid.org/0000-0001-7243-2388>

### КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

### АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

В.А. Матвійчук

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: [vl.matviichuk@gmail.com](mailto:vl.matviichuk@gmail.com)

### РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

В.А. Матвійчук, В.М. Нестеренков, М.О. Сисоев (2026) Вплив технологічних параметрів адитивного електронно-променевого процесу на властивості тонкостінних виробів зі сплаву VT6. *Автоматичне зварювання*, **02**, 17–24. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.02.02>

### ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

Отримано 23.12.2025

Отримано у переглянутому вигляді 25.02.2026

Підписано до друку 10.04.2026

Оприлюднено 11.04.2026

# ВИЗНАЧЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПРИЙОМІВ ЗАПОБІГАННЯ ДЕФЕКТАМ ПІД ЧАС ЛАЗЕРНОГО НАПЛАВЛЕННЯ НА ТОНКОСТІННУ ОСНОВУ

М.В. Соколовський, В.В. Савицький, О.В. Сіора, Ю.В. Юрченко, Д.А. Гардер, А.В. Бернацький

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

Об'єктом дослідження є закономірності взаємодії лазерного випромінювання з матеріалом під час наплавлення шарів порошкового матеріалу на тонкостінну основу із жароміцної корозійностійкої сталі. Невирішеною є проблема виготовлення бездефектних тонкостінних корпусних деталей, у конструкції яких наявні функціональні елементи, що за своїми характеристиками значно відрізняються від самих деталей та призначені для виконання різного комплексу певних відповідальних завдань. Зазвичай ці елементи створюються за допомогою аргонодугового наплавлення, мікроплазмового наплавлення та інших процесів, але вироби, одержані з використанням таких технологій, мають значну частку браку через високий шанс появи таких дефектів, як проплав і прогин, під впливом термічних деформацій. У даній роботі запропоновано використання лазерного випромінювання для наплавлення функціональних елементів та вивчено методики мінімізації шансів утворення таких дефектів, як прогин і проплав тонкостінної основи. Проведено експериментальні дослідження, за результатами яких відпрацьовано методики наплавлення функціональних елементів на тонкостінну основу. Результати даної роботи доводять перспективність застосування технології лазерного випромінювання для наплавлення функціональних елементів на тонкостінну основу. У результаті роботи було розроблено методи мінімізації впливу лазерного випромінювання на утворення дефекту прогину на 60...80 % та повного запобігання дефекту проплаву. Вони ґрунтуються на максимальному збільшенні площі та швидкості розподілу теплової енергії, завдяки чому стало можливим утворення бездефектних наплавлених шарів. Результати даної роботи плануються використовувати при відпрацюванні технологій лазерного наплавлення функціональних елементів на тонкостінних деталях відповідальних конструкцій виробів ракетно-космічної, авіаційної, хімічної, приладобудівної та інших галузей промисловості. Бібліогр. 17, табл. 1, рис. 10.

*Ключові слова:* лазерне наплавлення, запобігання дефектам, прогин, проплав, технологічні прийоми

**Вступ.** У багатьох галузях промисловості використовуються тонкостінні корпусні деталі, у складі яких наявні функціональні елементи конструкції, що за своїми характеристиками значно відрізняються від самих деталей та призначені для виконання різного комплексу певних відповідальних завдань. Наприклад, такі функціональні елементи використовуються у різних деталях ракетобудівної, хімічної, харчової, медичної, оборонної та інших галузей промисловості.

Зазвичай складні конструктивні елементи тонкостінних корпусних деталей створюються за допомогою аргонодугових і мікроплазмових процесів, однак вироби, одержані з використанням таких технологій, мають значну частку браку через високий шанс появи таких дефектів, як проплав та прогин, під впливом термічних деформацій. Через це існує необхідність у подальшому вивченні процесів, котрі могли б запобігти утворенню таких дефектів. Одним із процесів, що може задовольнити цим вимогам, є лазерне наплавлення. Для визначення необхідних умов для використання технології лазерного наплавлення необхідно

провести дослідження процесів, що відбуваються в зоні обробки, а саме, у тонкостінній основі та наплавленому порошку, під час лазерного наплавлення на тонкостінну основу з високолегованої корозійностійкої сталі, для розробки такого технологічного процесу, при якому шанс утворення таких дефектів, як прогин та проплав тонкостінної основи, було б мінімізовано. Технологічними завданнями до таких конструкцій передбачено низку типових конструктивних елементів, які необхідно виготовити за допомогою лазерного наплавлення, а саме – бандажних поясів, бобишок і площадок для конструктивних елементів. Одним із головних завдань, котре висувається при розробці технологічних процесів лазерного наплавлення об'ємних конструктивних елементів на тонкостінну основу, є запобігання дефектам, а саме – проплавам і прогинам, котрі негативно впливають на працездатність заданих деталей. Виконання завдання щодо наплавлення цих конструктивних елементів наперед побудовану тонкостінну основу потребує вдосконалення наявних технологій на основі матеріалознавчих підходів, а також розробки нових технічних рішень, наприклад використання концентрованих потоків енергії – лазерного випромінювання, та є одним із актуальних завдань прикладного матеріалознавства та обробки матеріалів.

© М.В. Соколовський, В.В. Савицький, О.В. Сіора, Ю.В. Юрченко, Д.А. Гардер, А.В. Бернацький  
 © Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026  
 Це стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND  
<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

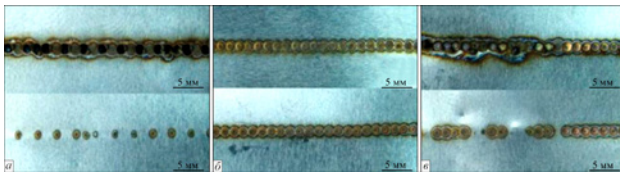


Рис. 1. Типовий дефект у вигляді проплаву тонкостінної основи під час лазерної обробки [1]

**Аналіз літературних даних і постановка проблеми.** Одним із дефектів, що часто зустрічаються під час роботи з тонкостінними основами, є наскрізне проплавлення тонкостінної основи (проплав) (рис. 1) [1], причини та наслідки якого пов'язані з правильним вибором характеристик робочих режимів і забезпеченням охолодження тонкостінного матеріалу [2–5]. Ці роботи вивчають різні аспекти процесів наплавлення на тонкостінну основу та вказують на ризик утворення дефектів, однак не пропонують жодних методів боротьби з ними.

При лазерному наплавленні елементів на тонкостінні деталі важливо запобігти утворенню дефекту прогину, який часто з'являється завдяки поєднанню багатьох факторів (рис. 2). Найчастіше утворення вигину пов'язане з нерівномірним розподілом напружень, котрі утворюються при наплавленні багатошарових елементів і не можуть розподілитись достатньою мірою через малу товщину основного матеріалу [6–7]. Це описується в [8], де вказано на утворення значних внутрішніх напружень у перших нанесених шарах порошкового матеріалу, величина яких вважається достатньою для деформації даної поверхні під час експлуатації (рис. 2). Проте у цій роботі розглядалось лише одностороннє наплавлення, без порівняльної оцінки наплавлення з використанням більш комплексної траєкторії наплавлення.

Варто зазначити, що дані, наведені в попередніх роботах, проводились із використанням імпульсно-періодичних джерел лазерного випромінювання. Це впливає на процеси взаємодії лазерного випромінювання з тонкостінною основою під час лазерного наплавлення, особливо під час

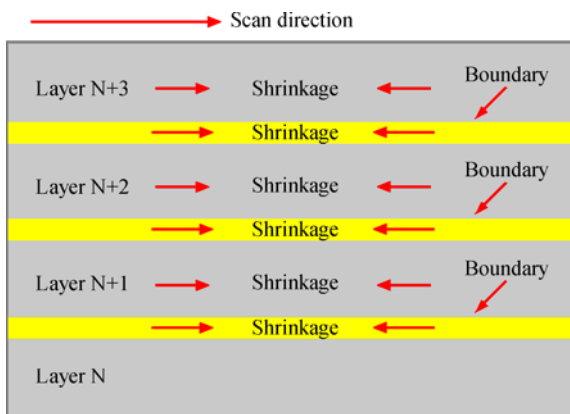


Рис. 2. Абстрактна схема навантажень, що спричиняють деформації при наплавленні конструктивних елементів [8]

використання лазерного технологічного комплексу з безперервним режимом генерації.

Для боротьби з дефектами прогину важливе значення для нас відіграє можливість контролю траєкторії робочих циклів технологічної операції, оскільки вони напряму впливають на отримвану мікроструктуру об'ємного елемента, а також на дотримання умов заданих наперед експлуатаційних характеристик. Також для дотримання заданих наперед розмірів побудованого на деталі об'ємного елемента та для контролю якості необхідно проводити контроль витрат металевого порошку та можливого розфокусування комбінованого потоку лазерної енергії та наплавлювального порошку. Оптимізація режимів лазерної обробки деталі в даному випадку необхідна для забезпечення утворення рівномірної структури в результаті селективного лазерного наплавлення.

Зменшення внутрішніх напружень може бути досягнуто багатьма методами: контролю енергетичних характеристик лазерного випромінювання, про що писали в [9, 10], контролю швидкості подачі порошку [11], а також комплексної термічної постобробки деталі, що була описана в [12]. У даних роботах розглядалися поодинокі випадки аналізу процесу селективного лазерного наплавлення для виконання певних завдань. У цих статтях було помічено спроби створити загальну модель вивчення впливу змінних енергетичної складової процесів адитивного лазерного наплавлення. Проте при порівнянні результатів математичного моделювання структури верхніх шарів оброблюваної поверхні, наданих у даних роботах, було виявлено невідповідність розрахункових схем з експериментальними результатами. Це частково пояснюється різницею в матеріалах та обладнанні, але потребує додаткового підтвердження.

Під час розширення відомих знань щодо процесів наплавлення при роботі з тонкостінною основою було зазначено, що велика увага приділяється впливу змінних режимів обробки на перебіг процесів наплавлення, а також на саму сутність фізичних процесів, що відбуваються у заданих умовах. Так, у [13] описано наплавлення порошкового матеріалу на тонкостінну основу у вигляді штампованої деталі завтовшки 1,5 мм та дефекти прогину, що з'являються при неправильному проведенні даних робіт (рис. 3). Висновком роботи є доведення необхідності правильного закріплення та охолодження деталі, оскільки при наявності повітря позаду тонкостінної основи вона зазнає деформацій під впливом лазерного випромінювання. Однак дані з цієї статті були розраховані на лазерну обробку поверхонь матеріалів, а не для наплавлен-

ня функціональних елементів, і тому не можуть використовуватися для розрахунку процесів наплавлення шарів, загальна висота яких перевищує 0,5 мм. Все це дозволяє стверджувати, що для вирішення поставленого завдання доцільним є проведення дослідження, присвяченого визначенню технологічних прийомів для запобігання утворенню дефектів під час лазерного наплавлення об'ємних функціональних елементів на тонкостінних деталях відповідальних конструкцій.

**Мета роботи** – визначення комплексу технологічних прийомів для запобігання утворенню дефектів під час лазерного наплавлення об'ємних елементів на тонкостінних деталях відповідальних конструкцій.

Це надасть можливість виготовлення об'ємних елементів на тонкостінних деталях відповідальних конструкцій шляхом лазерного наплавлення, спростить технологічні процеси виготовлення таких деталей та зменшить їхню собівартість.

Для досягнення мети були поставлені наступні задачі:

- визначити методи мінімізації дефектів прогину та пропалу;
- дослідити ефективність технологічних прийомів запобігання утворенню дефектів.

**Матеріали та методи досліджень.** Проведено серію експериментальних наплавлень елементів різної форми та розмірів із використанням запропонованих нижче варіантів технологічних режимів. Усі роботи з лазерного наплавлення було виконано на лабораторному стенді, який був змонтований на базі трикоординатного маніпулятора, виготовленого в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. Для експериментів використовувався Nd:YAG-лазер DY044 виробництва фірми «ROFIN-SINAR» (Німеччина) з довжиною хвилі випромінювання  $\lambda = 1,06$  мкм. Для експериментальних наплавлень використовувався порошок фракції 53...150 мкм марки 16316 виробництва компанії «Castolin Eutectic», який за складом збігається з аустенітною високолегованою

корозійностійкою сталлю AISI 316L. За тонкостінну основу прийнято листи холодного прокату високолегованої корозійностійкої сталі AISI 316Ti завтовшки 3 мм та лист холодного прокату високолегованої корозійностійкої сталі AISI 321 завтовшки 1,2 мм. Під час виконання експериментів було підібрано ряд режимів з такими характеристиками: потужність лазерного випромінювання  $P = 1,5 \dots 2,5$  кВт, швидкість переміщення лазерного променя  $V = 2$  м/хв, швидкість подачі металевого порошку  $Q = 25$  г/хв, дистанція від фокусної площини лазера  $\Delta F = +11$  мм. Для оцінки можливості зниження прогину та деформацій тонкостінної основи були проведені експериментальні дослідження розподілу напружень, що виникають після наплавлення конструкційного елемента. Вимірювання виконано за допомогою тривимірного методу цифрової кореляції зображень (Stereo-DIC), який полягає у стереоскопічній реєстрації зображень поверхні зразка з подальшим кореляційним аналізом для отримання тривимірних полів переміщень і деформацій. [14].

**Результати дослідження зі зменшення дефектів під час лазерного наплавлення.** *Визначення шляхів мінімізації прогину під час створення дослідних виробів.* Під час дослідження було розроблено комплекс технологічних прийомів керування параметрами технологічного процесу лазерного наплавлення, використання яких дозволило підвищити якість і рівень експлуатаційних та функціональних властивостей одержаних об'ємних елементів і розробити технологічні рекомендації із виготовлення виробів для різних галузей промисловості з урахуванням відповідних експлуатаційних вимог. Так, для запобігання перегріву та проплаву тонкостінної основи пропонується ряд технологічних прийомів, пов'язаних зі стратегією сканування:

1. Використання принципу сканування з порядком нанесених доріжок, який передбачає збільшені інтервали між доріжками та зміщенням наповнення між шарами. Утворення інтервалу між двома доріжками, що наплавляються, рекомендується для запобігання перегріву, а зміщення траєкторій між шарами допомагає заповнити невеликі прогалини та забезпечити рівномірне нанесення матеріалу. Різницю між простим наплавленням і запропонованим технологічним прийомом продемонстровано на рис. 4.

2. Чергування відцентрових і доцентрових стратегій сканування при наплавленні деталей циліндричної форми або чергування напрямків (з кроком у 45, 90 або 180 °) нанесення порошку під час наплавлення вузлів паралелепіпедної форми.

3. Використання покрокової схеми наплавлення деталей з чергуванням доріжок при наплавленні лінійних

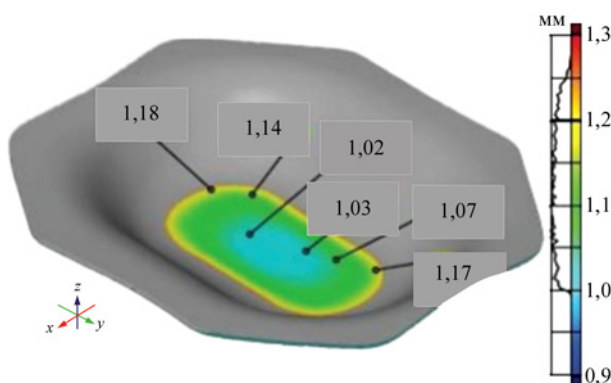


Рис. 3. Тривимірна схема деформації тонкостінної основи після лазерного плавлення елемента [13]. Точність  $\pm 0,15$  мм

елементів на тонкостінну основу. Треба використовувати стратегію наплавлення, наведену на рис. 5.

При лазерному напавленні циліндричних елементів на тонкостінну основу треба використовувати стратегію наплавлення, наведену на рис. 6. Дана стратегія зміщує початкові точки між кожним шаром на  $90^\circ$ , забезпечуючи рівномірніший розподіл температур. При цьому, дана стратегія може використовуватись для наплавлення як цільних циліндричних напавлень, так і пустотілих елементів шляхом варіації траєкторій наплавлення.

Для запобігання переплаву та зменшенню нерівномірного розподілу термічної енергії на тонкостінній основі пропонується зменшувати потужність лазерного випромінювання при зміщенні траєкторії наплавлення ближче до центру напавленого елемента до величини 50...65 % від потужності лазерного випромінювання, яка використовується при напавленні крайніх доріжок матеріалу.

Для попередньої обробки деталі пропонується стандартні технологічні прийоми, а саме, проведення попереднього знежирення та очищення деталі. Поверхні деталей, на які буде виконувати-

ся наплавлення, слід зачищати до повного видалення іржі, окалини, олії, вологи та інших забруднень. Механічно оброблені заготовки під лазерне наплавлення слід зберігати в герметично закритій тарі в сухому місці (рекомендована відносна вологість – не вища за 60 %). Механічне зачищення поверхні заготовок під наплавлення треба проводити безпосередньо перед лазерним напавленням.

Під час встановлення та закріплення деталі для наплавлення пропонуються такі технологічні прийоми:

1. Закріплення деталі в максимальній кількості точок запобігає нерівномірному прогину тонкостінної основи.

2. Використання теплопровідних підкладок покращить відведення тепла від тонкостінної основи, зменшить прояв явища кольорів мінливості та обмежить можливий прогин. Також для мінімізації впливу лазерного випромінювання на тонкостінну основу рекомендується використання термопасти (наприклад, марок КПТ-5 та КПТ-8(М) або їхніх аналогів), нанесеної на тильну сторону тонкостінної деталі.



Рис. 4. Схематичне зображення розподілу порошку при використанні інтервалів при напавленні доріжок

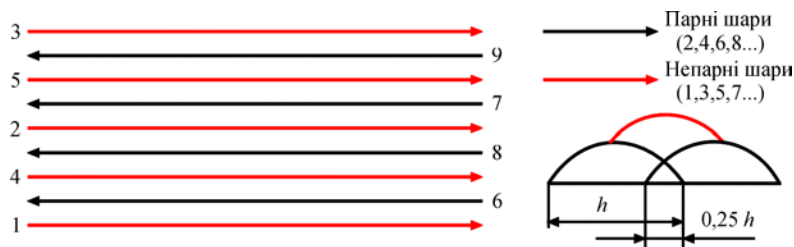


Рис. 5. Схема наплавлення лінійних елементів

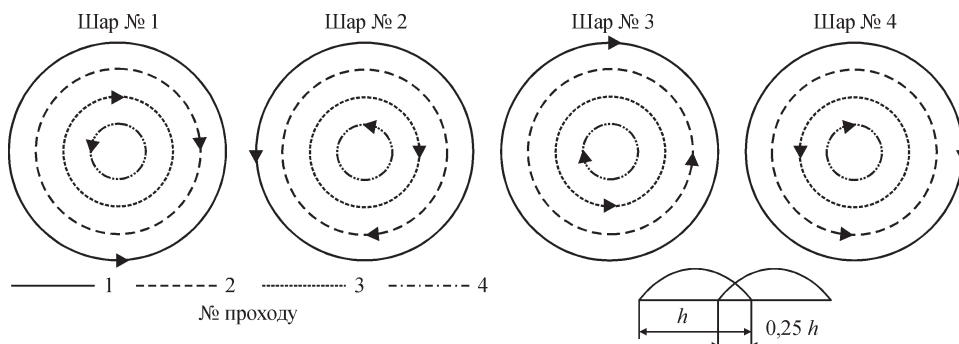


Рис. 6. Схема наплавлення циліндричних елементів

Для боротьби з впливом атмосферного повітря на матеріал, що наплавляється, під час його охолодження пропонується використання таких технологічних прийомів, як:

1. Подача газу за соплом у зоні рекристалізації та охолодження наплавленого матеріалу завдовжки 50...80 мм.

2. Подача газу протягом 10...15 с після закінчення обробки.

Ці технологічні прийоми дозволяють покращити якість нанесеного шару шляхом захисту наплавленого шару матеріалу від взаємодії з оточуючим середовищем.

При наплавленні перших 1...1,5 мм висоти функціонального елемента для забезпечення достатньої величини проплавлення основного металу з метою отримання якісного з'єднання наплавленого елемента до тонкостінної основи при мінімізації шансів проплаву тонкостінної основи було обрано робочий режим з такими характеристиками: погонна енергія 60 Дж/мм, густина потужності 40 кВт/см<sup>2</sup> (еквівалентна потужність лазерного випромінювання  $P = 2$  кВт). Використання даного режиму забезпечує проплавлення основного матеріалу тонкостінної основи до 0,4 мм, що робить його оптимальним при роботі з тонкостінними основами завтовшки до 1,2 мм. Це забезпечує достатнє проникнення наплавленого матеріалу в тонкостінну основу для якісного закріплення та запобігає появі проплавів.

При подальшому наплавленні для максимізації об'єму нанесеного за прохід матеріалу разом із мінімізацією кількості переплавленого попередньо нанесеного матеріалу було обрано робочий режим з наступними характеристиками: погонна енергія 45 Дж/мм, густина потужності 30 кВт/см<sup>2</sup> (еквівалентна потужність лазерного випромінювання  $P = 1,5$  кВт). Використання даного режиму забезпечує вдвічі меншу глибину проплавлення відносно попереднього режиму та створює стабільнішу дрібнозернисту структуру, що зменшує шанси утворення дефектів у вигляді пор і пустот.

**Визначення ефективності розроблених технологічних прийомів.** Відомо, що при наплавленні елементів на тонкостінні деталі між наплавленим шаром і основою виникає високий температурний градієнт, а також різниця між коефіцієнтами теплового розширення основи та порошку сплаву. Це викликає різницю в тепловому розширенні та усадці при охолодженні кожного наплавленого треку, що призводить до появи залишкових напружень і деформацій у виготовлених зразках (рис. 7) [15].

При визначенні ступеня небезпеки прогину матеріалу тонкостінної основи, а також величини прогину та інших деформацій тонкостінної осно-

ви було проведено експериментальне вимірювання вигинів деталей. Схематичні профілі наплавлених зразків наведено на рис. 8.

Результати візуальних і мікрометричних досліджень показали як загальний, так і місцевий прогин у зоні наплавлення. Як відомо з попередніх досліджень [15, 16], загальні деформації тонкостінної основи виникають у випадках, коли теплове розширення зони наплавлення тонкостінної деталі є більшим, ніж площа поверхні, на яку наплавлення не проводиться. У той же час, вигин тонкостінної основи в околі зони обробки виникає через стиснення наплавленого матеріалу в активній зоні наплавлення під час охолодження. Це, в свою чергу, призводить до створення стискаючих напружень сили усадки, що обумовлює вигин деталей. Результати мікрометричних вимірювань максимальних величин вигину тонкостінної основи завтовшки 1,2 мм під час лазерного наплавлення лінійних елементів заввишки 3,5 мм у 10 проходів наведено в таблиці.

Необхідно зазначити, що однорідні деформації зразків, отримані при величинах погонної енергії у 45 та 60 Дж/мм, зменшують шанс появи дефектів у місцях зміни напрямку прогину в порівнянні зі зразком, отриманим при величині погонної енергії у 75...90 Дж/мм. Результати, наведені в таблиці, візуалізовано на графіку рис. 9.

Для визначення профілю прогину матеріалу тонкостінної основи за технологією тривимірного методу цифрової кореляції зображень Stereo-DIC, принцип якої описано в [14], було проведено експериментальне визначення розподілу залишкових деформацій після наплавлення конструктивного елемента.

За результатами аналізу побудованої моделі було визначено, що:



Рис. 7. Типовий прогин з тильної сторони тонкостінної основи під час наплавлення [15]

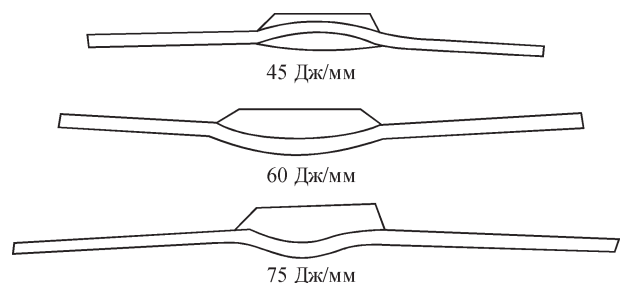


Рис. 8. Профілі зразків наплавлених елементів відповідно до використаної погонної енергії

1. Внутрішні напруження при лазерному наплавленні концентруються по зовнішніх границях наплавленого шару та його торцю.

2. Зміни у напружено-деформованому стані прямо впливають на вигин і форму деталі. Було визначено, що збільшення величини погонної енергії на 15 Дж/мм призводило до збільшення величини абсолютного прогину на 20...30 %.

3. Форма конструктивного елемента, що наплавляється, прямо впливає на ступінь деформації тонкостінної основи в залежності від площі поверхні матеріалу. Це пов'язано з розподілом теплових полів. Наприклад, при наплавленні елементів циліндричної та кубічної форми було зазначено рівномірний розподіл теплових полів і пов'язаних з ними деформацій у всі сторони. У той же час, під час наплавлення таких елементів, як ребра жорсткості та армуючі пояси, розподіл стає нерівномірним.

4. При використанні зразків з більш примусовим водяним чи комбінованим охолодженням деталі спостерігалось зменшення абсолютних значень внутрішніх напружень по всій поверхні деталі.

Для перевірки даних було проведено серію контрольних експериментів, під час яких було визначено, що використання цих технологічних прийомів значно (у залежності від форми елемента та обраної схеми наплавлення) знижує шанси утворення дефектів. Після аналізу результатів експерименту за технологією Stereo-DIC було визначено та представлено профілі прогину зразків під час наплавлення за різними режимами та з використанням комплексу технологічних прийомів (рис. 10).

Даний графік порівнює результати вимірювань абсолютних величин вигину між зразком, де ви-

користовувався рекомендований режим обробки з погонною енергією у 60 Дж/мм, і комплекс технологічних прийомів (лінія «60 Дж/мм + ТП») та три контрольні зразки, де при використанні режимів обробки з густиною потужності у 45, 60 та 75 Дж/мм додаткові комплекси технологічних прийомів не застосовувалися. У результаті проведення досліджень було зазначено, що використання запропонованих технологічних прийомів знижує прогин тонкостінної основи з 4...4,5 мм до 1...1,25 мм. Це свідчить про однозначну ефективність запропонованих технологічних прийомів для зниження величини прогину тонкостінної деталі.

**Обговорення результатів дослідження з мінімізації дефектів.** Аналіз даних, отриманих у результаті даного дослідження, дає безсумнівні докази ефективності запропонованих технологічних прийомів під час лазерного наплавлення на тонкостінну основу завтовшки до 4 мм. Це може бути пояснено використанням комплексного охолодження з використанням підкладного шару у вигляді термопасти в поєднанні з попередньо описаними технологічними прийомами, котрі в сумі призводять до зниження абсолютних значень вигину (різниці між крайніми значеннями вигину деталі) від 3,5...4,5 мм до 1...1,25 мм (у залежності від робочих режимів). Свою роль тут також відіграє оптимізація робочих режимів – під час використання режимів обробки з погонною енергією у 75 Дж/мм тонкостінна основа піддається набагато більшому тепловому впливу навіть у випадку використання технологічних засобів. На додачу до цього, під час структурного аналізу даного зразка в наплавлених шарах було виявлено появу переплавлених шарів, котрі знижували

Величини вигину на зразках з основою завтовшки 1,2 мм

Погонна енергія $E_p$ , Дж/мм	Максимальний прогин по наплавленому елементу $\Delta H_{напл}$ , мм	Максимальний прогин на пластині $\Delta H_{осн}$ , мм	Абсолютний максимальний прогин зразка, мм	Відносне відхилення прогину $\Delta H_{від}$ , %
30	+ 1,19	+ 0,68	1,19	–
45	+ 1,41	+ 0,87	1,41	18
60	– 1,63	– 1,14	1,63	37
75	– 0,85	+ 1,09	1,94	63
90	– 1,51 (проплав)	+ 0,77	2,28	92

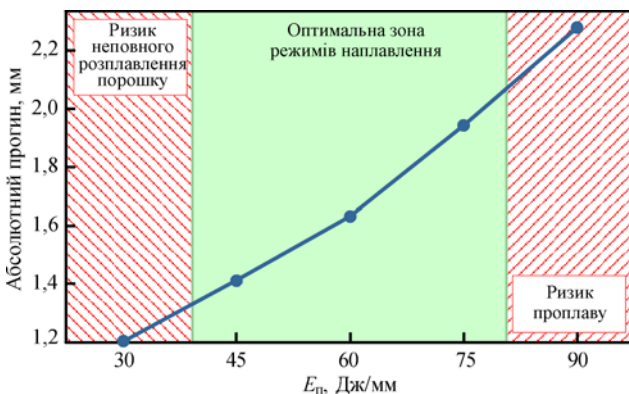


Рис. 9. Залежність абсолютної величини вигину від погонної енергії

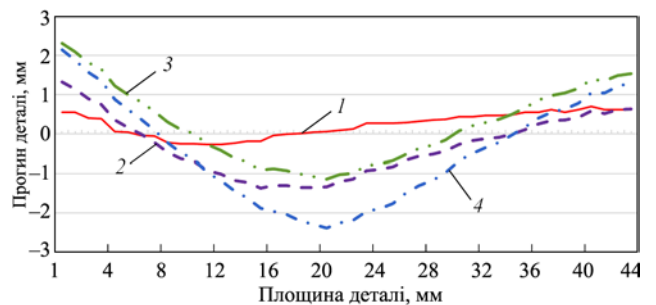


Рис. 10. Зміна профілю прогину тонкостінної основи в залежності від робочих режимів і допоміжних технологічних прийомів: 1 – 60 Дж/мм + ТП, 2 – 45 Дж/мм, 3 – 60 Дж/мм, 4 – 75 Дж/мм

мікротвердість наплавленого матеріалу. Забезпечення якісного закріплення та охолодження тонкостінної деталі також мінімізує шанс утворення дефекту прогину під впливом лазерного випромінювання.

Альтернативне рішення, запропоноване в [13], відрізняється складною формою тонкостінної основи й полягало в підвищенні теплообміну шляхом повітряного охолодження та збільшення контактної поверхні завдяки конвексній формі тонкостінної основи. Цей метод забезпечив бездефектне наплавлення з використанням потужності лазерного випромінювання до 400 Вт, однак потребував спеціального обладнання та не зміг забезпечити бездефектність тонкостінної основи при обробці на потужніших режимах. Це стає можливим завдяки використанню термопасти, що підвищує відносне тепловідведення матеріалу при вищих значеннях лазерного випромінювання завдяки значенню теплопровідності у 0,65...0,8 Вт/(м·°К) відносно теплопровідності повітря 0,26...0,28 Вт/(м·°К).

Для запобігання виникненню дефектів наплавлених елементів, пов'язаних з прогином та проплавом тонкостінної основи, було запропоновано використання таких технологічних прийомів, як:

1. Багатоточкове закріплення тонкостінної основи.
2. Створення та оптимізація схем наплавлення для одержання однорідного та збалансованого процесу тепловіддачі.
3. Використання тепловідвідних підкладок та охолоджувальних елементів.
4. Використання примусового (газового, водяного чи комбінованого) охолодження тонкостінної основи.
5. Підвищення теплопровідності тонкостінної основи шляхом використання термопаст.

Використання цих технологічних прийомів підвищує теплопровідність матеріалу, тим самим зменшуючи можливість утворення внутрішніх напружень, що є передумовою утворення місцевих пластичних деформацій, та збільшуючи швидкість охолодження деталі. Використання оптимізованих траєкторій наплавлення забезпечує рівномірний розподіл теплової енергії, що мінімізує шанс утворення загального прогину тонкостінної основи.

У подальшому необхідно врахувати, що для наплавлення на тонкостінні основи зі складнішою формою для забезпечення ефективності запропонованих технологічних прийомів необхідне створення спеціалізованого обладнання у вигляді охолоджувальних елементів із матеріалів з високою теплопровідністю (мідь, алюміній тощо). При цьому при реалізації наплавлення на тонкостінні деталі додатково необхідно врахувати вплив складної геометрії деталей на розподіл температур.

Подальші роботи за даною тематикою будуть містити виготовлення функціональних елементів на зразках, близьких за характеристиками до реальних деталей (за матеріалами та геометрією), з конкретнішими випробуваннями для умов, близьких до експлуатаційних. Це відкриє дорогу до подальшого розвитку технології та створення технологічних карт для впровадження даної технології на підприємствах вітчизняної промисловості.

## Висновки

1. Визначено методи мінімізації дефектів прогину та пропалу під час лазерного наплавлення функціональних елементів на тонкостінну основу. Вони полягають у контролі робочих режимів лазерного випромінювання – рекомендовано дотримуватись таких граничних величин характеристик робочих режимів: густини потужності у 30...40 кВт/см<sup>2</sup> та погонної енергії у 45...60 Дж/мм; а також у забезпеченні достатньо міцного закріплення тонкостінної основи та використанні комплексного комбінованого варіанту охолодження оброблюваної деталі. Комбінація даних технологічних прийомів збільшує теплопровідність і швидкість охолодження тонкостінної деталі та мінімізує появу таких дефектів, як прогин і проплав.

2. У результаті досліджень ефективності технологічних прийомів до запобігання утворенню дефектів було визначено, що завдяки високій теплопровідності термопасти 0,65...0,8 Вт/(м·°К), а також використанню спеціальних траєкторій обробки та технологічних прийомів загальний прогин деталі під час обробки лазерним випромінюванням потужністю у 2 кВт знижується з 4,5 мм до 1...1,25 мм.

## Список літератури/References

1. Su, J., Li, J., Zhu, K., Xing, F., Qiu, X., Liang, J. (2025) Optimization of laser welding parameters and fixed stress span design to minimize deformation in ultra-thin ferritic stainless steel. *Metals*, 15(3), 325. DOI: <https://doi.org/10.3390/met15030325>
2. Cheng, J., Xing, Y., Dong, E., Zhao, L., Liu, H., Chang, T., Chen, M., Wang, J., Lu, J., Wan, J. (2022) An overview of laser metal deposition for cladding: defect formation mechanisms, defect suppression methods and performance improvements of laser-cladded layers. *Materials*, 15(16), 5522. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma15165522>
3. Rosen, G.D., Stucker, B. (2015) *Additive manufacturing technologies: 3D printing, rapid prototyping and direct digital manufacturing*. Ch.10. Springer, New York.
4. Pulin, N., Ojo, O.A., Zhuguo Li (2014) Numerical modeling of microstructure evolution during laser additive manufacturing of a nickel-based superalloy. *Acta Materialia*, 77, 85–95. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.05.039>
5. Mukherjee, T., Manvatkar, V., De, A., DebRoy, T. (2017) Dimensionless numbers in additive manufacturing. *J. Appl. Phys.*, 121, 064904. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.4976006>
6. Altuncu, E., Tarım, M. (2024) Investigation of the bending behavior of IN625/SUS316L laser-cladding layers applied to GGG40. *Materials and Technology*, 58(3), 363–370. DOI: <https://doi.org/10.17222/mit.2023.1075>

7. Lan Kang, Peng Song (2024) Bending behaviour of surface corroded and perforated corroded steel tubes repaired by laser cladding additive manufacturing. *Thin-Walled Structures*, **203**, 112213. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.tws.2024.112213>
8. Yang, T., Xie, D., Yue, W., Wang, S., Rong, P., Shen, L., Zhao, J., Wang, C. (2019) Distortion of thin-walled structure fabricated by selective laser melting based on assumption of constraining force-induced distortion. *Metals*, **9**(12), 1281. DOI: <https://doi.org/10.3390/met9121281>
9. Zhonghua, Li, Renjun, Xu, Zhengwen, Zhang, Ibrahim, Kucukkoc (2018) The influence of scan length on fabricating thin-walled components in selective laser melting. *International J. of Machine Tools and Manufacture*, **126**, 1–12. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijmactools.2017.11.012>
10. Abele, E., Stoffregen, H.A., Kniepkamp, M., Lang, S., Hampe, M. (2015) Selective laser melting for manufacturing of thin-walled porous elements. *J. of Materials Processing Technology*, **215**, 114–122. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.07.017>
11. Jichang Liu, Lijun Li (2005) Effects of powder concentration distribution on fabrication of thin-wall parts in coaxial laser cladding. *Optics & Laser Technology*, **37**(4), 287–292. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2004.04.009>
12. Xu Niu, Ruixian Qin, Yunzhuo Lu, Bingzhi Chen (2021) Energy absorption behaviors of laser additive manufactured aluminium alloy thin-walled tube tailored by heat treatment. *Materials Transactions*, **62**(2), 278–283. DOI: <https://doi.org/10.2320/matertrans.MT-M2020271>
13. Ahuja, B., Schaub, A., Karg, M., Schmidt, R., Merklein, M., Schmidt, M. (2015) High power laser beam melting of Ti-6Al-4V on formed sheet metal to achieve hybrid structures. In: *Proc. SPIE 9353, Laser 3D Manufacturing II, 93530X (16 March 2015)*. DOI: <https://doi.org/10.1117/12.2082919>
14. Korzhyk, V., Khaskin, V., Savitsky, V., Klochkov, I., Kvasnytskyi, V., Perepichay, A., Peleshenko, S., Grinyuk, A., Alosyn, A., Shutkevych, O. (2022) Calculation-experimental procedure for determining welding deformations and stresses based on a digital image correlation method. *Eastern-European J. of Enterprise Technologies*, **5**(1(119)), 44–52. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2022.265767>
15. Yu, J., Sun, W., Huang, H., Huang, Y. (2020) Study on the deformation control and microstructures of thin-walled parts repaired by laser cladding. *Coatings*, **10**(4), 369. DOI: <https://doi.org/10.3390/coatings10040369>
16. Plati, A., Tan, J., Golosnoy, I., Persoons, R., vanAcker, K., Clyne, T. (2006) Residual stress generation during laser cladding of steel with a particulate metal matrix composite. *Adv. Eng. Mater.*, **8**, 619–624. DOI: <https://doi.org/10.1002/adem.200600063>
17. Kushnarova, O.S., Berdnikova, O.M., Alekseenko, T.O., Sokolovskyi, M.V., Siora, O.V., Lukashenko, V.A. (2025) Influence of the substructure on the change of mechanical properties in the surface layers of structural steel during laser and laser-plasma alloying. *Molecular Crystals and Liquid Crystals*, **769**(7-8), 695–705. DOI: <https://doi.org/10.1080/15421406.2025.2495828>

## DEVELOPMENT OF TECHNOLOGICAL METHODS FOR COMBATING DEFECTS THAT FORM DURING LASER CLADDING ON A THIN-WALLED BASE

M.V. Sokolovskyi, V.V. Savytsky, O.V. Siora, Yu.V. Yurchenko, D.A. Harder, A.V. Bernatskyi

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

E-mail: [m\\_sokolovskyi@paton.kiev.ua](mailto:m_sokolovskyi@paton.kiev.ua)

The object of the study is the dependencies of the interaction of laser radiation with the material during the deposition of layers of powder material on a thin-walled base made of heat-resistant corrosion-resistant steel. The problem this study addresses is that during the manufacturing of thin-walled body parts, the design of which contains functional elements that differ significantly in their characteristics from the parts themselves and are intended to perform a different set of certain critical tasks. Typically, these elements are created using argon-arc cladding, microplasma cladding and other processes, but products obtained using such technologies have a significant proportion of defects due to the high chance of defects such as penetration and deflection under the influence of thermal deformations. This work proposes the use of laser radiation for cladding of functional elements and studies methods for minimizing the chances of defects such as deflection as well as burn-through of a thin-walled base. Experimental studies have been conducted, the results of which have been used to refine the methods for cladding of functional elements on a thin-walled base. The results of this work prove the prospects of using laser technology for cladding of functional elements onto a thin-walled base. As a result of the work, methods were developed to minimize the influence of laser radiation on the formation of a deflection defect by 60–80% and to completely prevent any burn-through. These methods are based on the principle of increasing the area and speed of thermal energy distribution, which allow for formation of defect-free cladded layers. The results of this work are planned to be used during development of technologies for laser cladding of functional elements onto thin-walled parts of critical structures of products in space, aviation, chemical, instrument-making and other industries. 17 Ref., 1 Tabl., 10 Fig.

*Keywords: laser cladding, defect prevention, bending, burn-through, technological methods*

### ORCID

Соколовський М.В. – <https://orcid.org/0000-0003-3243-5060>, Савицький В.В. – <https://orcid.org/0000-0002-2615-1793>, Сіора О.В. – <https://orcid.org/0009-0005-8542-1633>, Юрченко Ю.В. – <https://orcid.org/0000-0001-9253-009X>, Гардер Д.А. – <https://orcid.org/0000-0002-4066-8182>, Бернацький А.В. – <https://orcid.org/0000-0002-8050-5580>

### КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

### АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

М.В. Соколовський

ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: [m\\_sokolovskyi@paton.kiev.ua](mailto:m_sokolovskyi@paton.kiev.ua)

### РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

М.В. Соколовський, В.В. Савицький, О.В. Сіора, Ю.В. Юрченко, Д.А. Гардер, А.В. Бернацький (2026) Визначення технологічних прийомів запобігання дефектам під час лазерного наплавлення на тонкостінну основу. *Автоматичне зварювання*, **02**, 25–32. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.02.03>

### ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

Отримано 01.08.2025

Отримано у переглянутому вигляді 20.10.2025

Підписано до друку 10.04.2026

Оприлюднено 11.04.2026

# ВПЛИВ ТЕРМОХІМІЧНИХ РЕАКЦІЙ У МЕТАЛО-МІНЕРАЛЬНОМУ ОСЕРДІ ПОРОШКОВОГО ДРОТУ НА ПОКАЗНИКИ ПЛАВЛЕННЯ ДРОТУ ПРИ ДУГОВОМУ ЗВАРЮВАННІ

В.В. Головка, О.С. Котельчук

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: alexa\_kot@ukr.net

Наведено результати дослідження порошкових матеріалів та їхніх сумішей методами комплексного термічного аналізу фізико-хімічних властивостей, що моделюють осердя порошкових дротів флюоритно-карбонатного типу, а також проаналізовано результати мас-спектроскопії газової фази при динамічному нагріванні таких модельних осердь до температури плавлення сталі. Результати цих досліджень пов'язані з показниками плавлення порошкових дротів. Визначено теплові ефекти термохімічних реакцій (ендотермічні процеси деструкції, дисоціації та плавлення, а також екзотермічні процеси, пов'язані з окисненням й утворенням комплексних сполук), які набувають розвитку під час нагрівання порошкового дроту на вильоті. Надано приклад можливості реалізації керування цими реакціями за рахунок зміни складу суміші, що дозволяє регулювати швидкість плавлення осердя, досягати формування сприятливих характеристик плавлення порошкового дроту та підвищувати ефективність переносу електродного металу в зварювальну ванну. Бібліогр. 9, табл. 2, рис. 3.

*Ключові слова:* зварювання, низьколегована сталь, порошковий дріт, метало-мінеральна шихта, термохімічні реакції

**Вступ.** Використання порошкових дротів при електродуговому методі зварювання набуло широкого використання. Особливе місце в цьому технологічному процесі займають самозахисні порошкові дроти. Для підвищення ефективності газового захисту при зварюванні самозахисними порошковими дротами важливим є не тільки створення умов для генерації достатньо великого обсягу захисних газів, але й керування процесами газовиділення, щоб забезпечити сталу генерацію захисної атмосфери на всіх етапах нагрівання та плавлення порошкового дроту, переносу електродного металу та існування зварювальної ванни.

Утворення розплавів на вильоті електродного дроту ще на стадії нагрівання порошкового осердя, до плавлення оболонки дроту та виділення газоподібних продуктів ( $\text{CO}$ ,  $\text{CO}_2$ ,  $\text{SiF}_4$  та ін.), визначає захисні функції порошкового дроту та суттєво впливає на перебіг реакцій взаємодії металу з газами на стадіях краплі та ванни. Температурні інтервали термохімічних реакцій (наприклад, ендотермічні процеси видалення газів, деструкції мінеральних складових, плавлення компонентів та екзотермічне окиснення та утворення комплексних сполук), які супроводжують процес нагрівання, перекриваються, а їхні теплові ефекти накладаються один на одного, стимулюючи розвиток одних процесів і гальмуючи інші.

Таким чином, керування цими термохімічними реакціями за рахунок корегування складу осердя

дозволяє регулювати швидкість його плавлення, досягаючи сприятливих характеристик плавлення порошкового дроту в цілому, а також перенесення електродного металу в зварювальну ванну. Специфічні дані стосовно величини сумарного теплового потоку при нагріванні порошкових композитів дозволяють оцінювати витрати тепла на їхнє нагрівання та плавлення, з урахуванням взаємного впливу екзо- та ендотермічних реакцій, що набувають розвитку в осерді порошкового дроту.

**Метою** даної роботи був пошук шляхів покращення зварювально-технологічних властивостей порошкових дротів на основі вивчення теплофізичних властивостей модельних композицій їхнього наповнювача (осердя) методами комплексного термічного аналізу з використанням елементів моделювання процесів утворення газового та шлакового захисту розплавленого металу при нагріванні й плавленні порошкових дротів.

**Методика та матеріали дослідження.** Для моделювання та аналізу ступеня розвитку термохімічних реакцій в осерді порошкового дроту проведено розрахунки температурних умов нагрівання та плавлення складових осердя порошкового дроту, враховуючи умови нагрівання оболонки та осердя порошкового дроту трубчастого перерізу діаметром 1,2; 1,6 та 2,0 мм [1]. При розрахунках бралось до уваги, що оболонка порошкового дроту при зварюванні нагрівається переважно за рахунок тепла, що виділяється при проходженні зварювального струму, й тепла від активної плями зварювальної дуги. При цьому на вильоті дроту встановлюється близьке до квазістаціонарного

© В.В. Головка, О.С. Котельчук

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND <https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

температурне поле. Це дозволяє моделювати осереддя порошкового дроту у вигляді циліндра нескінченної довжини, що нагрівається із зовнішньої поверхні та торця, і проводити розрахункові оцінки. У розрахунках моделювалось нагрівання оболонки порошкового дроту на вильоті дроту до температури плавлення сталі (~1500 °C). Оскільки теплопровідність порошкового композита в десятки разів менша за теплопровідність металу, то при високих швидкостях плавлення тепло, передане торцю електродного дроту від дуги, поширюється на значно меншу довжину. Розрахункові оцінки для модельних осередь порошкових дротів карбонатно-флюоритного та рутилового типів показали, що порошковий композит осереддя дроту при зварювальному струмі 350... 400 А (для діаметра дроту 2 мм) нагрівається в основному за рахунок теплопередачі від дуги й – меншою мірою – від оболонки.

З метою визначення можливості використання в якості шлакоутворюючих компонентів в осередді самозахисних дротів проведено дослідження впливу таких шлакоутворюючих сполук, які мають температуру плавлення нижче від температури металевого розплаву зварювальної ванни низьколегованих сталей. В якості таких матеріалів у склад осереддя порошкових дротів вводять флюорит ( $T_{пл} = 1418$  °C), рутил ( $T_{пл} = 1843$  °C), перовскіт ( $T_{пл} = 1975$  °C), воластоніт ( $T_{пл} = 1540$  °C). З цією ж метою використовують карбонат літію, для якого найвища швидкість термічної декомпозиції досягається вже за температури ~730 °C за реакцією:  $Li_2CO_3 \rightarrow Li_2O + CO_2$ .

Виходячи з викладеного вище, для подальших досліджень було обрано варіант із введенням в осереддя порошкового дроту карбонату літію. Для такого складу осереддя порошкового дроту оцінено ступінь розвитку термохімічних реакцій у порошковому композиті, використовуючи одержані термоаналітичними методами дані досліджень відповідних модельних композицій осередь порошкових дротів.

**Результати досліджень.** Дослідження теплофізичних властивостей моделей порошкових осередь були проведені при динамічному нагріванні до температур плавлення сталі (~1500 °C), використовуючи методи комплексного термічного аналізу, що містять термогравіметричний, диференціальний термогравіметричний аналізи та диференціальну сканувальну калориметрію, а також мас-спектроскопію газової атмосфери, що формується в процесі нагрівання, з використанням суміщеного термоаналізатора TGA/DSC Q600 STD (фірми «TA Instruments», США) і мас-спектроме-

тра VG ProLab (фірми «Thermo Scientific Fisher», Велика Британія). Кінетичні параметри термохімічних реакцій (зокрема енергії активації процесів) у модельних композиціях осереддя порошкового дроту визначалися на основі даних серій термічного аналізу, що проводився з різними швидкостями нагрівання із застосуванням ізоконверсійного методу Фліна-Уола-Озаві [2–4].

Для поглибленого вивчення процесів газо-шлакоутворення, що набувають розвитку при нагріванні та плавленні порошкоподібних/дисперсних матеріалів, у якості об'єктів досліджень використали порошкові композити, які за вмістом відповідають складу осереддя самозахисних порошкових дротів. Властивості таких композитів вивчалися на зразках масою  $20,0 \pm 0,2$  мг у керамічних тиглях (виготовлені з оксиду алюмінію  $Al_2O_3$ ) при динамічному нагріванні зі швидкістю ~20 °C/хв до температури ~1500 °C у потоці повітря з витратами, які відповідали розмірам нагрівальної камери та умовами калібрування приладу – ~100 см<sup>3</sup>/хв.

Для визначення витрат тепла на нагрівання, плавлення та термічну деструкцію модельного осереддя порошкового дроту використовували дані диференціальної сканувальної калориметрії з використанням шихти порошкового дроту карбонатно-флюоритного типу, що містять карбонат літію. Оцінку зварювально-технологічних властивостей самозахисних порошкових дротів із різним вмістом карбонату літію в порошковому осередді проводили при зварюванні дослідними порошковими дротами трубчастої конструкції Ø1,6 мм на постійному струмі прямої полярності, використовуючи систему реєстрації, статистичної обробки та аналізу електричних сигналів електродугового зварювання, подібну до Hannover АН XII [5, 6].

Визначення даних для оцінювання теплового балансу при нагріванні та плавленні порошкового дроту, осереддя якого містить карбонат літію, виконували при зварюванні порошковим дротом Ø1,6 мм, що містить 1 мас. %  $Li_2CO_3$ , на режимі  $U_d \sim 24$  В і  $I_{зв} \sim 250$  А ( $v_{зв} \sim 3,5$  м/хв). Як видно з даних, наведених на рис. 1, при нагріванні шихти порошкового дроту тепло витрачається на плавлення та термічну дисоціацію  $Li_2CO_3$ , що призводить до утворення  $Li_2O$  у шлаковій фазі та виділення в газову фазу  $CO_2$ . Сумарний витратний тепловий ефект досягає 20,5 кДж/г осереддя дроту, при цьому близько 2,4 % підведеної енергії витрачається на нагрівання, плавлення та термічну дисоціацію компонентів осереддя дроту, що призводить до помітного погіршення зварювально-технологічних властивостей – зниження

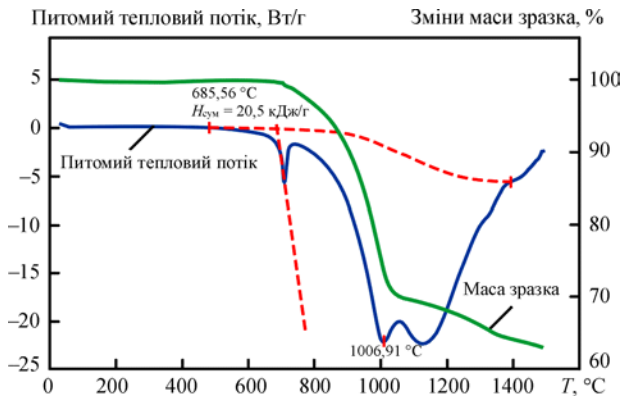


Рис. 1. Термічний аналіз одночасно методами диференційної сканувальної калориметрії та термогравіметрії модельного порошкового осердя, що містить  $\text{Li}_2\text{CO}_3$

стабільності горіння дуги, підвищеного розбрикування електродного металу.

Результати статистичної обробки значень зварювального струму та напруги дуги, що були одержані за допомогою системи, яка використовує швидкісні аналого-цифрові перетворювачі, для моніторингу й обробки електричних сигналів дугового зварювання з частотою 50 кГц [7–9], наведено в табл. 1 і на рис. 2. Ці дані свідчать, що вміст карбонату літію в порошковому осерді дроту істотно не впливає на технологічні характеристики процесу при його вмісті до 2 % маси дроту. Перевищення цього значення веде до підвищення розбрикування електродного металу (табл. 1).

У загальному випадку введення карбонатів полегшує відділення шлакової кірки по краях металу шва. Це полегшення пояснюється впливом оксидів, що утворюються при розкладанні карбонатів, на гомогенізацію шлаків. Збільшення вмісту карбонатів в

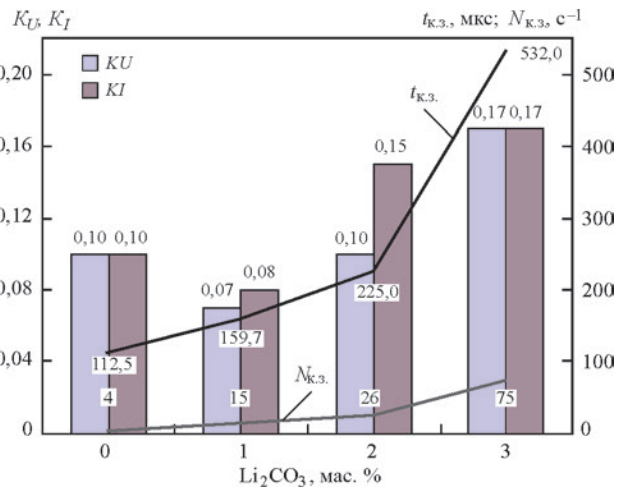


Рис. 2. Коефіцієнти варіації напруги дуги та зварювального струму, середня тривалість і частота коротких замикань при зварюванні дослідними самозахисними порошковими дротами в залежності від вмісту карбонату літію в порошковому осерді дроту

осерді дроту понад 2 мас. % підвищує ефективність створюваного газового захисту несуттєвим чином.

Таким чином, можна зробити висновок, що вміст карбонатів у таких порошкових дротах доцільно обмежити на рівні 1... 2 % за масою. Це дозволяє зберегти на прийнятному рівні показники, що характеризують стабільність процесу зварювання, і при цьому забезпечити достатньо ефективний газовий захист металу та хорошу віддільність шлакової кірки (табл. 2, рис. 2).

**Аналіз та обговорення отриманих даних.** Дослідження фізико-хімічних властивостей порошкових матеріалів та їхніх сумішей методами комплексного термічного аналізу, що моделюють осердя порошкових дротів, а також мас-спек-

Таблиця 1. Статистичні характеристики процесу зварювання дослідними самозахисними порошковими дротами

Частка карбонату літію в осерді дроту, мас. %	Напруга на дузі			Зварювальний струм			Середнє значення тривалості коротких замикань, мкс	Частота коротких замикань, с <sup>-1</sup>
	Середнє значення, В	Стандартне відхилення, В	Коефіцієнт варіації	Середнє значення, А	Стандартне відхилення, А	Коефіцієнт варіації		
0	23,1	2,3	0,10	289,1	28,0	0,10	112,5	4
1	21,8	1,6	0,07	296,4	24,9	0,08	159,7	15
2	22,9	2,4	0,10	283,0	36,0	0,15	225,0	26
3	22,0	3,8	0,17	294,5	49,4	0,17	532,0	75

Таблиця 2. Показники технологічних властивостей порошкових дротів, що містять різну кількість карбонатів в осерді

Частка карбонату літію в осерді дроту, мас. %	Напруга на дузі, В	Зварювальний струм, А	Втрати металу на розбрикування, %	Віддільність шлакової кірки, бали	Наявність дефектів
0	19...22	220...270	5,1	3	відсутні
	23...26	250...300	4,8	3	пори
1	19...22	220...250	5,2	5	відсутні
	23...26	250...300	4,9	5	відсутні
2	19...22	250...300	7,2	5	відсутні
	23...27	310...350	6,9	5	відсутні
3	18...22	240...290	11,3	4	відсутні
	22...24	300...350	9,3	4	відсутні

троскопія газової фази при динамічному нагріванні до температури плавлення сталі, показали, що процес нагрівання сумішей порошкових матеріалів, які містять газо- та шлакоутворювальні компоненти разом із металевими порошками, супроводжується протіканням реакцій дисоціації з газовиділенням, окисненням та плавленням сумішей з утворенням первинного розплаву металеві та шлакової фаз.

Відомо, що утворення шлакового розплаву ще на стадії нагрівання порошкового осердя до плавлення оболонки дроту та виділення газів у результаті термічної деструкції матеріалів осердя порошкового дроту (наприклад,  $\text{CO}_2$ ,  $\text{SiF}_4$ ) сприяє покращенню захисних функцій порошкових дротів при зварюванні без додаткового захисту. Теплові ефекти термічних реакцій (ендотермічні процеси деструкції, плавлення та екзотермічні процеси окиснення та утворення комплексних сполук), які супроводжують процес нагрівання, протікають одночасно. Отримані в результаті проведених досліджень дані мають слугувати базою для реалізації процесів керування цими реакціями за рахунок зміни складу суміші, що дозволяє регулювати швидкість плавлення осердя, сприяє формуванню сприятливих характеристик плавлення порошкового дроту та переносу електродного металу у зварювальну ванну.

Ефективність теплового потоку визначалась через продуктивність плавлення зразків порошкового дроту при використанні захисної атмосфери вуглекислого газу та його суміші з аргонем (коргаз, M21 та ін.). Вища ефективність досягнута при використанні газової суміші марки «Коргон» (CORGON), що містить до 18 об. %  $\text{CO}_2$ . Продуктивність плавлення оцінювалась за формулою:

$$MR = a \cdot I + b \cdot L \cdot I^2,$$

де сталі коефіцієнти  $a$  та  $b$  залежать лише від полярності струму  $I$ ;  $L$  – виліт дроту.

На ефективність плавлення дротів найсуттєвіше впливає складова, яка пов'язана з густиною струму, що протікає по суцільній частині перерізу порошкового дроту ( $b \cdot L \cdot I^2$ ). Як видно з даних, наведених на рис. 3, використання порошкового дроту в порівнянні з дротом суцільного перерізу такого ж діаметра при однакових параметрах зварювання дозволяє досягти більшої ефективності та швидкості плавлення.

Наявність порошкового осердя, що містить металеві порошки, знижує витрати енергії на радіаційне тепло, яке практично не впливає на продуктивність плавлення електродного металу. Експериментально підтверджено, що використання порошкового дроту дозволяє підвищити продуктивність плавлення електродного металу в порівнянні з дротом суцільного перерізу на 20...30 % при аналогічних параметрах зварювання [9]. Це дозволяє виконувати зварні шви заданого розміру з більшою швидкістю та знижувати втрати тепла на випромінювання, а також перегрів основного металу, що є важливим при зварюванні з'єднань низьколегованих сталей високої міцності.

Використовуючи дані диференціальної сканувальної калориметрії, провели оцінку витрат тепла на нагрівання та плавлення порошкового осердя карбонатно-флюоритного типу з додаванням карбонату літію, що впливають на зварювально-технологічні властивості порошкового дроту. Отримані експериментальні дані свідчать, що при нагріванні шихти порошкового дроту тепло витрачається на плавлення та термічну дисоціацію  $\text{Li}_2\text{CO}_3$ . Це спричиняє утворення  $\text{Li}_2\text{O}$  у шлаковій фазі та виділення в газову фазу  $\text{CO}_2$ . При цьо-

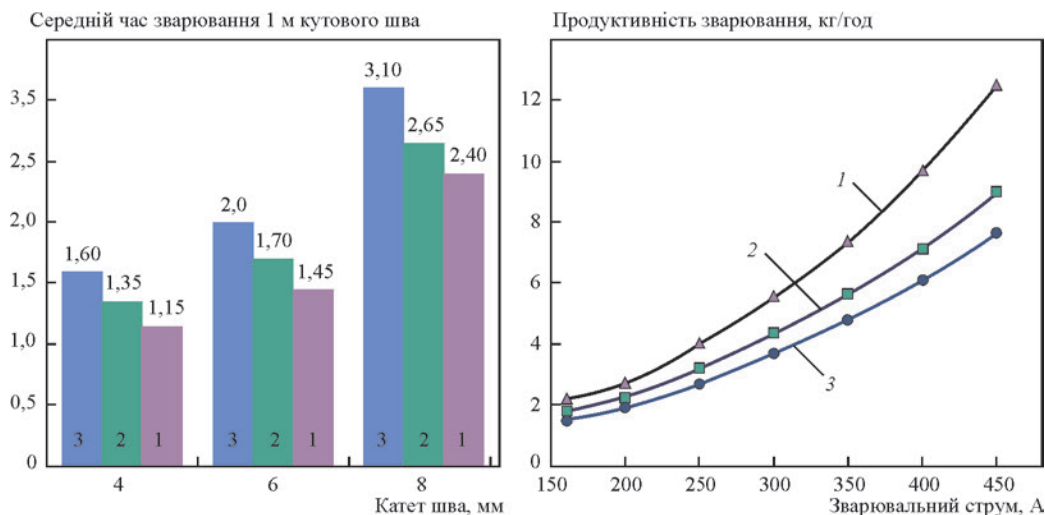


Рис. 3. Типова продуктивність наплавлення електродними дротами  $\text{Ø}1,2$  мм різного типу в атмосфері захисного газу M21 (об. %: 82 Ar + 18  $\text{CO}_2$ ): порошковими дротами з метало-порошковим (1) і рутиловим типом осердя (2), дротом суцільного перерізу (3)

му сумарний витратний тепловий ефект досягає 20,5 кДж/г осердя дроту. Такі дані дозволили оцінити тепловий баланс при нагріванні та плавленні осердя порошкового дроту. Зокрема при зварюванні порошковим дротом Ø1,6 мм, що містить в осерді 1 мас. %  $\text{Li}_2\text{CO}_3$ , близько 2,4 % підведеної енергії витрачається на нагрівання, плавлення та термічну дисоціацію компонентів осердя дроту, що призводить до помітного погіршення зварювально-технологічних властивостей, а саме: зниження стабільності горіння дуги, підвищеного розбризкування електродного металу.

### Висновки

Дослідження методами комплексного термічного аналізу фізико-хімічних властивостей порошкових матеріалів та їхніх сумішей, що моделюють осердя порошкових дротів, а також мас-спектроскопія газової фази при динамічному нагріванні до температури плавлення сталі показали, що:

- процес нагрівання сумішей порошкових матеріалів, які містять газо- та шлакоутворювальні компоненти разом з металевими порошками, супроводжується протіканням реакцій дисоціації з газовиділенням, окисненням та плавленням сумішей з утворенням первинного розплаву металеві та шлакової фаз;

- утворення шлакового розплаву ще на стадії нагрівання порошкового осердя, до плавлення оболонки дроту та виділення газів ( $\text{CO}_2$ ,  $\text{SiF}_4$ ), сприяє покращенню захисних функцій порошкових дротів при зварюванні без додаткового захисту;

- теплові ефекти термохімічних реакцій (ендо-термічні процеси деструкції, плавлення та екзо-термічного окиснення та утворення комплексних сполук), які супроводжують процес нагрівання, протікають одночасно;

- реалізація керування цими реакціями за рахунок зміни складу суміші дозволяє регулювати

швидкість плавлення осердя, сприяє формуванню сприятливих характеристик плавлення порошкового дроту та переносу електродного металу в зварювальну ванну;

- у якості компонентів порошкового дроту, які знижують температуру початку оплавлення осердя, доцільно використовувати металеві порошки на основі алюмінію та його сплавів, неметалеві шлако- та газоутворювальні компоненти типу карбонатів, оксидів і фторидів лужних металів.

### Список літератури/References

1. Походня І.К., Явдошин І.Р., Швачко В.І., Пальцевич А.П., Котельчук А.С. (2004) *Металлургия дуговой сварки. Взаимодействие газов с металлами*. Под ред. И.К. Походни. Киев, Наукова думка. 415–438.  
Pokhodnya, I.K., Yavdoshchin, I.R., Shvachko, V.I., Paltsevich, A.P., Kotelchuk, A.S. (2004) *Metallurgy of Arc Welding. Interaction of Gases with Metals*. Ed. by I.K. Pokhodnya. Kyiv, Naukova Dumka. 415–438 [in Russian].
2. Wendlandt, W.Wm. (1986) *Thermal methods of analysis*. 3rd Ed. A Wiley – Interscience Publication, John Wiley & Sons, New York, Chichester, Brisbane, Toronto, Singapore.
3. (2023) ASTM E1641-23. *Standard test method for decomposition kinetics by thermogravimetry using the Ozawa/Flynn/Wall method*. West Conshohocken, PA.
4. Golovko, V.V., Kotelchuk, O.S., Naumeiko, S.M., Golyakovich, A.A. (2022) Development of self-shielded flux-cored wires for arc welding of low-alloy steels. In: *Defect and Diffusion Forum*. Vol. 416. Trans Tech Publications Ltd, Switzerland, 103–114.
5. Ponomarev, V., Al-Erhayem, O., Apps, R.L. et al. (1997) *Arc welding process statistical analysis. Methodical approaches, analysis conceptions, experiences: Manual-guide*. JOM-Institute, DTU- Helsingor.
6. Rehfeldt, D., Schmitz, Th., Behrens S.M. (1995) *Report on the use of quality monitoring systems*. IIW Doc. XII-1420-95.
7. Keehan, E., Karlsson, L., Andron, H.-O., Svensson L.-E. (2006) New developments with C–Mn–Ni high strength steel weld metals properties. *Welding J. Welding Research Supplement*, **85**, 211s–218s.
8. Keehan, E., Karlsson, L., Thuvander, M., Bergquist, E.L. (2007) Microstructural characterization of as deposited and reheated weld metal – high strength steel weld metals. *Welding in the World*, **51**, 44–49. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF03266559>
9. Shlepakov, V.N., Kotelchuk, A.S. (2019) Improvement of technological and sanitary-hygienic characteristics of gas-shielded arc welding process. *The Paton Welding J.*, **6**, 29–33. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2019.06.05>

## INFLUENCE OF THERMOCHEMICAL REACTIONS IN THE METAL-MINERAL CORE OF FLUX-CORED WIRE ON WIRE MELTING CHARACTERISTICS AT ARC WELDING

V.V. Holovko, O.S. Kotelchuk

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

E-mail: alexa\_kot@ukr.net

Results of study of physical and chemical properties of powdered materials and their mixtures that simulates cores of flux-cored wires of carbonate-fluoride type using methods of complex thermal analysis as well as mass-spectral study of composition of gas phase at their dynamic heating up to steel melting point are given in connection with the melting properties of flux-cored wires. Heat effects of thermochemical reactions (endothermic processes of destruction, dissociation and melting as well as exothermic processes of oxidation and formation of complex compounds) that take place simultaneously during flux-cored wire heating and melting at the wire extension are evaluated. An example of a possibility to regulate flux-cored wire melting rate, to achieve the favorable flux-cored wire melting characteristics and to increase the efficiency of electrode metal transfer to welding pool is presented. 9 Ref., 2 Tabl., 3 Fig.

*Keywords: welding, low-alloy steel, flux-cored wire, metal-mineral charge, thermochemical reactions*

ORCID

В.В. Головка – <https://orcid.org/0000-0002-2117-0864>, О.С. Котельчук – <https://orcid.org/0000-0002-5432-0232>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

О.С. Котельчук

ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: alexa\_kot@ukr.net

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

В.В. Головка, О.С. Котельчук (2026) Вплив термохімічних реакцій у метало-мінеральному осерді порошкового дроту на показники плавлення дроту при дуговому зварюванні. *Автоматичне зварювання*, 02, 33–38. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.02.04>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

Отримано 02.10.2025

Отримано у переглянутому вигляді 24.11.2025

Підписано до друку 10.04.2026

Оприлюднено 11.04.2026

# XXIV МІЖНАРОДНИЙ ПРОМИСЛОВИЙ ФОРУМ-2026

## МІЖНАРОДНІ СПЕЦІАЛІЗОВАНІ ВИСТАВКИ



МЕТАЛООБРОБКА



УКРЗВАРЮВАННЯ



УКРВТОРЕХ



ГІДРАВЛІКА  
ПНЕВМАТИКА



ПІДШИПНИКИ



УКРЛИТВО



АВТОМАТИЗАЦІЯ  
І РОБОТОТЕХНІКА



БЕЗПЕКА  
ВИРОБНИЦТВА



ЗРАЗКИ, СТАНДАРТИ  
ЕТАЛОНИ, ПРИЛАДИ



ПІДЙОМНО-ТРАНСПОРТНЕ  
СКЛАДСЬКЕ ОБЛАДНАННЯ



ІНДУСТРІАЛЬНІ  
ПАРКИ



Генеральний  
інформаційний партнер:



**26–28**  
**ТРАВНЯ**

# ФОРМУВАННЯ ПОКРИТТІВ, ЩО МІСТЯТЬ МАХ-ФАЗИ, В УМОВАХ ГАЗОТЕРМІЧНИХ МЕТОДІВ НАПИЛЕННЯ ПОРОШКУ СИСТЕМИ TiC-TiH<sub>2</sub>-Al

Н.В. Вігілянська<sup>1</sup>, Т.В. Цимбаліста<sup>1</sup>, О.П. Грищенко<sup>1</sup>, І.О. Козьяков<sup>1</sup>, О.Й. Гудименко<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: [pewinataliya@gmail.com](mailto:pewinataliya@gmail.com)

<sup>2</sup>Інститут фізики напівпровідників ім. В.Є. Лашкарьова НАН України. 02000, м. Київ, пр. Науки, 45. E-mail: [gudymen@ukr.net](mailto:gudymen@ukr.net)

У роботі досліджено формування покриттів при плазмовому напиленні (ПН) та високошвидкісному газополуменевому напиленні (ВШГПН) з використанням порошку системи TiH<sub>2</sub>-Al-TiC. Композиційний порошок було отримано шляхом обробки порошкової суміші вихідних компонентів TiH<sub>2</sub>, Al і TiC у планетарному млині протягом 5 год, у результаті чого формуються конгломератні частинки з розміром <40 мкм. Отриманий композиційний порошок містить вихідні компоненти суміші та продукти їхньої взаємодії – алюмінід титану Ti<sub>3</sub>Al, карбід МАХ-фази (Ti<sub>3</sub>AlC, Ti<sub>2</sub>AlC). Покриття, отримані методами плазмового та високошвидкісного газополуменевого напилення, досліджували з використанням рентгенофазового аналізу, оптичної мікроскопії та мікродюрометрії. Встановлено, що при плазмовому напиленні фазовий склад одержаного покриття суттєво відрізняється від МХС-порошку, який напилювався. У покритті залишається фаза TiC, але в меншій кількості, ніж у вихідному порошку, і присутня фаза TiCN, яка утворилась при взаємодії атомів азоту з TiC у процесі проходження порошку через плазмовий струмінь частинок порошку та контактом із газовим середовищем. Піків Al, МАХ-фази Ti<sub>2</sub>AlC і карбиду Ti<sub>3</sub>AlC на рентгенограмі не виявлено, що, вочевидь, пов'язано з інтенсивним окисненням частинок порошку з утворенням оксиду титану TiO<sub>2</sub> двох модифікацій (рутил та анатаз) та оксиду алюмінію Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. У покритті присутні фази Ti<sub>3</sub>Al та TiH<sub>2</sub> у незначній кількості, які наявні у вихідному МХС-порошку. Плазмове покриття має ламелярну світлу структуру з порожнечами у вигляді викришувань (11 %) та містить нерозплавлені дрібні частинки порошку. При високошвидкісному газополуменевому напиленні фазовий склад покриття несуттєво відрізняється від фазового складу вихідного порошку, покриття успадковує фазовий склад вихідного МХС-порошку, оскільки нових сполук, крім оксидів, не утворюється. Структура покриття – тонколамелярна зі світлими металевими й сірими оксидними прошарками та з невеликою кількістю нерозплавлених частинок із пористістю (~2 %). Мікротвердість покриттів системи TiC-TiH<sub>2</sub>-Al складає 5400 ± 1060 МПа для ПН-покриття та 3710 ± 950 МПа для ВШГПН-покриття. Бібліогр. 23, табл. 2, рис. 4.

*Ключові слова: покриття, плазмове напилення, високошвидкісне газополуменеве напилення, МАХ-фаза, механохімічний синтез, фазовий склад, структура, мікротвердість*

**Вступ.** Потрійні сполуки Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> та Ti<sub>2</sub>AlC належить до передової групи керамічних матеріалів, які називаються МАХ-фазами. Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> та Ti<sub>2</sub>AlC стійкі до пошкоджень і поєднують керамічні та металеві характеристики. Як метали вони є тепло- та електропровідними, легко обробляються звичайними інструментами та стійкі до термічних ударів. Як кераміка Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> та Ti<sub>2</sub>AlC легкі, пружно-жорсткі та термостабільні, а також зберігають свою міцність до високих температур, утворюючи безперервний окисний шар Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на поверхні Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> та Ti<sub>2</sub>AlC при високих температурах. Зокрема Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> демонструє деяку аномальну сти- скальну пластичність за кімнатної температури порівняно зі звичайною керамікою. Завдяки такому незвичайному поєднанню властивостей, Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> та Ti<sub>2</sub>AlC вважаються потенційно привабливими матеріалами для різних функціональних

і структурних застосувань, таких як: конструкційний матеріал для високих температур, теплообмінник для атомних електростанцій, матеріали для електричних контактів [1].

Синтез МАХ-фази Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> вперше був описаний у 1994 р. Пітцкою та Шустером шляхом спікання порошкових сумішей Ti, TiAl, Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> та C [2]. Найширше використовувані комбінації вихідних матеріалів для отримання МАХ-фази Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>-Ti/Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>/C, Ti/Al/C, Ti/Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>/TiC, Ti/Al/TiC, Ti/Al/C/TiC [3, 4]. Проте Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> дуже важко синтезувати через його дуже вузький фазовий діапазон на потрійній фазовій діаграмі Ti-Al-C [2].

У більшості методів як джерело Ti використовувалися металеві порошки, які є коштовними та призводять до високої вартості Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> [4]. Порошки TiH<sub>2</sub> є проміжними продуктами для виготовлення металевих порошків Ti та дешевшими за порошки Ti. Ціна порошків TiH<sub>2</sub> на 10 % нижча, ніж ціна порошків Ti з еквівалентним розміром частинок. Тим не менш, якщо порошки TiH<sub>2</sub> використовуються для виготовлення Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>, тривалий час

© Н.В. Вігілянська, Т.В. Цимбаліста, О.П. Грищенко, І.О. Козьяков, О.Й. Гудименко

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026  
 Це стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND  
<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

відпалу є важливим для попереднього видалення водню в  $TiH_2$ . Крім того, цей процес дегідрування викликає утворення багатьох пор у синтезованих продуктах. Для ущільнення зразків необхідний допоміжний тиск під час спікання. Збільшення вартості через кошовну обробку компенсує зниження вартості через дешевшу сировину. Тому використання  $TiH_2$  замість  $Ti$  є доцільним для виготовлення порошків, а не щільних зразків  $Ti_3AlC_2$ .

При використанні  $TiH_2$  в якості джерела  $Ti$  для синтезу МАХ-фази  $Ti_3AlC_2$  використовують комбінації порошків вихідних матеріалів  $TiH_2/Al/TiC$  [4–8],  $TiH_2/Al/C$  [9–12],  $TiC/TiH_2/Al/C$  [13]. Для синтезу МАХ-фази  $Ti_3AlC_2$  порошки спікали у вакуумі за допомогою методу імпульсного розрядного спікання (PDS) (PAS-V, Sodick Co. Ltd.) (так званий SPS) [4, 9], порошки спікали в трубчастій печі в атмосфері аргону методом реактивного спікання без тиску (PLS) [5], синтезу порошків у вакуумній печі в середовищі аргону [6–8], методом реактивного синтезу [10, 11], методом мікрохвильового спікання (MWS) [12], самопоширеного високотемпературного синтезу (SHS) [13].

Метод імпульсного розрядного спікання (PDS), який також називають іскрово-плазмовим спіканням (SPS), є нещодавною інновацією, його універсальність дозволяє швидко ущільнювати до майже теоретичної щільності в ряді металевих, керамічних та інших інженерних компонентів. При спіканні методом імпульсного розрядного спікання PDS у порошковій суміші  $TiH_2/Al/TiC$  [4] було виявлено, що механізм синтезу  $Ti_3AlC_2$  здійснюється через реакції між проміжними фазами  $AlTi_3$ ,  $Al_3Ti$ ,  $AlTi$  та  $Ti_2AlC$ , а також вихідними реагентами.

При синтезі методом спікання PLS [5] у порошковій суміші  $TiH_2/Al/TiC$  було отримано 95 мас. % чистої  $Ti_3AlC_2$ , зразок мав пористу структуру та легко розбивався на порошок. При додаванні Sn або Si до  $TiH_2/Al/TiC$  температура синтезу знизилась до 1200 °C, було отримано однофазний продукт  $Ti_3AlC_2$  з компактною, майже безпористою мікроструктурою зразка.

Після синтезу порошків  $TiH_2/Al/TiC$  у вакуумній печі в середовищі аргону [6–8] отримали фазовий склад зразків після синтезу: 92 %  $Ti_3AlC_2$  та 8 %  $Al_2O_3$  [6], 91,51 %  $Ti_3AlC_2$ , і 8,49 %  $Al_2O_3$  з пористістю 13 % [7], 95 %  $Ti_3AlC_2$  і 5 %  $TiC$  з пористістю 22 %, а після гарячого пресування зерна істотно подрібнилися та зменшилися розміри пор до 1 %, а фазовий склад містив 89 %  $Ti_3AlC_2$ ; 6 %  $TiC$ ; 5 %  $Al_2O_3$  [8].

При спіканні методом PDS порошкової суміші  $TiH_2/Al/C$  [9] реакція дегідрування не завершилася при нагріванні порошків до 900 °C порівняно з порошковою сумішшю  $TiH_2/Al/TiC$  [4], вміст фази  $Ti_3AlC_2$  у випадку  $TiH_2/Al/C$  був низьким. Це можна пояснити більшою кількістю порошку  $TiH_2$ , що використовується у вихідних порошках, ніж у випадку використання порошкової суміші  $TiH_2/Al/TiC$  [4], в якій приблизно дві третини  $Ti$  походило з  $TiC$ .

Шляхом реактивного синтезу було успішно виготовлено пористу кераміку з 100 % вмістом  $Ti_3AlC_2$  [10,11] з  $TiH_2/Al/C$  з різним вмістом  $Al$  в порошковій суміші. Вплив різного вмісту  $Al$  на фазовий склад порошкової суміші та на структуру пор було систематично досліджено в порошковій суміші [11], що показало, що однофазну пористу кераміку  $Ti_3AlC_2$  можна отримати, регулюючи. При збільшенні вмісту  $Al$  збільшується ваговий відсоток МАХ-фази  $Ti_3AlC_2$  і збільшуються відкрита та загальна пористість, а максимальна пористість спостерігається при 100 % вмісті  $Ti_3AlC_2$ .

При спіканні методом MWS [12] реакція синтезу  $Ti_3AlC_2$  у порошковій суміші  $TiH_2/Al/C$  відбувається при нижчих температурах, чим при інших методах спікання.

У порошковій суміші  $2,6Ti + 1,2Al + 2C + 0,1TiH_2$  [13] вміст  $Ti_3AlC_2$  – 80,6 мас. %,  $Ti_2AlC$  – 13,6 мас. % та  $TiC$  – 5,8 мас. %. Зі збільшенням  $TiH_2$  було виявлено зменшення  $Ti_3AlC_2$  разом зі збільшенням  $Ti_2AlC$ . У суміші  $2,6Ti + 1,2Al + 2C + 0,4TiH_2$  виявлено 67,8 мас. %  $Ti_3AlC_2$ , 28,6 мас. %  $Ti_2AlC$  та 3,7 мас. %  $TiC$ . Це може бути пов'язано з неповним розкладом  $TiH_2$  через зниження температури горіння зі збільшенням  $TiH_2$ . Термічний розклад  $TiH_2$  мав забезпечити  $Ti$  для реакції синтезу. Через брак  $Ti$  при додаванні  $TiH_2$  знижується кількість  $TiC$ , що перешкоджає фазовому переходу з  $Ti_2AlC$  у  $Ti_3AlC_2$ .

Технології механічного подрібнення, механічної активації та механічного синтезу також успішно використовуються для виготовлення так званих МАХ-фаз ( $Mn + 1AXn$ ). Серед методів спікання механохімічний синтез (МХС) привернув значну увагу вчених-матеріалознавців завдяки легкому синтезу перенасиченого твердого розчину, аморфної фази, інтерметалідів і нанокристалічних матеріалів майже у всіх сплавах при кімнатній температурі. МХС успішно використовується для виготовлення МАХ-фаз [14–17]. Для системи  $Ti-Al-C$  МХС порошків титану (оксиду титану або гідриду титану), алюмінію та графіту, як правило, забезпечує утворення інтерметалевих сполук  $Ti-$

Al та карбиду титану, при цьому в незначній кількості утворюються МАХ-фази. МАХ-фази різної стехіометрії переважно утворюються при подальшій термічній обробці порошку при 600...1700 °С або спіканні порошоків у цьому температурному діапазоні завдяки взаємодії титан- та алюмінієвого розплаву з карбідом (TiC або Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>).

Для отримання тонких плівок, які містять МАХ-фазу Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>, використовується метод осадження PVD [18]. Для застосування при високих температурах або суворих умовах зазвичай потрібні покриття завтовшки понад 100 мкм. Для нанесення покриттів завтовшки >50 мкм використовують методи газотермічного напилення. Переваги процесів газотермічного напилення над іншими методами осадження полягають у простоті обладнання, відсутності необхідності проведення процесів у захисній атмосфері та у можливості одержання покриттів завтовшки до кількох мм на деталях різної конфігурації. Однак популярні сучасні методи газотермічного напилення, такі як плазово-дугове та високошвидкісне газополумєневе напилення, не знайшли широкого застосування для формування покриттів на основі Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> через високу температуру полум'я, яка, як правило, викликає розкладання та/або окиснення МАХ-фаз [19–22]. Натомість методи ПН і ВШГПН застосовуються для напилення покриттів на основі МАХ-фази Ti<sub>2</sub>AlC, у фазовому складі яких внаслідок фазових перетворень у процесі напилення формується МАХ-фаза Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> [21, 22].

Покриття з високим вмістом МАХ-фази Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> (74...84 %) було одержано плазовим методом при використанні матеріалу, що напилюється, у вигляді суспензії [23]. У цьому випадку, на відміну від традиційного повітряно-плазового напилення, використовується потік рідини для подачі порошку в джерело тепла замість транспортуючого газу. Ця зміна дає можливість обійти етап нагрівання порошку плазовим пальником, що дозволяє наносити термочутливі покриття.

**Мета роботи** – дослідження формування покриттів при плазовому та високошвидкісному газополумєневому напиленні композиційного порошку TiC-TiH<sub>2</sub>-Al, одержаного методом механохімічного синтезу.

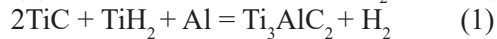
**Матеріали та методи досліджень.** У якості матеріалу для напилення використовували композиційний порошок (КП), одержаний методом МХС порошкової суміші TiC/TiH<sub>2</sub>/Al. В якості вихідних матеріалів для одержання КП використовували порошки:

– порошок TiC (40...63 мкм, ТУ 6-09-492-75) – 79,2...80 Ti, 0,1...0,2 C (вільний), 19,4...20,2 C (загальний), 0,1...0,6 Fe;

– порошок дигідриду титану TiH<sub>2</sub> (<40 мкм, ТУ У 114-10-026-98) – 0,10 Fe, 0,06 – Cl, 0,04 – N;

– порошок Al (ПА-4, -50 + 40 мкм) – <0,4 Si, <0,35 Fe, <0,02 Cu.

Вміст вихідних порошоків у суміші було розраховано на одержання МАХ-фази Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> за реакцією (1) і складав 60,9TiC-25,4TiH<sub>2</sub>-13,7Al (мас. %).



Процес МХС суміші порошоків проводили у високоенергетичному млині Активатор 2SL протягом 5 год при швидкості 600/900 об/хв. Плазове напилення проводили на серійній установці УПУ-8М з використанням плазмотрону типу Metco F4 MB. Для напилення покриттів методом високошвидкісного газополумєневого напилення використовували установку ВШГПН-1, виготовлену в ІЕЗ ім. С.О. Патона за прототипом HIPOJET 2700M (Metallizing Equipment Co. Pvt. Ltd., Індія). Технологічні параметри ПН та ВШГПН наведено в табл. 1, 2.

Для дослідження порошоків і напилених покриттів застосовували такі методи досліджень: металографії, мікродюрометрії та рентгеноструктурний фазовий аналіз (РСФА). Для дослідження структури порошоків і напилених покриттів застосовували оптичний мікроскоп Neophot-32 із пристосуванням для цифрового фотографування. Для

**Таблиця 1. Технологічні параметри ПН покриттів із порошку системи TiC-TiH<sub>2</sub>-Al**

Параметр	Величина
Сила струму, А	600
Напруга, В	40
Витрата плазмоутворюючого газу Ar/N <sub>2</sub> , л/хв	30
Пропорції плазмоутворюючого газу Ar/N <sub>2</sub> , %	80/20
Витрата транспортуючого газу N <sub>2</sub> , л/хв	5
Витрата порошку, кг/год	1,4
Дистанція напилення, мм	100

**Таблиця 2. Технологічні параметри ВШГПН покриттів з порошку системи TiC-TiH<sub>2</sub>-Al**

Параметр	Величина
Витрата пального газу CH <sub>4</sub> , л/хв	28
Тиск пального газу CH <sub>4</sub> , атм	5,5
Витрата кисню, м <sup>3</sup> /год	4
Тиск кисню, атм	8
Витрата повітря, м <sup>3</sup> /год	15
Тиск повітря, атм	5
Витрата транспортуючого газу, л/хв	20
Тиск транспортуючого газу, атм	5
Дистанція напилення, мм	140

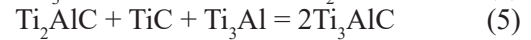
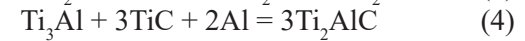
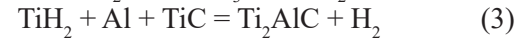
кількісного аналізу вмісту в покриттях пор застосовували оптичну методику (метод аналізу зображення), яка полягає у визначенні площі, що припадає на виявлені пори, щодо всієї площі шліфа покриття. Цифрове зображення оброблялося програмою Image-Pro Plus, яка дозволяє вимірювати пористість (виділяючи включення, що відрізняються за кольором і яскравістю), визначати кількість і процентне відношення по площі.

Дослідження фазового складу частинок порошку та покриття проводили за допомогою дифрактометра PANalytical X'Pert PRO з використанням CuK $\alpha$ -випромінення ( $\lambda = 0,15406$  нм). Напруга на аноді трубки 45 кВ, струм 40 мА. Дифрактограми прописувалися з кроком  $0,025^\circ$  з часом набору в точці 1 с. Обробку даних дифрактометричних вимірювань проводили за допомогою програми High Score Plus.

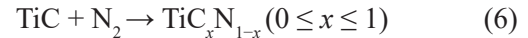
Дослідження мікротвердості покриттів проводилось на мікротвердомірі ПМТ-3 при навантаженні 50 г. Принцип дії приладу ПМТ-3 заснований на вдавлюванні алмазної піраміди в досліджуваний матеріал під певним навантаженням і вимірюванні лінійної величини діагоналі отриманого відбитка.

**Результати експерименту та їхнє обговорення.** Використання в якості вихідного компонента алюмінію, який відноситься до пластичних матеріалів, сприяє проходженню повторюваних процесів «холодного» зварювання та подрібнення, у результаті чого через 5 год обробки при швидкості обертання барабану 900 об/хв формуються конгломератні частинки з розміром < 40 мкм (рис. 1, а).

Рентгенофазовим аналізом встановлено (рис. 1, б), що отриманий КП через 5 год обробки має багатофазну структуру, яка складається з вихідних компонентів (TiC, TiH<sub>x</sub>, Al) і продуктів їхньої взаємодії між собою, утворення яких може протікати за наступними реакціями: алюмініду титану Ti<sub>3</sub>Al за реакцією (2), МАХ-фази Ti<sub>2</sub>AlC за реакціями (3) та/або (4), потрійної сполуки Ti<sub>3</sub>AlC за реакцією (5).



У процесі напilenня порошку системи TiC-TiH<sub>2</sub>-Al методом ПН відбуваються суттєві фазові перетворення, фазовий склад одержаного покриття (рис. 2, а) суттєво відрізняється від МХС-порошку, який напилувався. Покриття має кристалічну структуру, в покритті залишається фаза TiC, але в меншій кількості, ніж у вихідному порошку. Піків Al, МАХ-фази Ti<sub>2</sub>AlC та карбіду Ti<sub>3</sub>AlC на рентгенограмі не виявлено, що, вочевидь, пов'язано з інтенсивним окисненням частинок порошку з утворенням оксиду титану TiO<sub>2</sub> двох модифікацій (рутил та анатаз) та оксиду алюмінію Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Фази Ti<sub>3</sub>Al та TiH<sub>2</sub>, які наявні у вихідному МХС-порошку, присутні у покритті в незначній кількості. На рентгенограмі видно роздвоєння піків поряд з піком TiC, які належать фазі TiCN, утворення якої пов'язано із взаємодією атомів азоту з TiC у процесі проходження частинок порошку через плазмовий струмінь, де вони контактують з газовим середовищем при протіканні реакції:



На відміну від плазмового напilenня, у процесі ВШГПН частинки порошку TiC-TiH<sub>2</sub>-Al не зазнають суттєвих фазових перетворень, фазовий склад покриття несуттєво відрізняється від фазового складу порошку (рис. 2, б). У покритті, як і в МХС-порошку, наявні фази TiC, Ti<sub>3</sub>Al, а також МАХ-фаза Ti<sub>2</sub>AlC та карбід Ti<sub>3</sub>AlC, кількість яких у покритті дещо знижується відносно МХС-порошку, що є наслідком взаємодії цих складових у процесі напilenня з киснем з утворенням оксидів титану TiO, Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> та алюмінію Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Таким чином, можна зробити висновок, що при ВШГПН покриття успадковує фазовий склад вихідного МХС-порошку, оскільки нових сполук, крім оксидів, не утворюється.

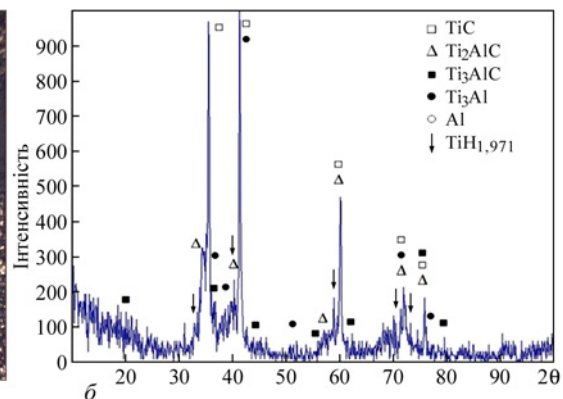
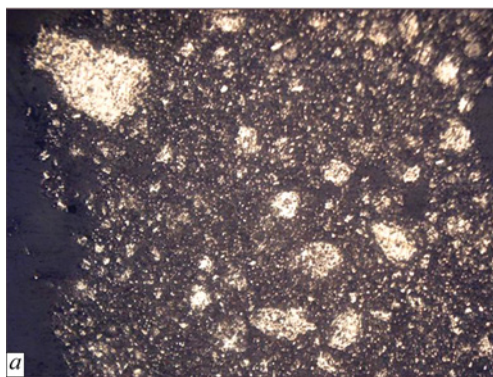


Рис. 1. Мікроструктура (а) і рентгенограма (б) КП TiC-TiH<sub>2</sub>-Al

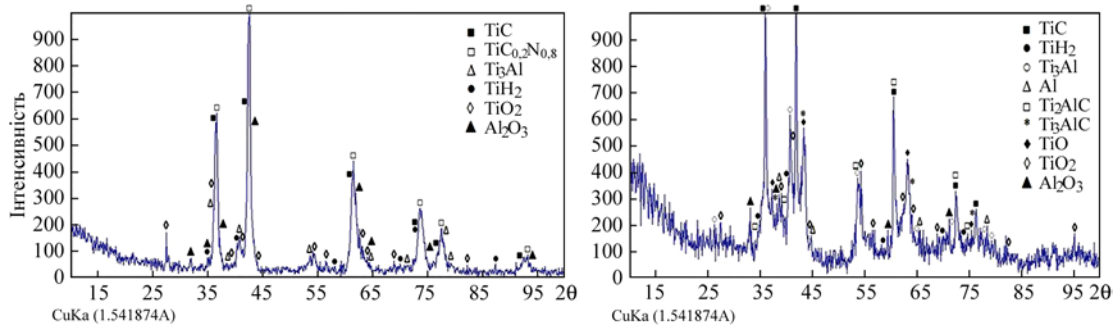
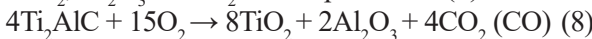


Рис. 2. Рентгенограми покриттів, отриманих із порошку системи TiC-TiH<sub>2</sub>-Al: а – ПН, б – ВШГПН

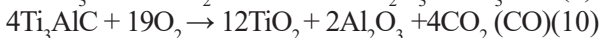
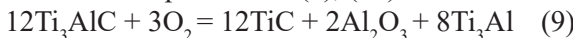
Часткове або повне розкладання МАХ-фази Ti<sub>2</sub>AlC при ВШГПН та ПН покриття системи TiC-TiH<sub>2</sub>-Al відбувається за наступними реакціями. При температурі 600...1000 °С відбувається частковий розпад Ti<sub>2</sub>AlC, що призводить до утворення фаз TiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> і Ti<sub>3</sub>Al за реакцією (7).



При температурі >1000 °С відбувається руйнування структури МАХ-фази та повне окиснення до TiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> та CO<sub>2</sub>/CO за реакцією (8).



Розкладання карбідної фази Ti<sub>3</sub>AlC відбувається аналогічно за реакціями (9), (10).



Плазмове покриття системи TiC-TiH<sub>2</sub>-Al має ламелярну світлу структуру з жовтими та нечисельними темно-коричневого кольору ламелями

(рис. 3, а). У покритті присутні порожнечі у вигляді викришувань у кількості 11 %, які утворилися під час виготовлення мікросліфа покриття через його крихкість. Також у покритті зустрічаються нерозплавлені дрібні частинки порошку. При ВШГПН формуються покриття зі щільною тонколамелярною структурою зі світлими металевими та сірими оксидними прошарками та з невеликою кількістю нерозплавлених частинок (рис. 3, б). Наявність нерозплавлених частинок свідчить, що більш тугоплавкі частинки порошку в процесі короткого часу перебування частинок у струмені не встигають нагрітися та в результаті високошвидкісного наплення не здобули потрібної пластичності для формування ламелей і лягають у покритті в твердому або злегка пластичному стані. Покриття має невелику пористість (~2 %).

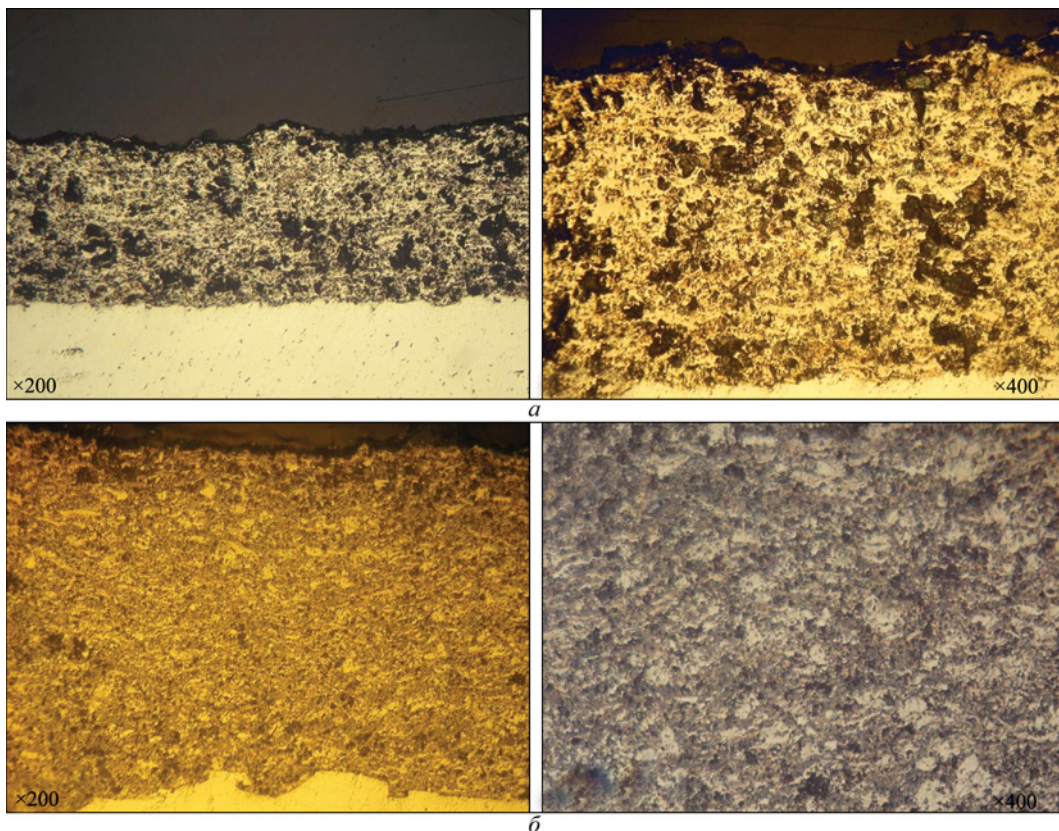


Рис. 3. Мікроструктура покриттів, отриманих із порошку системи TiC-TiH<sub>2</sub>-Al: а – ПН, б – ВШГПН

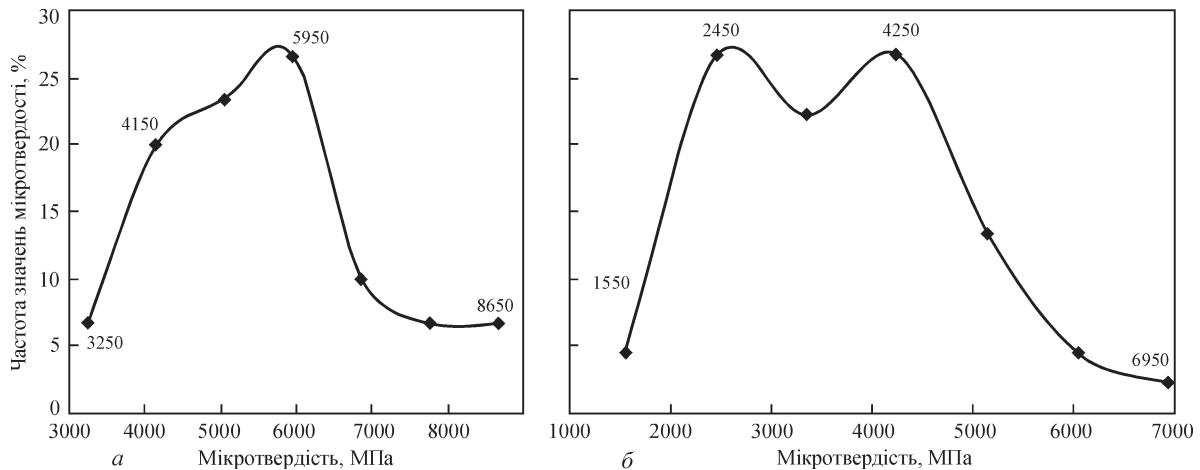


Рис. 4. Варіаційні криві розподілу значень мікротвердості покриттів системи TiC-TiN<sub>2</sub>-Al, одержаних методами ПН (а) та ВШГПН (б)

Багатофазність покриттів системи TiC-TiN<sub>2</sub>-Al, одержаних методами ПН та ВШГПН, підтверджується побудованими варіаційними кривими розподілу значень мікротвердості (рис. 4), на яких видно широкий розкид значень у діапазоні 3250...8650 та 1550...7000 МПа для ПН ВШГПН відповідно, з наявністю двох піків найбільш вірогідних значень мікротвердості - 4150 та 6000 для ПН (рис. 4, а) та 2450 та 4250 МПа (рис. 4 б) для ВШГПН. Середня мікротвердість складає 5400±1060 МПа для ПН-покриття та 3710 ± 950 МПа для ВШГПН-покриття. Дещо більша мікротвердість ПН-покриття пов'язана, вочевидь, з більшим вмістом в покритті карбиду TiC, тоді як в ВШГПН-покритті наявні більш м'якші та пластичні фази карбідів Ti<sub>2</sub>AlC та Ti<sub>3</sub>AlC.

**Висновки**

Проведені дослідження показали, що в процесі МХС суміші порошоків TiC-TiN<sub>2</sub>-Al відбувається взаємодія вихідних компонентів з утворенням МАХ-фази Ti<sub>2</sub>AlC замість МАХ-фази Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>, на утворення якої було розраховано вміст вихідних елементів суміші.

При напиленні МХС-порошку системи TiC-TiN<sub>2</sub>-Al методами ПН та ВШГПН після напилення в покриття залишається велика кількість вихідної фази TiC, що свідчить про те, що реакція між компонентами МХС-порошку не проходить до кінця під час напилення.

У процесі плазмового напилення за рахунок дії температури та взаємодії з киснем відбувається повне розкладання МАХ-фази Ti<sub>2</sub>AlC.

У процесі ВШГПН частинки порошоків TiC-TiN<sub>2</sub>-Al не зазнають суттєвих фазових перетворень і фазовий склад покриття несуттєво відрізняється від фазового складу порошоків, але при напиленні відбувається часткове розкладання

МАХ-фази Ti<sub>2</sub>AlC внаслідок взаємодії частинок порошоків з киснем з утворенням оксидів.

При плазмовому напиленні формуються покриття з низькою когезійною міцністю шару, про що свідчить значна кількість (11 %) несучільностей і викришувань у структурі. Структура ВШГПН-покриттів є щільною, покриття сформовані з частково розплавлених деформованих частинок. Мікротвердість одержаних ПН- та ВШГПН-покриттів складає 5,4 та 3,7 ГПа відповідно.

**Список літератури/Reference**

1. Rahaei, M.B., Jia, D., Rahaei, M., Ghodrati, H. (2017) Manufacturing of high volume fraction of Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>-Ti<sub>2</sub>AlC metallic ceramics as nano-multilayered structures through high energy milling, hot pressing and liquid phase sintering. *Materials Characterization*, **128**, 176–183. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2017.01.033>
2. Pietzka, M.A., Schuster, J.C. (1994) Summary of constitutional data on the Aluminum-Carbon-Titanium system. *J. Phase Equilib.*, **15**, 392–400. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF02647559>
3. Wang, X.H., Zhou, Y.C. (2010) Layered machinable and electrically conductive Ti<sub>3</sub>AlC and Ti<sub>2</sub>AlC<sub>2</sub> ceramics: a review. *J. Mater. Sci. Technol.*, **26**(5), 385–416 [https://doi.org/10.1016/S1005-0302\(10\)60064-3](https://doi.org/10.1016/S1005-0302(10)60064-3)
4. Zou, Y., Sun, Zh., Tada, Sh., Hashimoto, H. (2007) Rapid synthesis of single-phase Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> through pulse discharge sintering a TiH<sub>2</sub>/Al/TiC powder mixture. *Scripta Materialia*, **56**, 725–728. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2007.01.026>
5. Li, L., Zhou, A., Xu, L. et al. (2013) Synthesis of high pure Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> and Ti<sub>2</sub>AlC powders from TiH<sub>2</sub> powders as Ti Source by Tube furnace. *J. of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed.*, **28**, 882–887. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11595-013-0786-2>
6. Старостіна А.В., Прихна Т.А., Сverdun В.Б. та ін. (2013) Стійкість до високотемпературного окиснення матеріалів на основі МАХ-фаз систем Ti-Al-(C, N). *Сучасні проблеми фізичного матеріалознавства*, **22**, 103–107. <http://www.materials.kiev.ua/article/1821>
7. Старостіна А.В., Прихна Т.А., Осадчий А.В., та ін. (2011) Дослідження демпфуючих властивостей матеріалів на основі МАХ фази Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>. *Сучасні проблеми фізичного*

- матеріалознавства*, **20**, 73–79. <http://www.materials.kiev.ua/article/2052>
- Starostina, A.V., Prikhna, T.A., Osadchy A.V., et al. (2011) Investigation of damping properties of materials based on MAX phase  $Ti_3AlC_2$ . *Suchasni Problemy Fizychnoho Materialoznavstva*, **20**, 73–79 [in Ukrainian]. <http://www.materials.kiev.ua/article/2052>
8. Івасишин А.Д., Осташ О.П., Прихна Т.О. та ін. (2015) Вплив технологічних середовищ на механічні і фізичні властивості матеріалів для паливних комірок. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, **2**, 7–15.
- Ivasyshyn, A.D., Ostash, O.P., Prikhna, T.O. et al. (2015) The influence of technological media on mechanical and physical properties of materials for fuel cells. *Fizyko-Khimichna Mekhanika Materialiv*, **2**, 7–15 [in Ukrainian].
9. Zou, Y., Sun, Zh., Hashimoto, H., Cheng, L. (2009) Synthesis reactions for  $Ti_3AlC_2$  through pulse discharge sintering  $TiH_2/Al/C$  powder mixture. *J. of Alloys and Compounds*, **468(1-2)**, 217–221. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2008.01.062>
10. Yang, J., Liao, C., Wang, J., et al. (2014) Reactive synthesis for porous  $Ti_3AlC_2$  ceramics through  $TiH_2$ , Al and graphite powders. *Ceramics International*, **40**, 6739–6745. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2013.11.136>
11. Yang, J., Liao, C., Wang, J. et al. (2014) Effects of the Al content on pore structures of porous  $Ti_3AlC_2$  ceramics by reactive synthesis. *Ceramics International*, **40(3)**, 4643–4648. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2013.09.004>
12. Chen, W., Tang, J., Shi, X. et al. (2020) Synthesis and formation mechanism of high-purity  $Ti_3AlC_2$  powders by microwave sintering. *Int. J. Appl. Ceram. Technol.*, **17**, 778–789. DOI: <https://doi.org/10.1111/ijac.13452>
13. Yeh, C.-L., Chen, Y.-T. (2025) Effects of  $TiC$ ,  $TiH_2$ , Al, and carbon on production of  $Ti_3AlC_2$  by self-sustaining combustion synthesis. *Materials*, **18(6)**, 1293. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma18061293>
14. Shahin, Sh., Kazemi, A. (2016) Mechanochemical synthesis mechanism of  $Ti_3AlC_2$  MAX phase from 5 elemental powders of Ti, Al and C/N. *Advanced Powder Technology*, **27(4)**, 1775–1780. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.apt.2016.06.008>
15. Zhu, J., Gao, J., Yang, J. et al. (2008) Synthesis and microstructure of layered-ternary  $Ti_2AlC$  ceramic by high energy milling and hot pressing. *Materials Science and Engineering A*, **490(1-2)**, 62–65. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.01.017>
16. Zakeri, M., Rahimpour, M.R., Sadrnezhad, S.K. (2011) Study on feasibility of  $Ti_3AlC_2$  synthesis by mechanical alloying and heat treatment. *Powder Metallurgy*, **54(3)**, 273–277. DOI: <https://doi.org/10.1179/174329009X457081>
17. Li, Sh.-B., Zhai, H.-X., Bei, G.-P. et al. (2007) Synthesis and microstructure of  $Ti_3AlC_2$  by mechanically activated sintering of elemental powders. *Ceramics International*, **33(2)**, 169–173. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2005.07.024>
18. Eklund, P., Becker, M., Jansson, U. et al. (2010) The Mn+1AX<sub>n</sub> phases: Materials science and thin-film processing. *Thin Solid Films*, **518(8)**, 1851–1878. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2009.07.184>
19. Вігілянська Н., Янцевич К., Олевська Л. та ін. (2024) Формування покриттів на основі МАХ-фази  $Ti_3SiC_2$  в умовах газотермічних методів нанесення (Огляд). *Вісник КрНУ імені Михайла Остроградського*, **4(147)**, 135–142. DOI: <https://doi.org/10.32782/1995-0519.2024.4.17>
- Vigilianska, N., Iantsevitch, C., Olevska, L. et al. (2024) Formation of coatings based on the MAX-phase  $Ti_3SiC_2$  under the conditions of gas-thermal application methods (Overview). *Visnyk KrNU imeni Mykhaila Ostrohradskoho*, **4(147)**, 135–142 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.32782/1995-0519.2024.4.17>
20. Zhang, Z., Lim, S. H., Chai, J. et al. (2017) Plasma spray of  $Ti_3AlC_2$  MAX phase powders: Effects of process parameters on coatings properties. *Surface and Coatings Technology*, **325**, 429–436. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.07.006>
21. Frodelius, J., Sonestedt, M., Björklund, S. et al. (2008)  $Ti_3AlC_2$  coatings deposited by High Velocity Oxy-Fuel spraying. *Surface and coatings technology*, **202(24)**, 5976–5981. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2008.06.184>
22. Sonestedt, M., Frodelius, J., Palmquist, J.-P. et al. (2010) Microstructure of high velocity oxy-fuel sprayed  $Ti_3AlC_2$  coatings. *J. of Materials Science*, **45(10)**, 2760–2769. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10853-010-4263-4>
23. Yu, H., Suo, X., Gong, Y. et al. (2016)  $Ti_3AlC_2$  coatings deposited by liquid plasma spraying. *Surface and Coatings Technology*, **299**, 123–128. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2016.04.076>

## FORMATION OF COATINGS CONTAINING MACH-PHASES, UNDER GAS-THERMAL SPUTTERING CONDITIONS OF $TiC-TiH_2-Al$ POWDER

N.V. Vihilianska<sup>1</sup>, T.V. Tsymbalista<sup>1</sup>, O.P. Gryshchenko<sup>1</sup>, I.O. Koziakov<sup>1</sup>, O.Y. Gudymenko<sup>2</sup>

<sup>1</sup>E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: [pewinataliya@gmail.com](mailto:pewinataliya@gmail.com)

<sup>2</sup>V.E. Lashkaryov Institute of Semiconductor Physics of the NAS of Ukraine. 02000, 45 Nauky Ave., Kyiv, Ukraine.

E-mail: [gudymen@ukr.net](mailto:gudymen@ukr.net)

This study investigates the formation of coatings via plasma spraying (PS) and high-speed gas-flame spraying (HSGFS) using a  $TiH_2-Al-TiC$  powder system. The composite powder was obtained by processing a powder mixture of the starting components  $TiH_2$ , Al and  $TiC$  in a planetary mill for 5 hours, resulting in the formation of agglomerated particles with a size of <40  $\mu m$ . The resulting composite powder contains the initial components of the mixture and the products of their interaction – titanium aluminate  $Ti_3Al$ , and MAX-phase carbides ( $Ti_3AlC_2$ ,  $Ti_2AlC$ ). The coatings, obtained by plasma and high-speed gas-flame spraying methods, were investigated using X-ray phase analysis, optical microscopy and microdurometry. It has been established that, during plasma spraying, the phase composition of the resulting coating differs significantly from that of the MHS powder used for spraying. The coating retains a  $TiC$  phase, but in a smaller quantity than in the original powder, and contains a  $TiCN$  phase, which was formed during the interaction of nitrogen atoms with  $TiC$  as the powder passed through the plasma jet of powder particles and came into contact with the gas environment. Peaks for Al, the MAX phase of  $Ti_2AlC$  and  $Ti_3AlC_2$  were not detected in the X-ray diffraction pattern, which is evidently due to the intense oxidation of the powder particles, resulting in the formation of titanium oxide  $TiO_2$  in two forms (rutile and anatase) and aluminium oxide  $Al_2O_3$ . The coating contains  $Ti_3Al$  and  $TiH_2$  in insignificant quantities, which are present in the initial MHS powder. The plasma coating has a lamellar light structure with voids in the form of spalling (11 %) and contains unmelted fine powder particles. In high-speed gas-flame spraying, the phase composition of the coating differs only slightly from that of the starting powder; the coating inherits the phase composition of the starting MHS powder, as no new compounds are formed apart from oxides. The coating structure is thin-lamellar, consisting of light-coloured metallic and grey oxide layers, with a small amount of unmelted particles and a porosity of (~2 %). The microhardness of  $TiC-TiH_2-Al$  system coatings is  $5400 \pm 1060$  MPa for the PN coating and  $3710 \pm 950$  MPa for the VSHPN coating. 23 Ref., 2 Tabl., 4 Fig.

**Keywords:** coatings, plasma spraying, high-speed gas-flame spraying, MAH phase, mechanochemical synthesis, phase composition, structure, microhardness

**ORCID**

Вігілянська Н.В. – <https://orcid.org/0000-0001-8576-2095>, Цимбаліста Т.В. – <https://orcid.org/0000-0001-9569-7776>,  
Грищенко О.П. – <https://orcid.org/0000-0004-1136-996X>, Козьяков І.О. – <https://orcid.org/0000-0002-0357-9068>,  
Гудименко О.Й. – <https://orcid.org/0000-0002-5866-8084>

**КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ**

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

**АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ**

Н.В. Вігілянська

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: [pewinataliya@gmail.com](mailto:pewinataliya@gmail.com)

**РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ**

Н.В. Вігілянська, Т.В. Цимбаліста, О.П. Грищенко, І.О. Козьяков, О.Й. Гудименко (2026) Формування покриттів, що містять мах-фази, в умовах газотермічних методів напилення порошку системи TiC-TiH<sub>2</sub>-Al. *Автоматичне зварювання*, 02, 39–46.

DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.02.05>

**ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ**

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

Отримано 22.05.2025

Отримано у переглянутому вигляді 24.11.2025

Підписано до друку 10.04.2026

Оприлюднено 11.04.2026

# IX Міжнародна спеціалізована виставка технологій, обладнання та матеріалів для аддитивного виробництва та 3D друку



## Addit EXPO 3D



Актуально  
для 3D стоматології

**26–28**  
**травня**  
**2026**



Місце проведення:  
МВЦ, м. Київ,  
Броварський пр-т, 15,  
станція метро «Лівобережна»

+38 (095) 268-05-87  
[helen@iec-expo.com.ua](mailto:helen@iec-expo.com.ua)  
[www.iec-expo.com.ua](http://www.iec-expo.com.ua)



# ДОСЛІДЖЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ЗАСТОСУВАННЯ НЕЙРОННИХ МЕРЕЖ ПІД ЧАС ЗВАРЮВАННЯ ВІДПОВІДАЛЬНИХ КОНСТРУКЦІЙ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЇХНЬОЇ НАДІЙНОСТІ

А.С. Новодранов, В.О. Коляда

ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: artur19940731@gmail.com

Перехід від ливарного виробництва несучих частин візків вантажних вагонів до альтернативних технологій, зокрема електродугового зварювання, є перспективним напрямком розвитку. У цьому дослідженні розглядається бокова рама візка вантажного вагона. З'єднання за допомогою електродугового зварювання елементів рами із якісного листового прокату забезпечує дотримання базових розмірів у межах  $\pm 1$  мм. Крім того, це дозволяє зменшити зношення колісних пар та вагу невіднесених мас. Однак ефективність застосування ручного зварювання значною мірою залежить від кваліфікації зварника. Внаслідок порушення технології зварювання можуть утворюватися дефекти. Такі обмеження створюють передумови для використання засобів автоматизованого зварювання на основі робототехнічних комплексів. Роботизація зварювального виробництва забезпечує високу продуктивність, а також дотримання всіх технологічних вимог. Проте використання одних лише зварювальних роботів не може забезпечити бездефектне виробництво, що спонукає до інтеграції автоматизованих систем неруйнівного контролю (НК). Враховуючи той факт, що бокова рама належить до класу конструкцій відповідального призначення та підлягає багатоступінчастому НК, доцільно застосовувати технологію машинного зору як систему візуально-оптичного НК. Алгоритми нейронних мереж, які є основою програмних компонентів системи візуально-оптичного НК, дозволяють автоматизувати процес розпізнавання поверхневих дефектів. Такий підхід сприяє своєчасному виявленню і усуненню дефектів, що призводить до підвищення довговічності конструкції. *Бібліогр.* 10, табл. 3, рис. 9.

*Ключові слова:* конструкції відповідального призначення, роботизоване зварювання, візуально-оптичний неруйнівний контроль, пошук дефектів, нейронна мережа, робототехнічна система, машинний зір

**Вступ.** У наш час виготовлення зварних конструкцій відповідального призначення потребує залучення сучасних підходів до зварювання та контролю якості. Як найбільш навантажений елемент несучої частини візка вантажного вагона в даному дослідженні розглядається конструкція бокової рами. Від її експлуатаційної надійності та працездатності залежить безпека рухомого складу залізничного транспорту.

Як правило, причинами втомного руйнування є недосконалість конструкції виробу та її невідповідність умовам навантаження. Сучасне вітчизняне виробництво таких елементів візка залізничного вагона, як бокова рама, передбачає застосування ливарних технологій. Ливарне виробництво має ряд недоліків, таких як: утворення тріщин у литих конструкціях, усадкові раковини та газові пори, включення у метали частинок формовочних матеріалів, порушення геометрії та розмірів литих деталей. Крім цього, литво є термічним процесом із великою теплоємністю металу, що супроводжується уповільненням його кристалізації. Ливарна форма також вносить свій негативний вплив у про-

цес кристалізації металу через низьку теплопровідність матеріалу, з якого вона виготовляється. При цьому необхідно врахувати значну масу бокової рами, її складну геометрію та необхідність підживлення рідким металом у процесі кристалізації та усадки. Тобто кристалізація рідкого металу буде досить тривалим процесом, що призведе до зростання розмірів кристалітів і можливої ліквідації домішок. Такі особливості ливарного виробництва габаритних і масивних виробів, як правило, супроводжуються зниженням пластичності та в'язкості металу, що негативно позначається на експлуата-



Рис. 1. Зруйнована бокова рама візка вантажного вагона, що виготовлена за ливарною технологією [1]

© А.С. Новодранов, В.О. Коляда  
 © Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026  
 Це стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND  
<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

ційній надійності та циклічній довговічності виробів (рис. 1) [1, 2]. Виправлення дефектів, які утворюються у виробках, виготовлених із застосуванням литва – трудомісткий, довгий і коштовний процес.

Крім цього, в останні десятиліття в світі спостерігаються тенденції до обмеження та зниження негативного впливу виробничих процесів на екологію навколишнього середовища. Металургійні ж процеси, до яких відноситься й литво, вирізняються негативними екологічними показниками. Такі виробництва вимагають оснащення їх коштовними та складними системами очистки виробничих викидів. Усі перераховані фактори не сприяють здешевленню виробництва бокових рам, а, навпаки, підвищують собівартість їхнього виготовлення. Тому всі промислово й технічно розвинуті країни працюють над альтернативними технологіями виготовлення литих масивних елементів візків вагонів. Одною з таких альтернативних технологій є виготовлення вказаних елементів із металевого прокату із застосуванням зварювання, яке має значно вищі екологічні показники ніж литво.

**Стан проблеми.** Бокові рами, виготовлені із використанням ливарних технологій, мають суцільну литу структуру. Вище було зазначено, що через їхню масивність і велику теплоємність рідкого металу кристалізація уповільнюється, а в металі, що кристалізується, формується крупнокристалічна структура з порівняно низькими показниками в'язкості та пластичності. Циклічна ж довговічність металевих виробів залежить від цих показників – чим вони вищі, тим вищою буде стійкість до втомного руйнування. Виправити недоліки литої крупнокристалічної структури можна або за рахунок механічної обробки конструкції – прокатування чи проковування, або термічної обробки з перекристалізацією металу. У першому випадку відбувається механічне подрібнювання кристалітів (зерен) металу. Другий випадок передбачає нагрів виробу до температур аустенітного перетворення із зародженням нових зерен і обмеженням процесу їхнього росту. Обидва методи достатньо ефективні, проте підвищують трудо- та енергоємність виробничого процесу, а відповідно – й вартість литих виробів.

При виготовленні бокових рам із листового прокату із застосуванням зварювання використовується метал, що пройшов механічну обробку – прокатування, який має дрібнокристалічну структуру з високими показниками пластичності та в'язкості. Єдиними ділянками металу, що має литу структуру, є зварні шви. Однак їхня маса та площа

порівняно з відповідними показниками усєї конструкції є надзвичайно малими. Крім цього, зварювання за рахунок обмеження тепловкладення сприяє формуванню в зварних швах дрібнокристалічної структури. Якщо ж шви виконуються за кілька проходів, це додатково подрібнює зерна металу за рахунок циклічних нагрівів і охолоджень металу уже виконаних проходів. Обмеження тепловкладення в зварне з'єднання при його виконанні сприяє прискоренню кристалізації металу шва та попередженню ліквідації домішок.

Таким чином, порівняння наведених вище факторів свідчить, що застосування зварювання при виготовленні масивних і габаритних елементів візків залізничних вагонів є доцільнішим та перспективнішим за ливарні технології. Однак зварювання має багато способів реалізації. Аналіз і порівняння їхніх технологічних можливостей, проплавної здатності та продуктивності, особливостей захисту зони зварювання від впливу навколишнього середовища, вимог до облаштування виробничих приміщень, вимог до підготовки виробів під зварювання, складності та вартості обладнання для реалізації показали, що найоптимальнішим способом для зварювання елементів візків залізничних вагонів є дугове зварювання плавким електродом у захисних газах. Враховуючи те, що елементи візка залізничного вагона, зокрема бокова рама, відносяться до категорії особливо відповідальних конструкцій, при їхньому виробництві повинна застосовуватись багаторівнева система контролю якості, починаючи зі зварних з'єднань.

Практичний досвід показує, що на якість зварних з'єднань інтенсивний вплив чинить людський фактор, який необхідно обмежувати, а враховуючи категорію відповідальності зварної конструкції, його вплив необхідно звести до мінімуму – практично виключити зовсім. Забезпечити це здатна тільки роботизація зварювального процесу.

**Мета роботи** полягає у дослідженні впливу якості зварних з'єднань на циклічну довговічність бокової рами та ефективності застосування автоматизованої системи візуально-оптичного контролю на основі штучних нейронних мережі для підвищення достовірності розпізнавання поверхневих дефектів під час зварювання конструкцій відповідального призначення.

**Результати досліджень впливу якості зварних з'єднань на циклічну довговічність бокової рами.** Одним із основних факторів, що визначають властивості металу зварних з'єднань, їхню працездатність і експлуатаційну надійність, є структура металу з'єднання. В якості основного

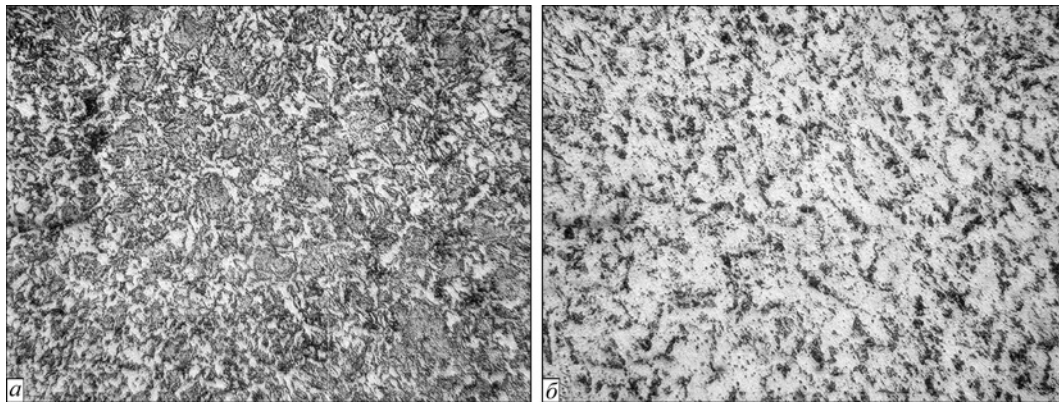


Рис. 2. Ферито-перлітна мікроструктура металу зварного з’єднання бокової рами (×500): метал ЗТВ – ферит 89,5 % + перліт 10,5 % (а); метал зварного шва – ферит 90,4 % + перліт 9,6 % (б)

металу при виготовленні бокової рами використовується сталь 09Г2С, її аналоги та замітники. Дана група сталей відноситься до низьковуглецевих. Для їх зварювання застосовується дріт типу Св08Г2С. Як правило, у зварних з’єднаннях вказаних сталей формуються змішані ферито-перлітні структури з різним процентним співвідношенням складових – фериту та перліту. Це підтверджується й результатами металографічних досліджень зварних з’єднань, у яких формуються ферито-перлітна структура (рис. 2). Процентне співвідношення фериту та перліту в металі зони термічного впливу (ЗТВ) складає 89,5 і 10,5 % відповідно, а в металі шва – 90,4 і 9,6 % відповідно. Розміри зерна в металі ЗТВ відповідає 6-му балу за ДСТУ, а в металі шва – 9-му балу.

Ці дані показують, що в металі шва та ЗТВ формуються дрібнозернисті ферито-перлітні структури, дуже близькі за процентним співвідношенням фаз. Як правило, такі структури мають високі показники в’язкості та пластичності, що обумовлює їхню високу тріщиностійкість. У табл. 1 наведено результати механічних випробувань металу зварного з’єднання. Вони показують, що метал шва та ЗТВ мають близькі й високі показники пластичності – відносне подовження ( $\delta$ ) і відносне звуження ( $\psi$ ), а також близькі й високі показники ударної в’язкості при випробуваннях із круглим надрізом ( $KCU$ ) і гострим надрізом ( $KCV$ ) при достатньо високих показниках міцності.

Мікроструктура металу зварного з’єднання та його механічні властивості в сукупності свідчать, що зварна конструкція (бокова рама) повинна мати високу стійкість до втомного руйнування. Однак випробування на втомну міцність (рис. 3) показали, що це не відповідає дійсності. Причиною ви-

явилися дефекти зварних з’єднань, допущені при їхньому виконанні механізованим (напівавтоматичним) зварюванням. Зародження тріщини спричинило неякісне завершення зварювального шва в місці з’єднання нижнього похилого поясу та буксової опори (рис. 3, б, з). Закінчення даного шва супроводжується значним підрізом (рис. 3, д), що стало значним концентратором напружень при циклічних навантаженнях. Також зламана частина бокової рами містить непровари в корені шва (рис. 3, е) у повздовжніх зварних з’єднаннях нижнього поясу з боковими стінками. Це доводить доцільність роботизації процесу зварювання бокової рами візка вантажного вагона.

Таким чином, ані сприятлива структура металу зварних з’єднань, ані високі показники його пластичності та в’язкості не здатні забезпечити необхідний рівень спротиву втомному руйнуванню при наявності дефектів у металі зварних з’єднань. А це обґрунтовує необхідність безперервного контролю за умовами та якістю формування зварних з’єднань у процесі їхнього виконання. Враховуючи те, що конструкція бокової рами підлягає багатоступінчастому НК, зокрема й візуальному контролю, доречним виглядає варіант оснащення зварювального робота системою машинного зору. У такому випадку дана система буде спроможна виявляти, класифікувати, визначати ступінь небезпечності та необхідність усунення того чи іншого поверхневого дефекту, тим самим підвищуючи надійність зварної конструкції.

**Методологія.** Більшість швів у конструкції бокової рами є багатопрхідними та формуються з 2-х, 3-х шарів залежно від типу зварного з’єднання й товщини деталей. Контроль зварних з’єднань здійснюється після закінчення зварювання відпо-

Таблиця 1. Результати випробувань металу зварного з’єднання на ударну в’язкість (+20 °С)

Ділянка зварного з’єднання	$\sigma_{\text{в}}$ , МПа	$\sigma_{\text{т}}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	$KCU$ , Дж/см <sup>2</sup>	$KCV$ , Дж/см <sup>2</sup>
Шов	468,6	361,2	39,9	74,8	348,8	254,0
ЗТВ	489,9	389,8	41,0	77,9	349,4	265,1

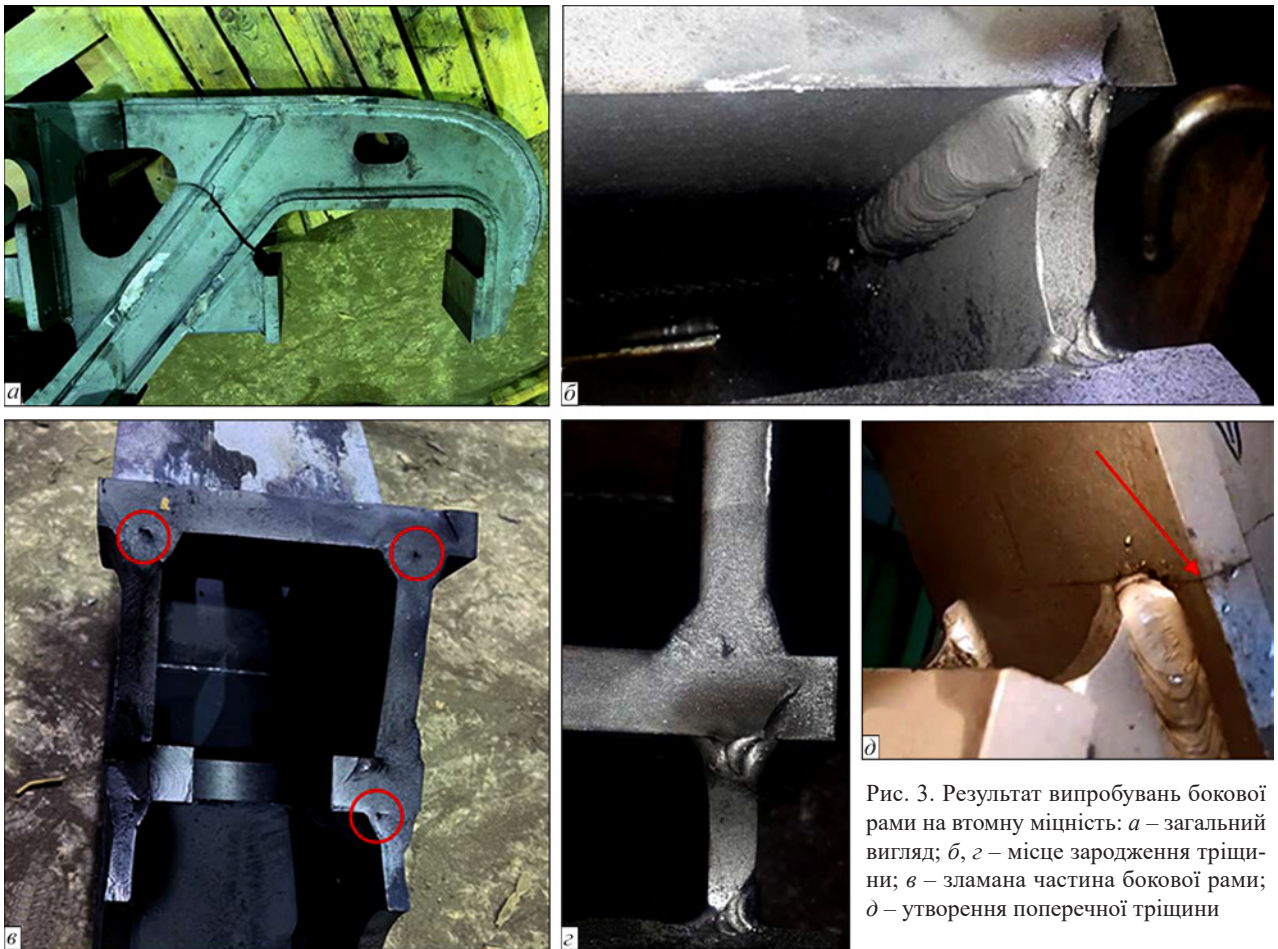


Рис. 3. Результат випробувань бокової рами на втомну міцність: а – загальний вигляд; б, в – місце зародження тріщини; в – зламана частина бокової рами; д – утворення поперечної тріщини

відного проходу. Методика виявлення поверхневих дефектів полягає в аналізі цифрового зображення зварного шва шляхом визначення інформативних ознак. Виявлення та класифікація дефектів відбувається на основі аналізу інформативних ознак. Шляхом застосування зворотного перспективного перетворення визначаються геометричні розміри дефектів. Система машинного зору складається з промислової високошвидкісної камери та контро-

лера обробки зображень, що інтегровані в робототехнічний комплекс (РТК). Макет РТК (рис. 4) для електродугового зварювання конструкції бокової рами складається з наступних компонентів: зварювального робота Fanuc серії ARC Mate (1); позиціонера з однією обертальною ланкою (2); контролера керування роботом R-30iB Plus (3); зварювального джерела живлення (4); станції автоматичного очищення пальника (5); контроле-

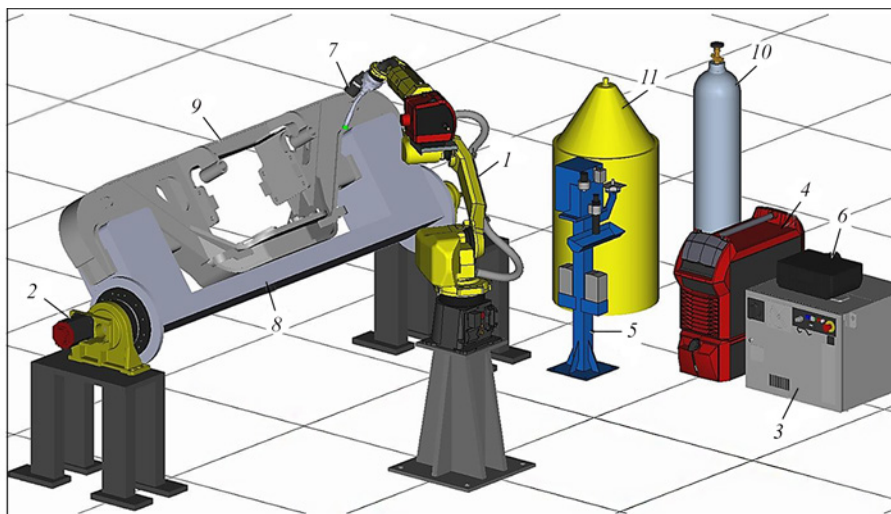


Рис. 4. Макет робототехнічної системи для автоматизованого зварювання бокової рами візка вантажного вагона, створений у пакеті моделювання Fanuc Roboguide

ра системи розпізнавання поверхневих дефектів (6); промислової камери для системи розпізнавання поверхневих дефектів (закріплена на пальнику робота) (7); спрощеної моделі оснащення для складання та зварювання (8); зібраної конструкції бокової рами (9); ємності із захисною газовою сумішшю  $Ar\ 82\% + CO_2\ 18\%$  (10); контейнера зі зварювальним дротом (250 кг) (11).

Використання зварювального робота забезпечує чітке дотримання запрограмованих траєкторій руху пальника з можливим адаптивним корегуванням параметрів зварювання (струм, напруга на дузі, амплітуда й частота коливань тощо) для компенсації похибок підготовки деталей або будь-яких інших чинників. Адаптивне корегування забезпечується вбудованими програмно-апаратними засобами зварювального робота. Наприклад, для зварювальних роботів FANUC це наступні модулі: FANUC Through Arc Seam Tracking, FANUC Touch Sensing, FANUC Automatic Voltage Control тощо [3]. Таким чином, досягається повна автоматизація процесу зварювання, що повністю виключає вплив людського фактора на процес виробництва. Однак без встановлення належного зворотного зв'язку між роботом і відповідною системою НК забезпечити бездефектне зварювальне виробництво неможливо. У процесі роботи системи створюється карта дефектів, що містить наступну інформацію: клас, розмір і рівень небезпечності кожного дефекту. На основі карти дефектів система може автоматично приймати рішення щодо придатності зварного з'єднання або необхідності усунення виявленого дефекту.

**Обробка зображень.** Попередня обробка реалізується на підготовчому етапі для нормалізації цифрових зображень, отриманих від камери, закріпленої на пальнику зварювального робота. Для зменшення впливу шумів та інших відхилень, що можуть виникати під час зйомки, застосовується фільтрація. Найчастіше використовується алгоритм медіанної фільтрації для зниження імпульсного шуму, що накладається на зображення під час проходження через електричне середовище внаслідок дії електромагнітних перешкод [4]. Наявність шумів на зображеннях поверхні зварних з'єднань призводить до зниження якості розпізнавання та класифікації дефектів. Використання методів підвищення контрастності необхідне для ефективного розрізнення дефектів малого розміру на зображенні з нерівномірним освітленням. Найчастіше в якості методу підвищення контрастності використовується підхід вирівнювання гістограми зображення (Histogram equalization). Особливість глобальних методів підвищення контрастності полягає у застосуванні функції перетворення до всіх пікселів зображення в цілому. У свою чергу, суть локальних методів полягає в ітераційній обробці пікселів зображення шляхом застосування вікна ковзання розміром  $M \times N$ . Використання граничної сегментації призводить до виділення характерних ознак дефектів на бінаризованих зображеннях. Процес бінаризації полягає у призначенні певному пікселю зображення значення 0 або 1 у залежності від встановленого граничного значення. Найбільша ефективність граничної сегментації досягається під час обробки зображень із рівномірним освітленням і

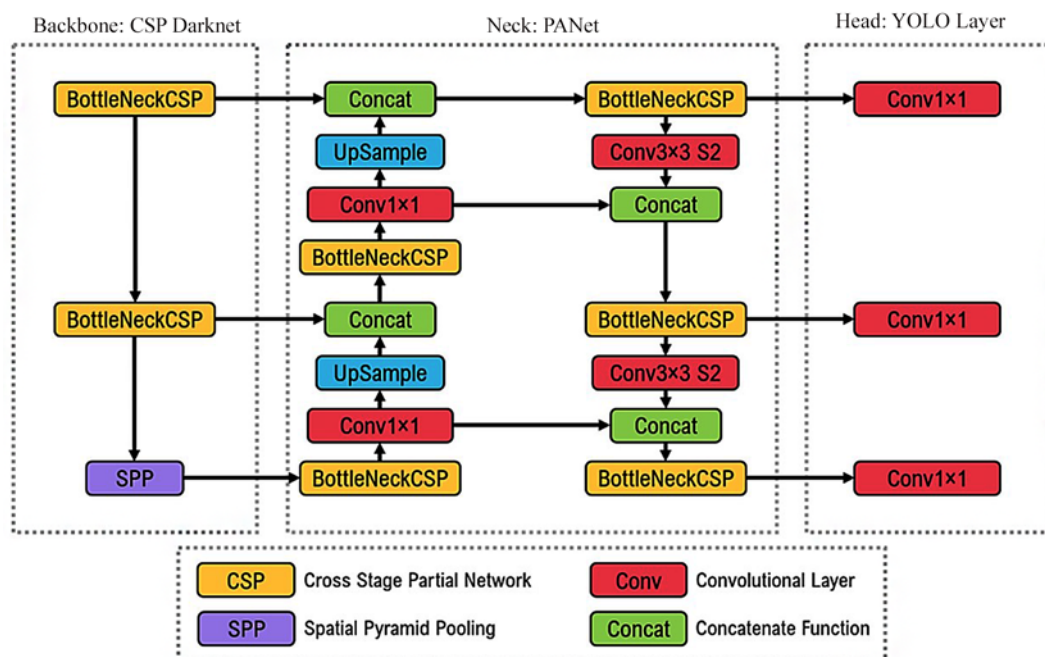


Рис. 5. Архітектура нейронної мережі YOLOv5 [6]

чіткою границею між фоном і зварним швом. Таким чином, підвищення ефективності розпізнавання поверхневих дефектів методами на основі нейронних мереж досягається шляхом застосування методів нормалізації зображень [4].

**Програмна частина системи автоматизованого візуально-оптичного НК.** Програмна частина сучасних систем машинного зору найчастіше розробляється з використанням алгоритмів нейронних мереж. Ці алгоритми автоматично формують багаторівневий простір інформативних ознак на противагу класичним підходам виявлення поверхневих дефектів. У роботі розглянуто можливість одностадійного детектора YOLOv5, архітектура якого зображена на рис. 5. Вибір обумовлений технічними можливостями, що необхідні для систем реального часу, а саме: відмінний рівень швидкодії та висока точність класифікації. Архітектура моделі (рис. 5) складається з трьох базових модулів: Backbone, Neck і Head. За вилучення інформативних ознак дефектів відповідає головний блок Backbone. Об'єднання згорткових блоків, що використовують механізм часткового поєднання інформативних ознак, реалізовано за допомогою технології CSPDarknet. Головною задачею блоку Neck є аналіз та обробка інформативних ознак різних рівнів, що надходять із блоку Backbone. Виявлення об'єктів, прогнозування обмежувальних рамок, а також формування ймовірностей належить до функціональних можливостей блоку Head. Застосування методу PANet необхідне для підвищення ефективності аналізу елементів, що є варіативними за формою та геометричними параметрами [5, 6].

Зважаючи на універсальність і широкий спектр галузей використання моделі YOLOv5, доцільно адаптувати нейронну мережу під особливості задач візуально-оптичного НК. Наявність дефектів невеликих розмірів, низький контраст, нерівномірне освітлення, а також подібність між класами – все це формує завдання для автоматизації візуально-оптичного НК. Тому в базову модель внесено декілька вдосконалень. Зокрема для підвищення точності локалізації дефектів малого розміру (поверхневі пори) та загальної чутливості моделі модифіковано функцію втрат. У базовій моделі функція втрат [7] визначається наступним чином:

$$L_{IoU} = 1 - IoU + \frac{p^2(b, b^{gt})}{c^2} + \alpha \cdot v, \quad (1)$$

де  $IoU$  – площа перерізу обмежувальних рамок;  $p^2(b, b^{gt})$  – евклідова відстань між центрами прогнозованої ( $b$ ) та еталонної ( $b^{gt}$ ) рамок;  $c$  – діагональ уздовж обох рамок;  $\alpha$  – коефіцієнт ваги;

$v$  – значення різниці співвідношення сторін. Для адаптивної зміни ваги корегувальної компоненти у залежності від геометричних параметрів дефекту введено коефіцієнт  $\beta$ , що визначається наступним чином:

$$\beta = 1 + \log(1 + w \cdot h), \quad (2)$$

де  $w$  та  $h$  – відповідно ширина та висота обмежувальної рамки. Таким чином, модифікована функція втрат визначається як:

$$L_{mod} = (1 - IoU) + \beta \cdot \left( \frac{p^2(b, b^{gt})}{c^2} + \alpha \cdot v \right), \quad (3)$$

Запропонована модифікація функції втрат призводить до підсилення впливу просторових характеристик елементів, що, в свою чергу, підвищує точність локалізації дефектів занадто видовженої форми, зокрема тріщин і подрізів. Адаптивне підсилення істинно позитивних передбачень  $R_{enh}$  призводить до підвищення точності локалізації низькоконтрастних дефектів і може бути визначено наступним чином:

$$R_{enh} = R_{base} \cdot (1 + \gamma \cdot (1 - R_{base})), \quad (4)$$

де  $R_{base}$  – базовий показник чутливості моделі;  $\gamma$  – коефіцієнт підсилення, емпірично визначений як  $\gamma = 1,2$ . Наведені вдосконалення сприяють кращій стійкості навчання та зменшенню кількості хибно-позитивних передбачень без істотного зниження точності.

Перевірка адекватності моделі YOLOv5 із запропонованими удосконаленнями проводилась на загальноприйнятому наборі зображень NEU-DET [8, 9]. Цей набір містить зображення поверхневих дефектів гарячекатаних сталевих смуг, що розподілені на шість класів, серед яких: тріщини, включення, ямкова поверхня, прокатна окалина, подряпини та плями. Загальна кількість даних набору NEU-DET складає 1800 зображень у градаціях сірого розміром  $200 \times 200$  пікселів.

Кількісна оцінка точності виявлення та класифікації дефектів визначається шляхом розрахунку таких метрик: Precision, Recall та F1-міра (F1) [10]. Точність (Precision) відображає частку істинно позитивних передбачень серед усіх об'єктів, що модель визначила як такі, що належать до певного класу, і може бути представлена наступним чином:

$$\text{Precision} = \frac{TP}{FP + TP}, \quad (5)$$

де TP (True Positive) – істинно позитивне передбачення; FP (False Positive) – хибно позитивне передбачення. При цьому повнота (Recall) визначає здатність моделі виявляти всі наявні об'єкти відповідного класу та може бути представлена наступним чином:

Таблиця 2. Результати навчання базової та вдосконаленої моделі YOLOv5 на NEU-DET наборі даних

Метрика	Базова модель YOLOv5	Удосконалена модель YOLOv5
Precision	0,752	0,801
Recall	0,741	0,898
F1-міра	0,746	0,847
mAP@0.5	0,779	0,895
mAP@0.5:0.95	0,418	0,556

$$\text{Recall} = \frac{\text{TP}}{\text{TN} + \text{TP}}, \quad (6)$$

де TN (True Negative) – істинно негативне передбачення. У свою чергу, F1-міра відображає гармонійне середнє між точністю та повнотою, що допомагає визначити баланс між цими метриками та може бути представлена таким чином:

$$\text{F1} = \frac{2 \cdot \text{Precision} \cdot \text{Recall}}{\text{Precision} + \text{Recall}}. \quad (7)$$

Результати навчання на NEU-DET наборі зображень наведено в табл. 2. Загальне підвищення ефективності вдосконаленої моделі складає не менш ніж 10 %.

Наступний крок передбачає перевірку ефективності на зварювальному наборі даних. Для цього сформовано набір даних, що містить зображен-

Таблиця 3. Результати навчання базової та вдосконаленої моделі YOLOv5 на зварювальному наборі даних

Метрика	Базова модель YOLOv5	Удосконалена модель YOLOv5
Precision	0,848	0,931
Recall	0,798	0,924
F1-міра	0,822	0,927
mAP@0.5	0,838	0,974
mAP@0.5:0.95	0,563	0,721

ня поверхневих дефектів зварних з'єднань, які розподілені на чотири класи, серед яких: тріщини, пропали, підрізи та поверхневі пори. Загальна кількість даних зварювального набору складає 998 кольорових зображень розміром 640×640 пікселів. Результати навчання на зварювальному наборі зображень наведено в табл. 3.

На рис. 6 відображено порівняння результатів навчання базової (1 – yolov5\_orig) та вдосконаленої (2 – yolov5\_custom) моделі YOLOv5 на зварювальному наборі даних. Удосконалена модель показала ефективність не менш ніж на 10 % вищу в порівнянні з базовою.

Результати виявлення та класифікації поверхневих дефектів для базової моделі відображено на рис. 7. Водночас на рис. 8 представлено результати для вдосконаленої моделі. Удосконалена мо-

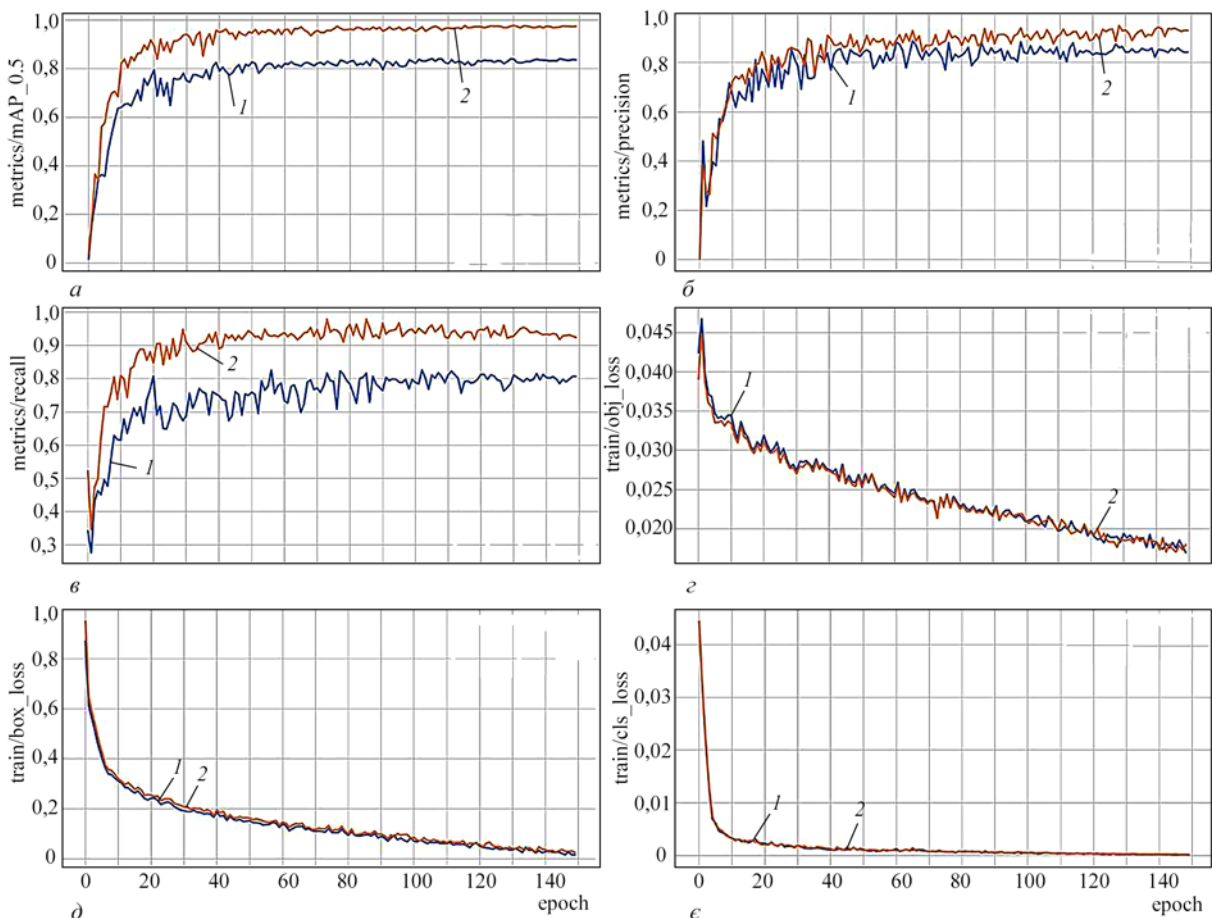


Рис. 6. Результат навчання моделей YOLOv5 на зварювальному наборі даних: 1 – базової, 2 – удосконаленої



Рис. 7. Результат розпізнавання поверхневих дефектів базовою моделлю YOLOv5, що навчена на зварювальному наборі даних: *a* – поверхневі пори; *б* – пропал; *в* – підріз; *з* – поперечна тріщина

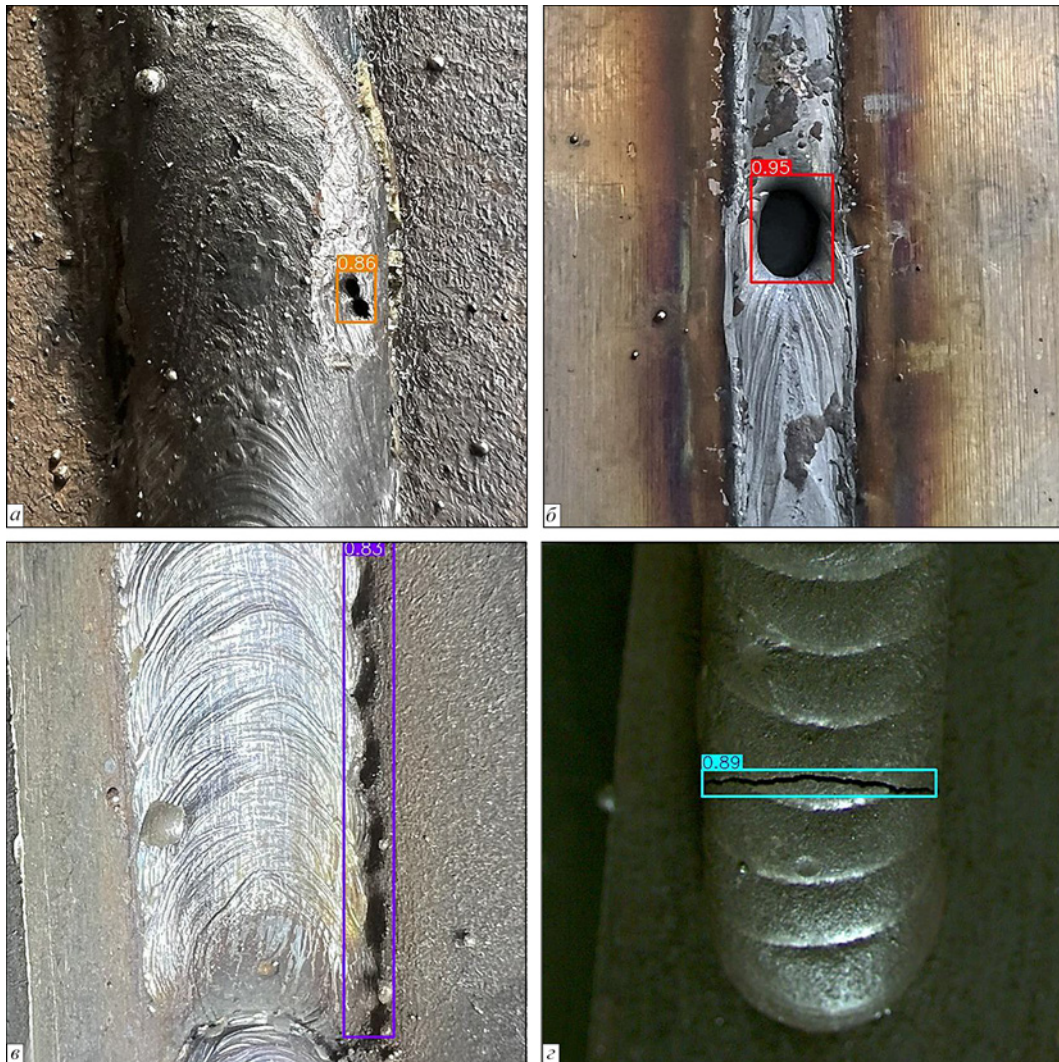


Рис. 8. Результат розпізнавання поверхневих дефектів удосконаленою моделлю YOLOv5, що навчена на зварювальному наборі даних: *a* – поверхневі пори; *б* – пропал; *в* – підріз; *з* – поперечна тріщина

дель YOLOv5 забезпечує кращі показники впевненості (confidence) класифікації для поверхневих пор, тріщин і підрізів. У випадку пропалу результати класифікації однакові як для базової (рис. 7, б), так і вдосконаленої (рис. 8, б) моделей внаслідок простішої ідентифікації на фоні зварного шва. Також варто вказати на більш коректне виявлення підрізу вдосконаленою моделлю (рис. 8, в) у порівнянні з базовою (рис. 7, в). На рис. 8, з показано більшу ефективність удосконаленої моделі

при розпізнаванні тріщин унаслідок застосування адаптивного підсилення істинно позитивних передбачень ( $R_{enh}$ ).

Додатково варто вказати на відмінності при класифікації поверхневих пор на прикладі одного тестового зображення (рис. 9). Унаслідок недостатньої чутливості класифікатора до текстурних ознак базова модель визначила поверхневий дефект як пропал і пору одночасно (рис. 9, а). Така поведінка притаманна моделям детекторів загаль-

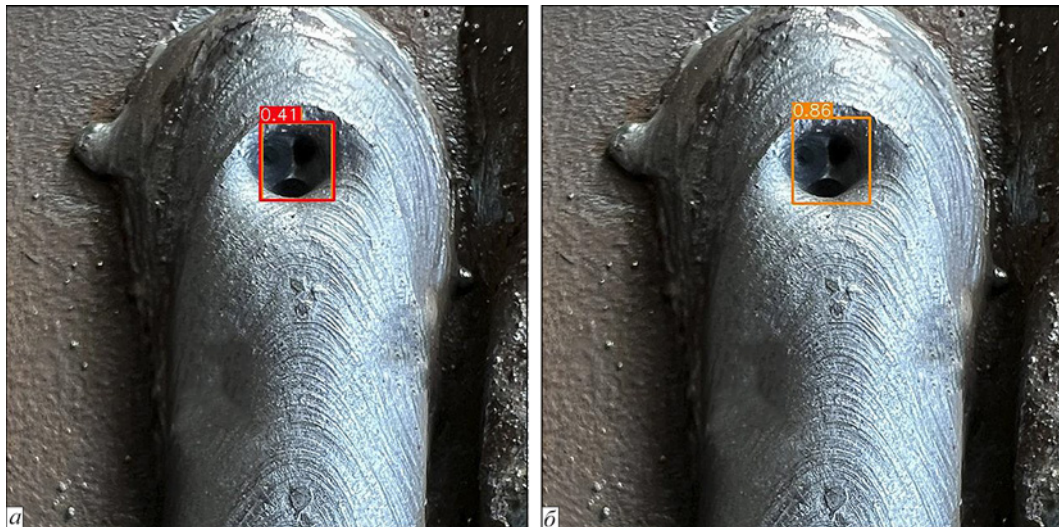


Рис. 9. Відмінності розпізнавання поверхневих пор: а – базова модель; б – удосконалена модель YOLOv5

ного призначення. У таких детекторів видача істинно позитивних передбачень не адаптується до складності й частоти зразків. Водночас удосконалена модель (рис. 9, б) визначила дефект коректно, що підтверджує доцільність запропонованих удосконалень базової моделі нейронної мережі YOLOv5.

Таким чином, ефективність роботи моделі нейронної мережі насамперед визначається точністю виявлення та класифікації дефектів і коректністю локалізації їхніх просторових меж. Оцінка точності виявлення та класифікації кількісно визначається за допомогою метрик Precision, Recall і F1. Зазначені метрики дозволяють проаналізувати стабільність роботи моделі для окремих класів, що дає змогу оцінити чутливість до виявлення складних дефектів. Додатковим критерієм оцінки ефективності роботи нейронної мережі можна вважати раціональне використання обчислювальних ресурсів системи, що особливо важливо для систем, які працюють у режимі реального часу.

### Висновки

1. Результати досліджень показали, що при дуговому зварюванні плавким електродом у суміші захисних газів (85% Ar + 15% CO<sub>2</sub>) елементів бокової рами візка зі сталі 09Г2С у металі шва та ЗТВ формуються дрібнозернисті ферито-перлітні структури з високими показниками пластичності та в'язкості, але вони не можуть забезпечити необхідний рівень циклічної стійкості конструкції при наявності дефектів у металі зварних з'єднань.

2. Для забезпечення необхідного рівня якості зварних з'єднань потрібен безперервний контроль за умовами та якістю формування зварних з'єднань. Це можливо зробити шляхом роботизації

зварювального процесу та автоматизованого візуально-оптичного НК.

3. У роботі визначено перспективи переходу від литої до суцільнозварної конструкції бокової рами візка вантажного вагона.

4. Для підвищення ефективності виявлення та класифікації поверхневих дефектів зварних з'єднань обґрунтовано доцільність використання методів попередньої обробки зображень.

5. Досліджено ефективність застосування штучних нейронних мереж і алгоритмів машинного зору в автоматизованій системі візуально-оптичного НК, що інтегровані у зварювальний робототехнічний комплекс.

6. Удосконалено базову модель нейронної мережі YOLOv5 для підвищення достовірності розпізнавання дефектів.

7. Підтверджено доцільність запропонованих змін базової моделі YOLOv5. Ефективність класифікації удосконаленої моделі не менш ніж на 10 % більша за базову.

### Список літератури/References

1. Лобанов Л.М., Махненко О.В., Павловський В.І., Саприкіна Г.Ю., Пустовой А.Д. (2022) Переваги суцільнозварної конструкції бокової рами візка вантажного вагона. *Наука та прогрес транспорту*, 3-4, 55–69. DOI: <https://doi.org/10.15802/stp2022/276541>
2. Лобанов Л.М., Махненко О.В., Кныш В.В., Соловей С.А., Павловський В.І. (2020) Розробка зварної конструкції бічної рами візка вантажного вагону підвищеної надійності. *Автоматичне зварювання*, 3, 22–28. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2020.03.02>
3. Лобанов, Л.М., Махненко, О.В., Кныш, В.В., Соловей, С.А., Павловський, В.І. (2020) Development of welded structure of side frame of freight car truck of increased reliability. *The Paton Welding J.*, 3, 13–18. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2020.03.02>

3. FANUC Robotics America Corporation. (2013) *FANUC Robotics SYSTEM R-30iB ArcTool Setup and Operations Manual*, Document ID: MAROBAR8203131E, REV A, Version 8.20 series.
4. Gonzalez, R.C., Woods, R.E. (2018) *Digital Image Processing. 4th Edition*, Pearson Education, New York.
5. Terven, J., Córdova-Esparza, D.-M., Romero-González, J.-A. (2023) A comprehensive review of YOLO architectures in computer vision: From YOLOv1 to YOLOv8 and YOLO-NAS. *Machine Learning and Knowledge Extraction*, 5(4), 1680–1716. DOI: <https://doi.org/10.3390/make5040083>
6. Katsamenis, I., Karolou, E., Davradou, A. et al. (2022) TraCon: A novel dataset for real-time traffic cones detection using deep learning. *Novel & Intelligent Digital Systems: Proceedings of the 2nd International Conference (NiDS 2022)*, 382–391. DOI: [https://doi.org/10.1007/978-3-031-17601-2\\_37](https://doi.org/10.1007/978-3-031-17601-2_37)
7. Koay, H.V., Chuah, J.H., Chow, C.-O., Chang, Y.-L., Yong, K.K. (2021) YOLO-RTUAV: Towards real-time vehicle detection through aerial images with low-cost edge devices. *Remote Sensing*, 13(21), 4196. DOI: <https://doi.org/10.3390/rs13214196>
8. Guan, S., Lei, M., Lu, H. (2020) A steel surface defect recognition algorithm based on improved deep learning network model using feature visualization and quality evaluation. *IEEE Access*, 8, 49885–49895. DOI: <https://doi.org/10.1109/ACCESS.2020.2979755>
9. Qike Wu (2024) *NEU-DET*. *IEEE Dataport*. DOI: <https://doi.org/10.21227/j84r-f770>
10. Hossin, M., Sulaiman, M.N. (2015) A review on evaluation metrics for data classification evaluations. *International J. of Data Mining & Knowledge Management Process*, 5, 1–11. DOI: <http://dx.doi.org/10.5121/ijdkp.2015.5201>

## INVESTIGATION OF THE EFFECTIVENESS OF NEURAL NETWORKS IN WELDING OF CRITICAL STRUCTURES FOR RELIABILITY ENHANCEMENT

A.S. Novodranov, V.O. Koliada

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine.  
E-mail: [artur19940731@gmail.com](mailto:artur19940731@gmail.com)

The transition from foundry production of load-bearing parts of freight car bogies to alternative technologies, in particular electric arc welding, is a promising direction of development. This study considers the side frame of a freight car bogie. The connection of frame elements made of high-quality sheet metal by electric arc welding ensures compliance with the basic dimensions within  $\pm 1$  mm. In addition, it allows reducing wear on wheelsets, as well as reducing the weight of unsprung masses. However, the effectiveness of manual welding depends largely on the qualifications of the welder. Defects may form as a result of welding technology violations. Such limitations create the prerequisites for the use of automated welding equipment based on robotic complexes. Robotisation of welding production ensures high productivity, as well as compliance with all technological requirements. However, the use of welding robots alone cannot ensure defect-free production, which prompts the integration of automated non-destructive testing (NDT) systems. Considering the fact that the side frame belongs to the class of structures of responsible purpose and is subject to multi-stage NDT, it is advisable to use machine vision technology as a visual-optical NDT system. Neural network algorithms form the basis of the software components of the visual-optical NDT system and automate the process of recognising surface defects. This approach contributes to the timely detection and elimination of defects, which leads to increased durability of the structure. 10 Ref., 3 Tabl., 9 Fig.

*Keywords: critical structures, robotic welding, visual-optical non-destructive testing, defect detection, neural network, robotic system, machine vision*

### ORCID

Новодранов А.С. – <https://orcid.org/0000-0002-3380-3745>, Коляда В.О. – <https://orcid.org/0000-0001-7539-6626>

### КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

### АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

А.С. Новодранов

ІЕЗ ім. С.О. Пагона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: [artur19940731@gmail.com](mailto:artur19940731@gmail.com)

### РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

А.С. Новодранов, В.О. Коляда (2026) Дослідження ефективності застосування нейронних мереж під час зварювання відповідальних конструкцій для підвищення їхньої надійності. *Автоматичне зварювання*, 02, 47–56.

DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.02.06>

### ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

Отримано 05.12.2025

Отримано у переглянутому вигляді 25.03.2026

Підписано до друку 10.04.2026

Оприлюднено 11.04.2026

# З АВТОМАТИЧНЕ ЗВАРЮВАННЯ

ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ «ПАТОН»

03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11

тел./факс: (38044) 205-23-90, E-mail: [journal@paton.kiev.ua](mailto:journal@paton.kiev.ua)

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

**ПІДПИШІТЬСЯ СЬОГОДНІ**

Передплата доступна  
у друкованому  
та цифровому форматах!



# ВПЛИВ ТЕРМІЧНИХ ЦИКЛІВ ДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ З ГРАНИЦЕЮ ПЛИННОСТІ 390...490 МПа

Р.В. Богодіст, С.Л. Жданов

ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: mail.ruslan@ukr.net

У роботі розглянуто закономірності фазово-структурних перетворень в імітованому металі зони термічного впливу (ЗТВ) зварних з'єднань сталей 06ГБД та S460M з границею плинності 390...490 МПа. З використанням комплексу Gleeble-3800 побудовано термокінетичні діаграми перетворення аустеніту в імітованому металі ЗТВ. Металографічні дослідження дали можливість оцінити вплив зміни структурних складових на механічні властивості металу ЗТВ під дією різних термічних циклів зварювання. Встановлено оптимальні діапазони швидкостей охолодження імітованого металу ЗТВ, при яких зберігаються значення показників механічних властивостей на рівні основного металу. Бібліогр. 11, табл. 1, рис. 7.

*Ключові слова:* низьколегована сталь, дугове зварювання, термічний цикл зварювання, механічні властивості, структура, швидкість охолодження, зона термічного впливу

**Вступ.** Рациональне використання сучасних мікролегованих матеріалів з високими показниками механічних властивостей дозволяє ефективно знижувати метало- та енергоємність, підвищувати надійність і довговічність, розширювати технічні можливості інженерних споруд і вирішувати нові задачі без технічного переозброєння виробництва. Такого ефекту можна досягти використовуючи нові високоміцні сталі з границею плинності більш як 390 МПа [1–6]. Ці сталі містять обмежену кількість вуглецю (до 0,09 мас. %) і таких легуючих елементів, як марганець, ніобій, ванадій тощо.

Для досягнення комплексу їхніх механічних властивостей, що вимагаються, використовують термічну або термомеханічну обробку (контрольовану прокатку). В окремих випадках для підвищення корозійної стійкості в сталі вводять мідь у кількості до 0,5 мас. %. Використання зазначеного високоміцного прокату дозволяє до 80 % знизити загальну металоємність конструкцій у порівнянні з виробами зі сталей Ст.3 та 09Г2С [7].

При виготовленні конструкцій із низьколегованих сталей з границею плинності 390...490 МПа актуальним стає питання вивчення їхньої здатності до зварювання. Відомо, що в процесі зварювання метал зони термічного впливу (ЗТВ) зазнає структурних перетворень, які призводять до зміни механічних властивостей. У зв'язку з цим у статті розглянуто вплив термічних циклів зварювання (ТЦЗ) на структуру та механічні властивості металу ЗТВ зварних з'єднань.

© Р.В. Богодіст, С.Л. Жданов

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND <https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

**Методики проведення досліджень.** Для проведення досліджень були відібрані мікролеговані сталі 06ГБД завтовшки 20 мм [9] та термомеханічно зміцнена сталь S460M завтовшки 16 мм [8]. Хімічний склад і механічні властивості досліджуваних сталей наведено в таблиці.

Характер структурних перетворень у металі зварних з'єднань вивчали методом імітації ТЦЗ із використанням комплексу Gleeble-3800 [10], оснащеного швидкодіючим дилатометром. Дослідження виконували з використанням циліндричних зразків діаметром 6 мм та завдовжки 80 мм, виготовлених із листів прокатаних сталей 06ГБД та S460M. Ці зразки нагрівали у вакуумній камері до температури 1200 °С зі швидкістю 150 °С/с, а потім охолоджували в інтервалі температур 600...500 °С з різними швидкостями. Діапазон швидкостей охолодження відповідав практично всім способам зварювання (автоматичне дугове зварювання під шаром флюсу, механізоване дугове зварювання в середовищі захисних газів, ручне дугове зварювання покритими електродами), які використовуються при виготовленні металоконструкцій.

Металографічні дослідження проводили на світловому мікроскопі Neophot-32 при різних збільшеннях (×200, ×500). Мікроструктуру виявляли хімічним травленням у 4 % спиртовому розчині азотної кислоти. Мікротвердість структурних складових вимірювали на твердомірі М-400 фірми Лесо при навантаженні 100 г ( $HV_{0,1}$ ), а інтегральну твердість ( $HV_1$ ) – при навантаженні 1 кг.

Оцінку механічних властивостей та опору імітованого металу ЗТВ крихкому руйнуванню виконували у відповідності до методики [11]. Згідно з ме-

Хімічний склад і механічні властивості досліджуваних сталей

Сталь	Хімічний склад											Механічні властивості				
	Масова частка елементів, %											$\sigma_T$	$\sigma_B$	$\delta_s$	$\psi$	$KCV_{-40}$
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Nb	Cu/Al	S	P	МПа	%		Дж/см <sup>2</sup>	
06ГБД	0,07	0,19	1,23	0,22	–	0,13	0,009	0,05	0,22	0,009	0,01	390	490	22	55	320
S460M	0,15	0,23	1,3	0,09	0,019	–	0,05	0,025	0,007	0,013	0,017	490	580	27	58	98

тодікою модельні зразки розмірами 150×12×12 мм, які вирізали з вищевказаних сталей, піддавали нагріванню до температури 1250 °С зі швидкістю 150 °С/с та охолоджували з різними швидкостями в інтервалі 3...25 °С/с. Після дії ТЦЗ із модельних зразків вирізали, а потім випробовували стандартні циліндричні зразки на розтяг та зразки з V-подібним гострим надрізом на ударний згин.

**Отримані результати та їх обговорення.**  
**Вплив термічних циклів зварювання на структуру та властивості.** Аналіз термокінетичної діаграми (рис. 1) і мікроструктур імітованої ЗТВ сталі

06ГБД, що охолоджується з різними швидкостями ( $W_{6/5}$ ) свідчать про те, що у всьому досліджуваному діапазоні 3...70 °С/с на ділянці перегріву присутня феритно-перлітна структура (рис. 2, а). При швидкостях охолодження  $W_{6/5} \geq 10,1$  °С/с спостерігаються виділення МАК-фази (мартенситно-аустенітний комплекс), вміст у відсотках якої зростає від 1,2 до 5,72 % у міру зростання швидкості охолодження до  $W_{6/5} = 70$  °С/с. Зі зростанням вмісту МАК-фази в структурі твердість підвищується від 140 до 171 НВ, а бал зерна зменшується з 8–9 до 5.

Незважаючи на однотипність структур (рис. 2, б–з), у них спостерігаються певні особливості за формою перлітної складової. Так, при швидкості охолодження  $W_{6/5} = 10,1$  °С/с у структурі виявляються тонкі перлітні пластини вздовж меж феритних зерен (рис. 2, б). З підвищенням швидкості охолодження до  $W_{6/5} = 27$  °С/с пластини перліту подібнюються, їхня кількість зростає, а також з'являються окремі рівновісні зерна перліту (рис. 2, в). За умови максимальної швидкості охолодження в досліджуваному діапазоні ( $W_{6/5} = 70$  °С/с) структура укрупнюється: поряд із пластинчастими виділеннями перліту по границях феритних зерен формуються великі перлітні колонії (рис. 2, з).

Аналіз отриманих у результаті випробувань зразків імітованого металу ЗТВ зварних з'єднань сталі 06ГБД на розтяг (рис. 3) показав, що зі змен-

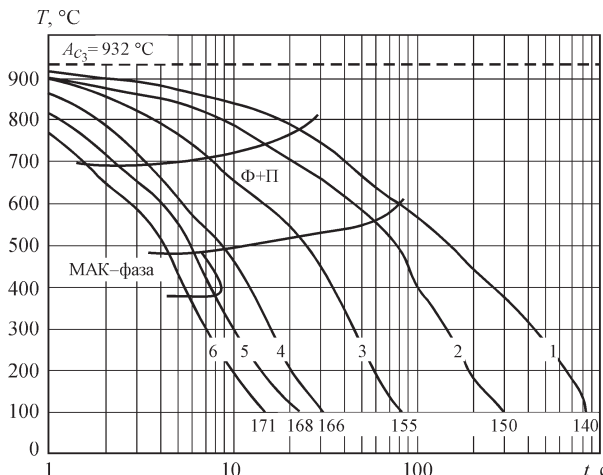


Рис. 1. Термокінетична діаграма перетворення аустеніту сталі 06ГБД при різних швидкостях охолодження  $W_{6/5}$ : 1 – 3,0; 2 – 5,0; 3 – 10,1; 4 – 27,0; 5 – 56,7; 6 – 70,0 °С/с

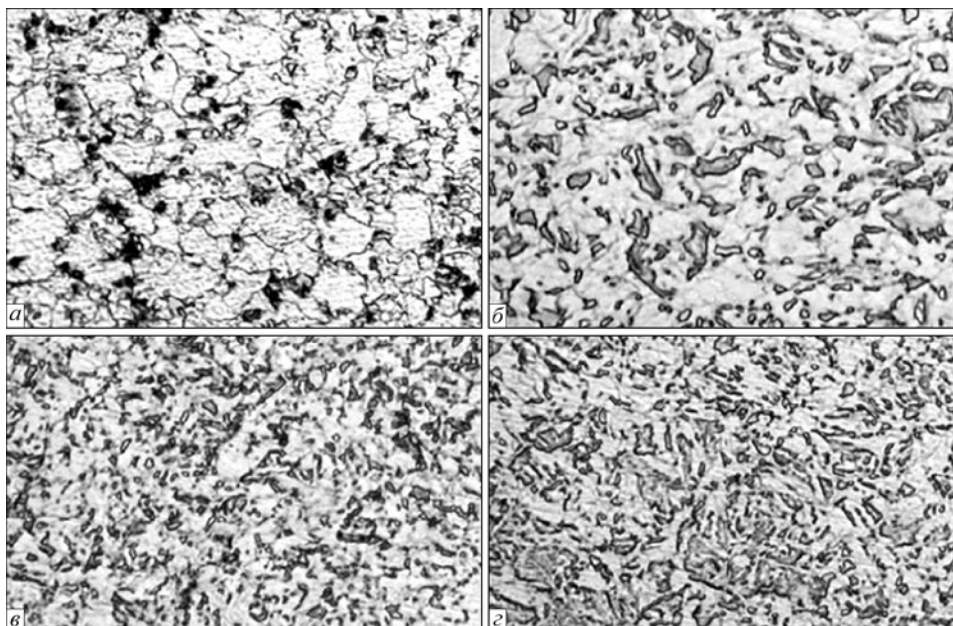


Рис. 2. Мікроструктура зразків сталі 06ГБД при охолодженні з різними швидкостями  $W_{6/5}$ : а – 3,0; б – 10,1; в – 27; з – 70 °С/с, ×500

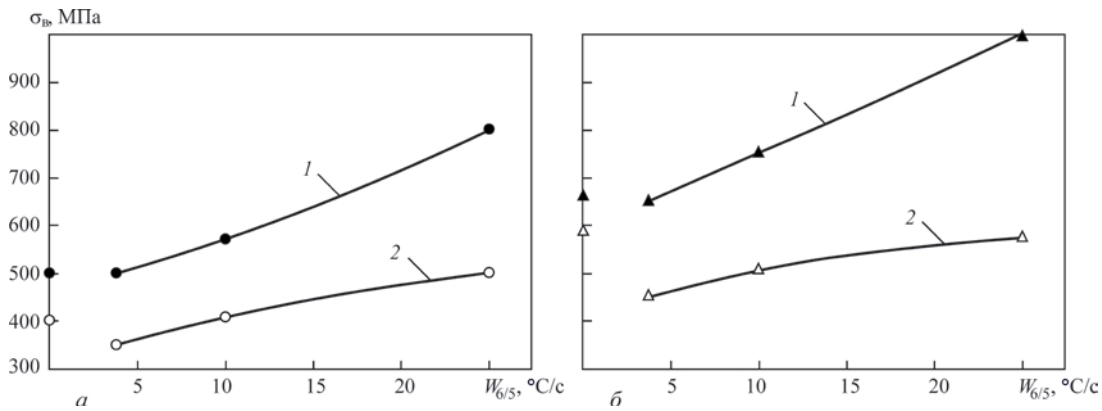


Рис. 3. Вплив швидкості охолодження на зміну показників статичної міцності імітованого металу ЗТВ сталей S460M (1) і 06ГБД (2): границі плинності (а), границі міцності (б)

шенням швидкості охолодження відбувається монотонне зниження показників  $\sigma_T$  і  $\sigma_B$ , що характеризують статичну міцність металу. Найбільш інтенсивно відбувається зниження значень границі плинності. Як свідчать результати механічних випробувань, при швидкості  $W_{6/5}$  до 3 °C/c спостерігається зменшення металу ЗТВ, що вирізняється зменшенням на 25...60 МПа показників границі плинності у порівнянні з вихідними даними (рис. 3, а). При таких швидкостях охолодження метал ЗТВ має значення  $\sigma_T$  нижче за величини, встановлені в нормативній документації на сталь. У той же час границя міцності металу ЗТВ у всьому досліджуваному діапазоні швидкостей охолодження не зменшується нижче за значення, що регламентуються технічними умовами на сталь (рис. 3, б).

На високому рівні знаходяться пластичні властивості металу ЗТВ сталі 06ГБД. Незважаючи на незначне зниження показників відносного подовження зі зростанням швидкості охолодження, їхні значення залишаються вищими за 25 % (рис. 4, а). У той же час у досліджуваному діапазоні швидкостей охолодження показники відносного звуження практично не змінювалися (рис. 4, б).

Зі зниженням швидкості охолодження ударна в'язкість металу ЗТВ модельних зразків-імітато-

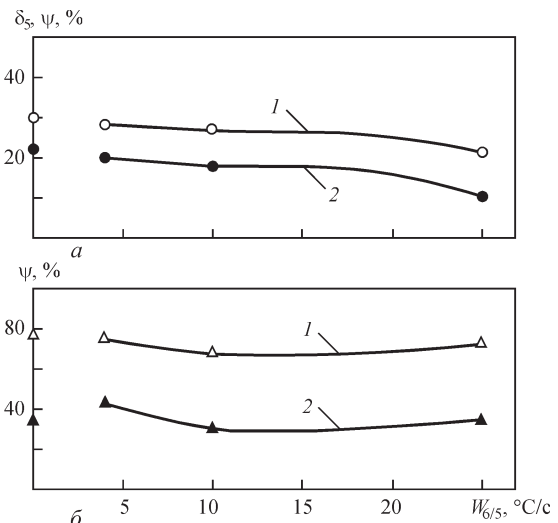


Рис. 4. Залежність показників пластичності: відносного подовження (а) та відносного звуження (б) від зміни швидкості охолодження імітованого металу ЗТВ сталей 06ГБД (1) і S460M (2)

рів сталі 06ГБД зменшується при температурах випробувань, за винятком  $T = +20$  °C, де її показники залишаються достатньо високими  $KCV_{+20}^{min} = 170$  Дж/см<sup>2</sup> (рис. 5). При мінусових температурах випробувань за умов  $W_{6/5} < 10$  °C/c спостерігаються низькі показники  $KCV_{-40} = 18...24$  Дж/см<sup>2</sup>, натомість при  $W_{6/5} \geq 10$  °C/c вони приблизно в два

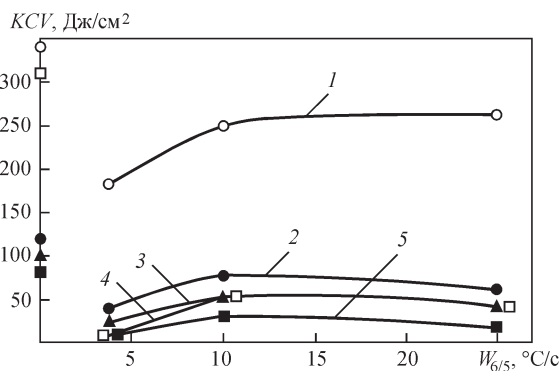


Рис. 5. Вплив швидкості охолодження на ударну в'язкість  $KCV$  імітованого металу ЗТВ сталей 06ГБД (1, 4) та S460M (2, 3, 5) при температурах випробувань: +20 °C – 1, 2; -20 °C – 3; -40 °C – 4, 5

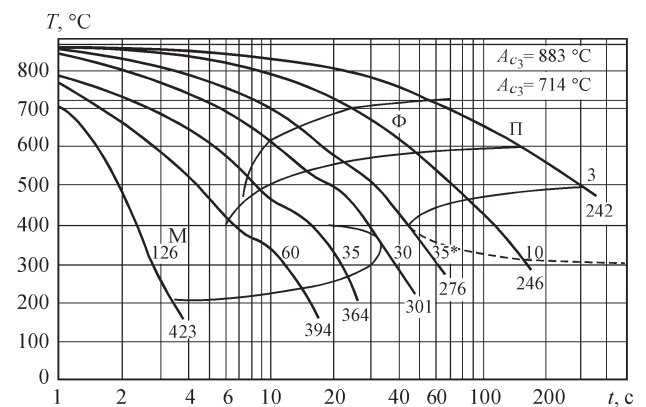


Рис. 6. Термокінетична діаграма перетворення аустеніту сталі S460M. Цифри в кружках – твердість за Вікерсом; 3...126 – швидкості охолодження в інтервалі температур 600...500 °C

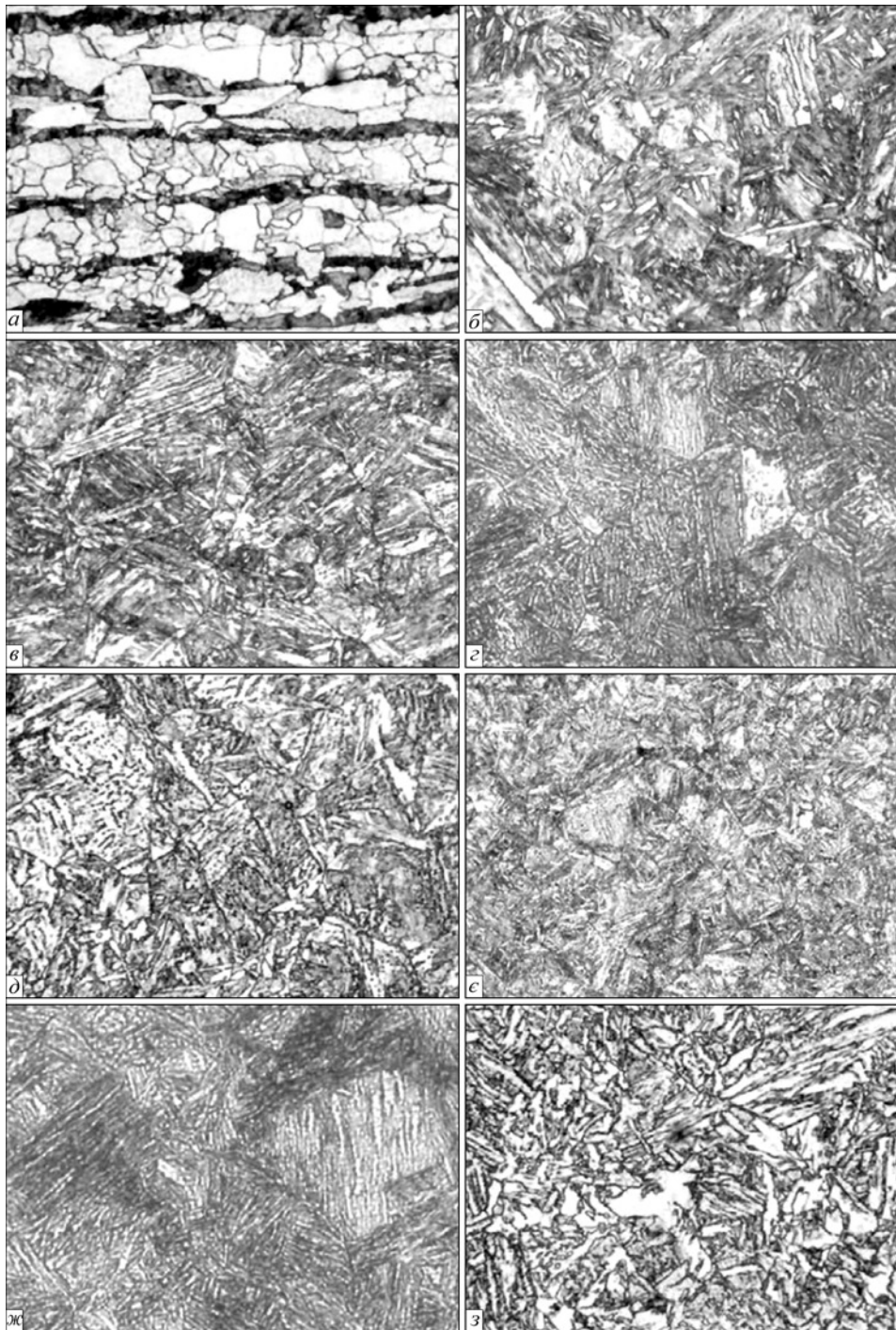


Рис. 7. Мікроструктура основного металу та зразків-імітаторів металу ЗТВ сталі S460M при різних швидкостях охолодження  $W_{6/5}$ : а – основний метал; б – 3; в – 10; г – 30 (час витримки – 10 с); д – 30 (час витримки – 30 с); е – 35; ж – 60; з – 126 °C/с,  $\times 500$

рази підвищуються (рис. 5) та відповідають вимогам нормативної документації на сталь.

Таким чином, встановлено, що комплекс механічних властивостей металу ЗТВ сталі 06ГБД, що вимагається, може бути забезпечений при зварюванні на обмежених тепловкладеннях за умов, коли мінімальні швидкості охолодження зварних з'єднань не нижчі за  $W_{6/5} = 10$  °C/с.

Стосовно термомеханічно зміцненої сталі S460M з границею плинності  $\sigma_T \geq 490$  МПа, на рис. 6 наведено термокінетичну діаграму пере-

творення аустеніту, яка характеризує зміну мікроструктури під дією процесів нагріву–охолодження з різними  $W_{6/5}$  у діапазоні 3...126 °C/с.

Отримані дані досліджень свідчать, що під дією термічного циклу зварювання зі швидкістю охолодження  $W_{6/5} = 3$  °C/с мікроструктура зразка-імітатора трансформується від вихідної феритно-перлітної (рис. 7, а) до суміші різноманітних форм фериту (голчастого, полігонального, структурно-вільного) та перліту (рис. 7, б). Підвищення швидкості охолодження зразків-імітаторів до

$W_{6/5} = 10$  °C/c призводить до переважного утворення голчастого фериту (рис. 7, в), а підвищення до  $W_{6/5} = 30$  °C/c стимулює появу бейнітних пакетів різної орієнтації та залишкового аустеніту (рис. 7, з, д).

Подальше зростання швидкості охолодження імітованого металу ЗТВ сталі S460M до  $W_{6/5} = 35$  °C/c призводить до утворення бейніту різної морфології (верхнього та/або нижнього), залишкового аустеніту та незначної кількості мартенситу (рис. 7, е). Мікротвердість  $HV_{0,1}$  структурних складових: верхній бейніт 3300...3360 та нижній бейніт 3630...3750 МПа. Для зразка-імітатора, що охолоджували зі швидкістю  $W_{6/5} = 60$  °C/c, характерною є мартенситна структура голчастого типу (рис. 7, ж) з мікротвердістю 3600...4260 МПа. Нарешті, мікроструктура металу ЗТВ, охолодженого з максимальною для даних умов швидкістю  $W_{6/5} = 126$  °C/c складається з пакетів мартенситу, що щільно прилягають один до одного, з мікротвердістю 4100...4630 МПа.

Аналіз структурного стану імітованого металу ЗТВ сталі S460M показав, що з підвищенням швидкості охолодження від 5 до 35...40 °C/c відбувається зміна структури від феритно-перлітної до феритно-бейнітної з переважним утворенням голчастого фериту. Подальше підвищення швидкості охолодження вище за 40 °C/c супроводжується зростанням мартенситної складової, у результаті чого може бути зменшена стійкість зварних з'єднань сталі S460M до утворення холодних тріщин.

Тип фазових перетворень, який реалізується в процесі безперервного охолодження, та структурні зміни, що відбуваються в об'ємі металу ЗТВ, призводять до того, що властивості металу ЗТВ суттєво залежать від швидкості його охолодження.

Залежності, що відображають зміну показників статичної міцності та пластичності імітованого металу ЗТВ модельних зразків сталі S460M під дією термічного циклу зварювання, наведено на рис. 3, а, б. Отримані результати свідчать, що зі зростанням швидкості охолодження  $W_{6/5}$  у діапазоні 3...25 °C/c відбувається суттєве підвищення показників статичної міцності порівняно з вихідним станом: границя текучості  $\sigma_b$  збільшується з 490 до 910 МПа, а тимчасовий опір розриву  $\sigma_b$  – з 600 до 1000 МПа (рис. 3, а). Водночас зі зростанням швидкості охолодження спостерігається зниження пластичних характеристик металу: показники відносного подовження зменшуються приблизно у два рази, а показники відносного звуження – на 15...20 % відносно вихідного стану (рис. 3, б).

При випробуваннях на ударний згин зразків з гострим V-подібним надрізом встановлено, що ударна в'язкість металу ЗТВ сталі S460M зменшується по відношенню до основного металу (рис. 3, в). Най-

більш суттєве зниження значень  $KCV$ , у 4...9 разів, спостерігається в зразках, які охолоджувалися зі швидкістю  $W_{6/5} = 3$  °C/c (від 111 до 33 Дж/см<sup>2</sup> при температурі випробувань 20 °C, від 109 до 15 Дж/см<sup>2</sup> при температурі 20 °C та від 95 до 10 Дж/см<sup>2</sup> при температурі 40 °C). Зі зростанням швидкості охолодження до 10 °C/c вони підвищуються, а в подальшому при  $W_{6/5} = 25$  °C/c знову знижуються та складають  $KCV_{-20} = 30$  Дж/см<sup>2</sup> і  $KCV_{-40} = 20$  Дж/см<sup>2</sup>. Такі зміни механічних властивостей металу ЗТВ сталі S460M обумовлені різними структурними перетвореннями в діапазоні досліджуваних швидкостей охолодження, про що свідчать наведені вище результати металографічних досліджень.

## Висновки

Проведеними дослідженнями впливу процесів нагріву-охолодження за термічними циклами зварювання на зміну структури та механічних властивостей імітованого металу ЗТВ зварних з'єднань сталей 06ГБД з  $\sigma_T \geq 390$  МПа і S460M з  $\sigma_T \geq 490$  МПа встановлені діапазони швидкостей охолодження, при яких зберігаються значення показників статичної міцності, пластичності та ударної в'язкості на рівні значень основного металу. Зазначені вимоги виконуються при  $W_{6/5} \geq 10$  °C/c для сталі 06ГБД і в діапазоні  $7 \leq W_{6/5} \leq 15$  °C/c – для сталі S460M.

Необхідні характеристики механічних властивостей забезпечуються за рахунок формування феритно-перлітних структур у металі ЗТВ сталі 06ГБД та комплексу феритно-бейнітних структур у сталі S460M.

Отримані дані досліджень можуть бути використані при розробці технології дугового зварювання конструкційних низьколегованих сталей підвищеної міцності.

**Вдячності:** автори вдячні за допомогу в металографічних дослідженнях д.т.н. В.А. Костіну та к.т.н. В.В. Жукову.

## Список літератури

1. Миходуй Л.И., Кирьян В.И., Позняков В.Д., Стрижак П.А., Снисаренко В.В. (2003) Экономнолегированные высокопрочные стали для сварных конструкций. *Автоматическая сварка*, 5, 36–40.
2. Грабин В.Ф., Головкин В.В., Костин В.А., Алексеенко И.И. (2004) Морфологические особенности микроструктуры металла швов низколегированных сталей с ультрамикромасштабным содержанием углерода. *Автоматическая сварка*, 7, 17–22.
3. Позняков В.Д., Барвинко А.Ю., Барвинко Ю.П. и др. (2012) Хладостойкость и сопротивляемость слоистому разрушению сварных соединений стали 06ГБ-390. *Автоматическая сварка*, 3, 45–49.
4. Nazarov, A., Yakushev, E., Shabalov, I. et al. (2014) Comparison of weldability of high-strength pipe steels microalloyed with niobium, niobium and vanadium. *Metallurgist*, 57, 911–917. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11015-014-9821-6>
5. Одесский П.Д., Молодцов А.Ф., Морозов Ю.Д. (2011) Новые эффективные низколегированные стали для строительных металлических конструкций. *Монтажные и специальные работы в строительстве*, 5, 20–25.

6. Fydrych, D., Tomków, J., Rogalski, G., Łabanowski, J. (2016) Weldability of S460ML high strength low alloy steel in underwater conditions. *Applied Mechanics and Materials*, **838**, 10–17. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.838.10>
7. Билык А.С., Курашев Р.В., Горбатенко В.В. и др. (2013) Применение термомеханически упрочнённого листового проката в сварных металлических конструкциях. *Промышленное строительство и инженерные сооружения*, **4**, 1–4.
8. Позняков В.Д., Жданов С.Л., Максименко А.А. и др. (2013) Свариваемость экономнолегированных сталей 06ГБД и 06Г2Б. *Автоматическая сварка*, **4**, 9–15.
9. Позняков В.Д., Жданов С.Л., Завдовеев А.В. и др. (2016) Свариваемость высокопрочной микролегированной стали S460M. *Автоматическая сварка*, **12**, 23–30. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2016.12.04>
10. Григоренко Г.М., Костин В.А., Орловский В.Ю. (2008) Современные возможности моделирования превращений аустенита в сварных швах низколегированных сталей. *Автоматическая сварка*, **3**, 31–34.
11. Саржевский В.А., Сазонов В.Я. (1981) Установка для имитации термических циклов сварки на базе машины МСР-75. *Автоматическая сварка*, **5**, 69–70.
3. Poznyakov, V.D., Barvinko, A.Yu., Barvinko, Yu.P., Sineok, A.G., Yashnik, A.N. (2012) Cold resistance and lamellar fracture resistance of welded joints on steel 06GB-390. *The Paton Welding J.*, **3**, 35–39.
4. Nazarov, A., Yakushev, E., Shabalov, I. et al. (2014) Comparison of weldability of high-strength pipe steels microalloyed with niobium, niobium and vanadium. *Metallurgist*, **57**, 911–917. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11015-014-9821-6>
5. Odesskiy, P.D., Molodtsov, A.F., Morozov, Yu. D. (2011) New efficient low-alloy steels for building metal structures. *Montazhnye i spetsialnye raboty v stroitelstve*, **5**, 20–25 [in Russian].
6. Fydrych, D., Tomków, J., Rogalski, G., Łabanowski, J. (2016) Weldability of S460ML high strength low alloy steel in underwater conditions. *Applied Mechanics and Materials*, **838**, 10–17. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.838.10>
7. Bilyk, A.S., Kurashev, R.V., Gorbatenko, V.V. et al. (2013) Application of thermomechanically strengthened rolled sheet in welded metal structures. *Montazhnye i spetsialnye raboty v stroitelstve*, **4**, 1–4 [in Russian].
8. Poznyakov, V.D., Zhdanov, S.L., Maksimenko, A.A., Sineok, A.G., Gerasimenko, A.M. (2013) Weldability of sparsely-alloyed steels 06GBD and 06G2B. *The Paton Welding J.*, **4**, 8–14.
9. Poznyakov, V.D., Zhdanov S. L., Zavidoveev, A.V. et al. (2016) Weldability of high-strength microalloyed steel S460M. *The Paton Welding J.*, **12**, 21–28. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2016.12.04>
10. Grigorenko, G.M., Kostin, V.A., Orlovsky, V.Yu. (2008) Present opportunities of modeling austenite transformations in welds of low-alloy steels. *The Paton Welding J.*, **3**, 31–34.
11. Sarzhevsky, V.A., Sazonov, V.Ya. (1981) Installation for simulation of welding thermal cycles based on the MSR-75 machine. *Automatic welding*, **5**, 69–70 [in Russian].

## References

1. Mikhoduj, L.I., Kirian, V.I., Poznyakov, V.D., Strizhak, P.A., Snisarenko, V.V. (2003) Sparsely-alloyed high-strength steels for welded structures. *The Paton Welding J.*, **5**, 34–37.
2. Grabin, V.F., Golovko, V.V., Kostin, V.A., Alekseenko, I.I. (2004) Morphological peculiarities of microstructure of weld metal from low-alloy steels with ultralow content of carbon. *The Paton Welding J.*, **7**, 15–20.

## INFLUENCE OF THERMAL CYCLES OF ARC WELDING ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF WELDED JOINTS OF LOW-ALLOY STEELS WITH A YIELD STRENGTH OF 390...490 MPa

R.V. Bohodist, S.L. Zhdanov

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

E-mail: [mail.ruslan@ukr.net](mailto:mail.ruslan@ukr.net)

The paper examines the regularities of phase-structural transformations in simulated heat-affected zone (HAZ) metal of welded joints of 06GBD and S460M steels with a yield strength of 390...490 MPa. Using the Gleeble-3800 thermal-mechanical simulator, thermo-kinetic diagrams of austenite transformation in the simulated HAZ metal were constructed. Metallographic studies made it possible to assess the influence of structural changes on the mechanical properties of the HAZ metal under various welding thermal cycles. The optimal cooling-rate ranges for the simulated HAZ metal have been established, within which the mechanical property values are maintained at the level of the base metal. 11 Ref., 1 Tabl., 7 Fig.

*Keywords:* low-alloy steel, arc welding, welding thermal cycle, mechanical properties, structure, cooling rate, heat-affected zone

## ORCID

Богодіст Р.В. – <https://orcid.org/0009-0004-3544-9112>, Жданов С.Л. – <https://orcid.org/0003-3570-895X>

## КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

## АВТОР ДЛЯ ЛІСТУВАННЯ

Р.В. Богодіст

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: [mail.ruslan@ukr.net](mailto:mail.ruslan@ukr.net)

## РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

Р.В. Богодіст, С.Л. Жданов (2026) Вплив термічних циклів дугового зварювання на структуру та властивості зварних з'єднань низколегованих сталей з границею плинності 390...490 МПа. *Автоматичне зварювання*, **02**, 57–62. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.02.07>

## ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

Отримано 12.11.2025

Отримано у переглянутому вигляді 30.12.2026

Підписано до друку 10.04.2026

Оприлюднено 11.04.2026



## PATON INTERNATIONAL:

### інновації, що формують майбутнє зварювання

Компанія PATON INTERNATIONAL, м. Київ, продовжує впевнено зміцнювати свої позиції як один із провідних виробників зварювального обладнання, поєднуючи багаторічний досвід із сучасними технологічними рішеннями. Останній період став особливо насиченим інноваціями, які суттєво розширюють можливості користувачів і підвищують ефективність зварювальних процесів.

#### Зварювання та очищення в одному апараті

Однією з ключових новинок стало впровадження режиму CLEAN в апаратах PATON серій StandardTIG та MultiPRO. Це рішення дозволяє об'єднати два важливі процеси — зварювання та очищення — в одному обладнанні.



Завдяки новому режиму користувачі можуть швидко виконувати очищення зварювальних деталей із нержавкої сталі та їхніх зварних швів від оксидів і кольорів мінливості без використання додаткового обладнання. Це скорочує час обробки, спрощує робочий процес і підвищує загальну продуктивність.

#### Новинка: PATON TIGCleaner



Важливим доповненням до лінійки обладнання став апарат PATON TIGCleaner — сучасне рішення для електрохімічного очищення та полірування виробів із нержавкої сталі. Пристрій розроблений з урахуванням

потреб професійного виробництва, де важливими є не лише міцність з'єднання, а й зовнішній вигляд і довговічність виробу. PATON TIGCleaner забезпечує швидке та ефективно видалення окислів і кольорів мінливості, що виникають після зварювання, відновлюючи естетичний вигляд поверхні та підвищуючи її корозійну стійкість. На відміну від механічних методів, електрохімічне очищення не пошкоджує структуру металу та не впливає на його властивості.

Апарат працює у двох режимах: CLEANING — для очищення зварних швів від оксидів і терміч-

них забарвлень, та POLISHING — для полірування поверхонь із нержавкої сталі.

Серед ключових переваг — компактність і мобільність (вага лише 3,9 кг), простота у використанні та можливість отримання професійного результату без застосування абразивної обробки.

Завдяки поєднанню ефективності та зручності PATON TIGCleaner є оптимальним рішенням для підприємств із високими вимогами до якості зварних швів і зовнішнього вигляду виробів.

#### Синергетичне налаштування: новий рівень зручності

Ще одним важливим етапом розвитку стало впровадження функції синергетичного налаштування функції PULSE у режимі напівавтоматичного зварювання MIG/MAG у більшій частині асортименту зварювальних апаратів PATON. Це рішення суттєво спрощує налаштування зварювального процесу та підвищує його стабільність.



Користувачу достатньо задати базові параметри — тип матеріалу, діаметр зварювального дроту та корекцію напруги, після чого система автоматично підбирає оптимальні режими роботи. У результаті забезпечується стабільне горіння дуги, мінімізується розбризкування металу та формується рівномірний зварний шов високої якості.

Особливо ефективною технологія є при зварюванні тонколистових матеріалів, нержавкої сталі та кольорових сплавів, де критично важливий точний контроль тепловкладення. Поєднання імпульсного режиму та синергетичного налаштування відкриває нові можливості як для професійних зварників, так і для виробничих підприємств.

#### Глобальне розширення

Окрім технологічних інновацій, PATON INTERNATIONAL активно розширює географію своєї присутності. Компанії вдалося розширити мережу міжнародних дилерів своєї продукції за рахунок виходу на ринки країн Бангладеш та Південно-Африканської Республіки.

Для посилення конкурентних позицій продукції на ринках країн Субсахарської Африки, командою PATON було організовано цілий комплекс заходів для представників компаній-імпортерів та локальних дилерів. Під час цих заходів було про-



ведено ряд навчальних семінарів та майстер-класів, на яких учасники мали змогу отримати як теоретичні знання про широкий асортимент продукції, так і практичні навички з користування зварювальним обладнанням PATON та його сервісного обслуговування.

Окрім розширення міжнародної дилерської мережі, PATON INTERNATIONAL активно розвиває експорт своєї продукції за рахунок локальних онлайн-каналів у все більшій кількості країн. Нещодавно запрацювали локальні вебсайти в США, Канаді, Індії, Аргентині, Бразилії, Чилі, Перу, Мексиці, Колумбії, Новій Зеландії та Австралії.

Розширення міжнародної присутності супроводжується розвитком партнерської мережі, сервісної підтримки та адаптацією продукції до вимог локальних ринків. Це дозволяє забезпечувати високий рівень обслуговування та відповідати очікуванням професійних користувачів у різних країнах.

Такий стратегічний підхід підтверджує зростаючий попит на українське зварювальне обладнання та високий рівень довіри до бренду PATON з боку міжнародних партнерів, зміцнюючи позиції компанії як глобального гравця у галузі зварювання.

### Більше ніж обладнання: філософія PATON

PATON INTERNATIONAL демонструє системний розвиток, поєднуючи інновації, практичність і орієнтацію на потреби користувачів. Розширення функціональних можливостей обладнання та вихід на нові ринки підтверджують статус компанії як сучасного технологічного лідера у сфері зварювання.

Сьогодні PATON — це не просто обладнання, а комплексні рішення, що підвищують ефективність виробництва та відкривають нові можливості для професіоналів у всьому світі.

Антон Степахно

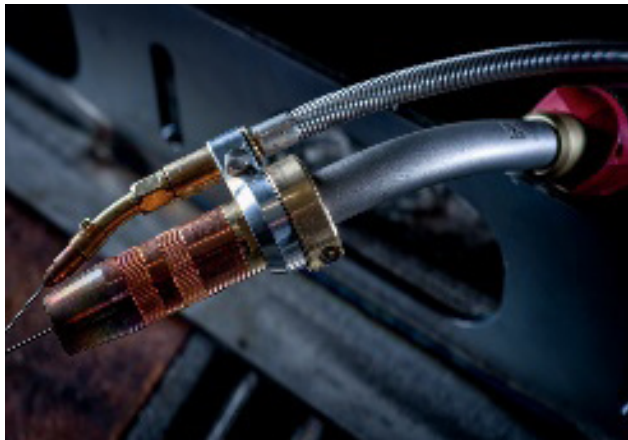


## Velocity Assistant від Fronius – інноваційна технологія для керованого ручного зварювання MIG/MAG

З новим Velocity Assistant, або скорочено Velo, Fronius виводить ручне зварювання MIG/MAG на абсолютно новий рівень. Інноваційна система була вперше представлена публіці на виставках SCHWEISSEN & SCHNEIDEN в Ессені (Німеччина) та FABTECH у Чикаго (США) і викликала велику зацікавленість у тих, хто часто виконує довгі й точні шви. Velo вражає фахівців зварників асистованим веденням пальника та стабільною швидкістю зварювання — для ідеальних відтворюваних швів зі зниженим фізичним навантаженням.

Довгі шви створюють виклики навіть для досвідчених зварників: стабільна швидкість і точне ведення пальника є критично важливими для якості шва, але водночас складно, а головне, виснажливо підтримувати їх на великих відстанях.

Саме тут Velo проявляє свої переваги, адже Velocity Assistant вперше дає можливість контролювати швидкість під час ручного зварювання. Завдяки цьому він підтримує широкий спектр застосувань, особливо там, де потрібні довгі й рівні шви — наприклад, у сферах комерційного транспорту, важкої техніки, сталевого будівництва або апаратуобудування. Velo підходить як для роботи з тонким листовим металом, так і для зварювання товстих листів зі сталі, нержавкої або високоміцної сталі.

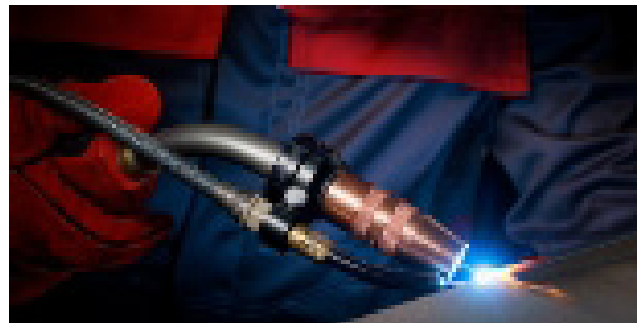


Пальник Velo: інженерна точність, що забезпечує кероване зварювання

**Значущий прогрес у якості та стабільності ручних швів.** У центрі технології Velo знаходиться другий дріт — так званий дріт Velo, який працює без дуги та без додаткової подачі газу. Цей дріт торкається заготовки у твердому стані та створює поступальний рух завдяки тертю. Саме швидкість подачі дроту Velo визначає кінцеву швидкість зварювання. Зварник зосереджується лише на правильному положенні пальника відносно кромки шва чи фаски.

Дріт Velo підтримує постійну відстань між заготовкою та контактним наконечником і «штовхає» пальник уздовж кромки шва, вирізу або фаски без будь-якої спеціальної підготовки шва. При цьому

дріт Velo додає лише мінімальну кількість додаткового матеріалу до шва: витрата дроту точно відповідає довжині шва.



Дріт Velo «штовхає» пальник уздовж шва та забезпечує постійну швидкість зварювання і стабільну відстань між контактним наконечником та заготовкою. Це гарантує якість і знімає навантаження з фахівця

*«Якщо дозволите собі відмовитися від частини контролю, то зможете виконувати ідеальні зварні шви при ручному зварюванні з безпрецедентною швидкістю,»* пояснює Франциска Айхгорн, стратегічний менеджер продукту в Fronius International. *«Тестові випробування підтверджують помітно менше фізичне навантаження та значне зростання точності й якості зварювання.»*

**Підтримка для всіх: Velo працює однаково надійно й для початківців, і професіоналів.** Velocity Assistant суттєво полегшує процес зварювання. Новачки швидко досягають високої якості швів завдяки підказкам, професіонали відчувають значне полегшення від зниження навантаження під час тривалих або складних зварювальних робіт. Напруження та втома тепер у минулому, а якість швів залишається стабільно високою.

Основі переваги:

- у порівнянні зі звичайним ручним зварюванням MIG/MAG, спрощене керування пальником за допомогою системи Velo допомагає подвоїти швидкість зварювання і за певних умов досягати швидкостей, порівнянних із роботизованим зварюванням. Це значно підвищує продуктивність;

- досвідчені зварники можуть швидко виконувати високоякісні шви, оскільки пальник легше тримати рівно;

– завдяки SyNext налаштування параметрів зварювання стало набагато простішим. Конфігурації є ідеальними та точними від початку до кінця процесу;

– постійна швидкість зварювання та оптимальна відстань між контактним наконечником і деталлю (contact tip to work distance, CTWD) забезпечують рівномірне тепловкладення та сприяють формуванню високоякісних швів.



Зварювання ідеальних довгих швів MIG/MAG вручну за один прохід легко виконується із застосуванням Velo



Просте встановлення — і пристрої TPS/i від 320 А та системи iWave Multiprocess PRO готові до роботи

**Просто оновіть систему — і можна миттєво починати працювати.** Velo сумісний з існуючими

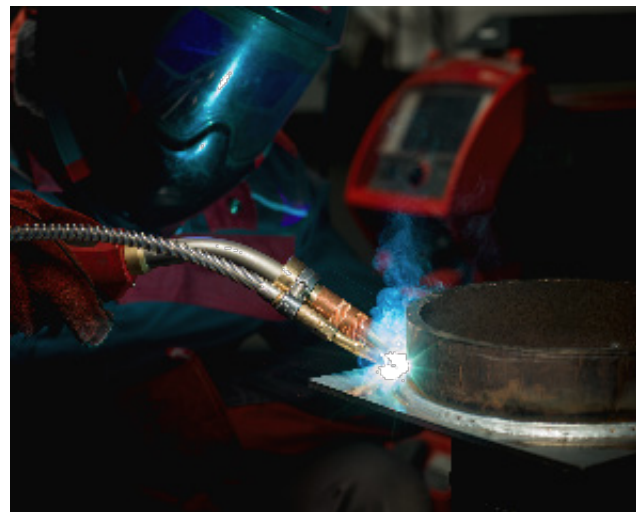
пристроями TPS/i від 320 А та системами iWave Multiprocess PRO і може бути легко дообладнаний. Вам знадобиться лише:

- подавач дроту для дроту Velo;
- відповідний адаптер пальника з системою подачі дроту Velo;
- належна активація програмного забезпечення.

Інтеграція в існуючі системи проходить швидко та без ускладнень. Зварювання можна починати одразу після активації програмного забезпечення та підключення пристрою подачі дроту WF 25i Velo з відповідним адаптером пальника.

**Ергономіка та гнучкість у центрі уваги.** Тримач Velo можна обертати на 360° без використання інструментів, і він надійно фіксується в потрібному положенні. Якщо доступ обмежений, компоненти системи Velo можна просто від'єднати від тримача та відкласти вбік. Завдяки своїй гнучкості систему можна застосовувати для будь-яких положень — навіть для зварювання труб із швами на 360° або багатошарових застосувань.

Широкий діапазон роботи забезпечується завдяки п'ятиметровій системі подачі дроту Velo. Система активується безпосередньо на зварювальному пальнику, що означає, що її можна деактивувати в будь-який момент, якщо це необхідно, щоб гнучко перемикатися між ручним і автоматичним керуванням.



Керування надзвичайно просте: дріт Velo бере на себе напругу та підтримує майстра

Доступність для замовлення та постачання. Система Velocity Assistant створена для того, щоб забезпечити виробництвам стабільність процесу та прогнозовану якість довгих швів і доступна для замовлення з осені 2025 р. та знаходиться на стадії патентування.

Для отримання додаткової інформації та придбання Velo звертайтеся до Fronius Україна:  
Тел.: +380 (44) 277 21 41, E-mail: [sales.ukraine@fronius.com](mailto:sales.ukraine@fronius.com), [www.fronius.com/uk-ua/ukraine](http://www.fronius.com/uk-ua/ukraine)